

50X1-HUM

Page Denied

Next 22 Page(s) In Document Denied

Канд. техн. наук доцент А. И. КОЛПАШНИКОВ

ОПЕРЕЖЕНИЕ ПРИ ПРОКАТКЕ АЛЮМИНИЕВЫХ И МАГНИЕВЫХ СПЛАВОВ

Одним из важных явлений, сопровождающих процесс прокатки в гладких валках, следует считать явление опережения. С этим явлением связана производительность прокатных станков, технологические расчеты при непрерывной прокатке и т. д.

Известно, что длина полосы, вышедшей из зева валков, больше длины дуги той части валков, которая прокатала данную полосу. Это явление называется *опережением*.

Опережение выражается следующими формулами:

$$S = \frac{v_n - v}{v} \cdot 100\%, \quad (1)$$

где S — опережение в %;

v_n — скорость движения выходящего из зева валков конца полосы;

v — окружная скорость валков.

$$S = \frac{l_n - l}{l} \cdot 100\%, \quad (2)$$

где l_n — длина полосы, вышедшая за один оборот валка;

l — длина соответствующей части окружности валка.

Ввиду большого практического и теоретического значения опережения его изучали многие исследователи. Из ранее опубликованных работ по вопросу опережения наиболее важными являются исследования В. Е. Грум-Гржимайло, А. П. Виноградова, И. М. Павлова, Пушье, А. Ф. Головина и др. Эти ученые предложили несколько теорий явления опережения и дали формулы для определения величины опережения, а также опытным путем определили влияние некоторых факторов на величину опережения.

При рассмотрении теорий процесса опережения видно, что единого взгляда на объяснение этого сложного явления нет.

По вопросу опережения прокатываемого металла в зоне деформации в литературе имеются две точки зрения. Одни авторы считают, что скорость выхода металла распределена в плоскости, проходящей через оси валков, неравномерно по высоте сечения, другие это распределение скорости считают равномерным

Анализируя исследования Е. В. Пальмова, Н. П. Спиридонова, Т. М. Голубева и др., можно прийти к вполне определенному выводу, что напряжения и скорость движения металла по его сечению в плоскости выхода распределяются неравномерно. Деформация распространяется на участки полосы, прилегающие к геометрической зоне деформации, не только со стороны входа металла в валки, но также и со стороны выхода.

Первое теоретическое объяснение явления опережения при прокатке в гладких валках, базирующееся на экспериментальных данных, было дано А. И. Целиковым, который исходил из современной теории процесса прокатки, основанной на обязательном неравномерном распределении скоростей течения металла по вертикальным сечениям в геометрической зоне деформации, а также и в участках, прилегающих к геометрической зоне до входа в валки и после выхода металла из зева валков (зоны затухания).

В технической литературе имеются противоречивые данные по вопросу влияния отдельных условий деформирования на величину опережения. Сведений о зависимости величины опережения от условий деформирования при прокатке алюминиевых и магниевых сплавов в литературе почти нет.

Методика проведения работы

Величина опережения замерялась общезвестным методом кернов*.

Этим методом пользовались большинство исследователей опережения: И. М. Павлов, А. Ф. Головин, Зибель и другие.

Недостатком применяемой методики исследования является то, что замеряется опережение только поверхностных слоев металла (контактной поверхности). Кроме того, этим методом можно замерять только действительную скорость переднего конца полосы без выявления причин возникновения опережающего потока и сущности явления опережения.

По данным современной теории прокатки, очаг деформации при прокатке разделяется на пять зон: зону прилипания, две зоны скольжения и две зоны затухания.

При изучении закономерностей в фактическом очаге деформации при прокатке в гладких валках установлено, что зона прилипания представляется недеформируемым объемом металла (скорости течения металла равны окружной скорости валка) в форме клина, расположенного основанием к поверхности контакта металла с валком. Зона прилипания охватывает в основном поверхностный (контактный) и частично промежуточный слой при сохранении переменной скорости течения металла в срединных слоях.

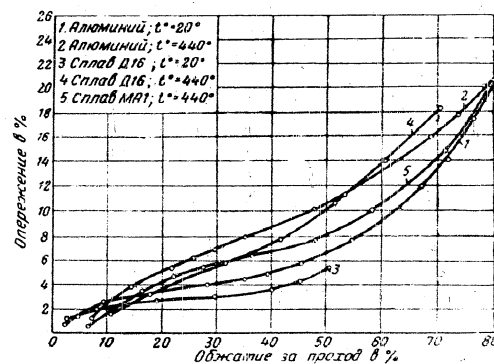
Экспериментально полученный характер распределения скоростей течения металла в зоне прилипания по вертикальным сечениям дает предпосылки для правильного объяснения опережения: опережающий поток создается в срединных слоях прокатываемого металла в зоне прилипания, вызывая повышенную их скорость на выходе до полного затухания за пределами геометрического очага деформации.

* В выполнении экспериментальной части работы принимали участие студенты Г. А. Шестакова и М. В. Суворова.

режающий поток создается в срединных слоях прокатываемого металла в зоне прилипания, вызывая повышенную их скорость на выходе до полного затухания за пределами геометрического очага деформации.

Зависимость величины опережения от обжатия за проход

Опыты по выявлению зависимости величины опережения от обжатия за проход проводились на двухвалковом стане с диаметром валков 290 мм при скорости прокатки 0,3 м/сек. Образцы размерами 6×40×250 мм из сплавов Д16, МА1 и алюминия прокатывались в сухих валках при температурах 20 и 440°С.



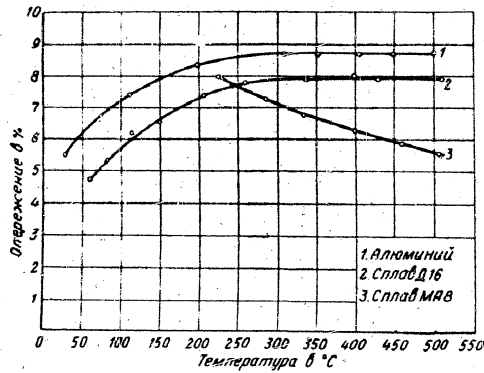
Фиг. 1. Зависимость величины опережения от обжатия за проход. Размер полосы до прокатки шириной 40 мм, толщиной 6 мм. Диаметр валков 290 мм. Валки сухие.

Степень обжатия за проход изменялась от 2 до 80%. Анализ полученных данных (фиг. 1) показывает, что по мере роста величины обжатия за проход происходит увеличение опережения. При этом опережение растет с увеличением обжатия как при прокатке без нагрева, так и при повышенных температурах. У сплава Д16 при повышенных температурах рост величины опережения в зависимости от обжатия более интенсивен, чем при 20°С. Интересно отметить, что при прокатке образцов из алюминия опережение при температуре 20° и обжатиях выше 70% растет более интенсивно, чем при температуре прокатки 440°С. Вероятно, это можно объяснить значительным разогревом образцов при деформировании вследствие теплового эффекта и обжатия высоких обжатий.

Зависимость величины опережения от температуры прокатки

Зависимость величины опережения от температуры прокатки исследовалась на образцах размером 6×40×250 мм из сплавов Д16, МА1 и алюминия при постоянном обжатии в 40%. Прокатка производилась в сухих валках диаметром 290 мм.

Приведенные на фиг. 2 кривые показывают, что опережение для сплавов Д16 и алюминия увеличивается с повышением температуры от 50° до 250° С. Дальнейшее повышение температуры не дает заметного повышения опережения.



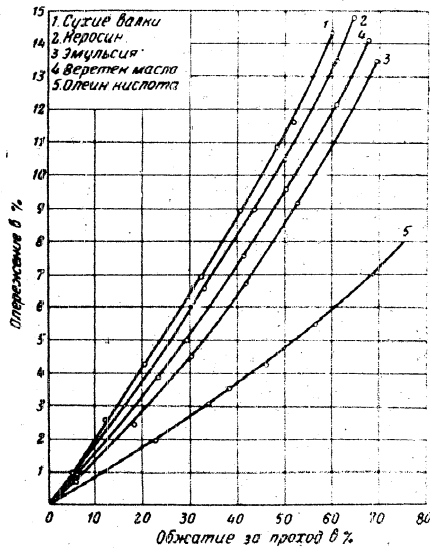
Фиг. 2. Зависимость величины опережения от температуры. Диаметр валков 290 мм; обжатие 40%; валки сухие.

Для образцов из сплава МА1 и МА8 опыты показали принципиально иной характер кривых зависимости опережения от температуры. При повышении температуры прокатки с 200° до 500° С опережение уменьшилось с 8 до 5%. Опыты по выяснению зависимости опережения от температуры прокатки для магниевых сплавов проводятся впервые; поэтому для сплава МА1 в настоящее время вследствие недостаточности данных не представляется возможным дать более или менее обоснованную трактовку подобного хода кривой зависимости опережения от температуры прокатки.

Зависимость величины опережения от обжатия за проход при различных смазках

Исследование влияния смазки на величину опережения в зависимости от обжатия за проход проводилось на образцах из сплавов Д16, МА1 и алюминия при температурах прокатки 145–455° С.

Проведенные опыты (фиг. 3) показывают, что при прокатке алюминиевых сплавов смазка снижает опережение. Наибольшее снижение опережения наблюдалось при применении в качестве смазки олеиновой кислоты. Применение в качестве смазки керосина приводит в ряде случаев к увеличению опережения. Ход кривых зависимости опережения от рода смазки практически не зави-



Фиг. 3. Зависимость величины опережения от обжатия за проход при различных смазках для алюминия. Диаметр валков 290 мм. Температура прокатки 145° С.

сит от материала образца, т.е. при одинаковых условиях прокатки величины опережения сплавов Д16, МА1 и алюминия являются одинаковыми. Анализ кривых опережения для образцов из алюминия и сплава Д16 показал, что род смазки заметно изменяет величину опережения; например, при применении олеиновой кислоты величина опережения у алюминия при степени обжатия за проход 70% достигает 7%, а при применении керосина — 20.

У образцов из сплава МА1 влияние рода смазки на опережение несколько уменьшается.

ВЫВОДЫ

Опережение металла при прокатке является одним из сложных вопросов в теории прокатки.

Проведенное экспериментальное исследование позволило установить определенные закономерности по изменению величины опережения от условий деформирования и сделать следующие выводы:

1. Основными факторами, влияющими на величину опережения являются степень обжатия, температура и коэффициент трения.
2. Опережение увеличивается с ростом обжатия за проход. При больших степенях деформации (80—90%) опережение достигает 25—27%, что необходимо учитывать при технологических расчетах.
3. С повышением температуры прокатки для алюминиевых сплавов опережение увеличивается.
4. Применение смазки при прокатке (уменьшение коэффициента трения) снижает величину опережения.

Канд. техн. наук доцент **В. И. КОЛПАШНИКОВ**

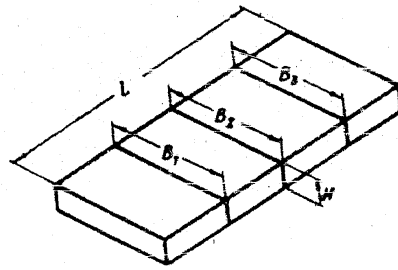
УШИРЕНИЕ ПРИ ПРОКАТКЕ АЛЮМИНИЕВЫХ И МАГНИЕВЫХ СПЛАВОВ *

Знание закономерностей изменения величины уширения от условий деформации при прокатке имеет большое теоретическое и практическое значение.

Уширению при прокатке в гладких валках посвящено большое количество работ отечественных и иностранных ученых. Однако мнения ученых по многим вопросам не совпадают, что свидетельствует о недостаточной изученности этого явления. Кроме того, в

технической литературе почти нет работ по уширению алюминиевых и магниевых сплавов.

Имеющиеся в литературе данные по вопросу о влиянии температуры на уширение при прокатке имеют противоречивый характер. Так, в работах В. Е. Грум-Гржимайло, Н. Метца, М. В. Врацкого, Н. В. Гутковского, Я. С. Гинсбурга, Н. М. Федосова и Эсса (см. список литературы) указывается, что уширение с повышением температуры уменьшается; в



Фиг. 1. Схема замеров образцов.

работе В. Тафеля и Ф. Анке высказывается противоположное мнение, что уширение с повышением температуры увеличивается.

Такие же противоречия имеются в оценке влияния других факторов деформации на изменение величины уширения.

Для установления зависимости величины уширения от условий деформации при прокатке в гладких валках изготавливались образцы из горячекатаных полос алюминия толщиной 8 мм и из сплавов Д16, МА1, МА8 толщиной 6 мм. Сечение образцов было принято: 8×40 мм для алюминия и 6×40 мм для сплавов Д16, МА1, МА8. Длина образцов 240–300 мм.

Боковые грани образцов тщательно фрезеровались под прямым углом.

Перед прокаткой образцы измерялись по схеме фиг. 1. Замер ширины и замер толщины образцов производился микрометром.

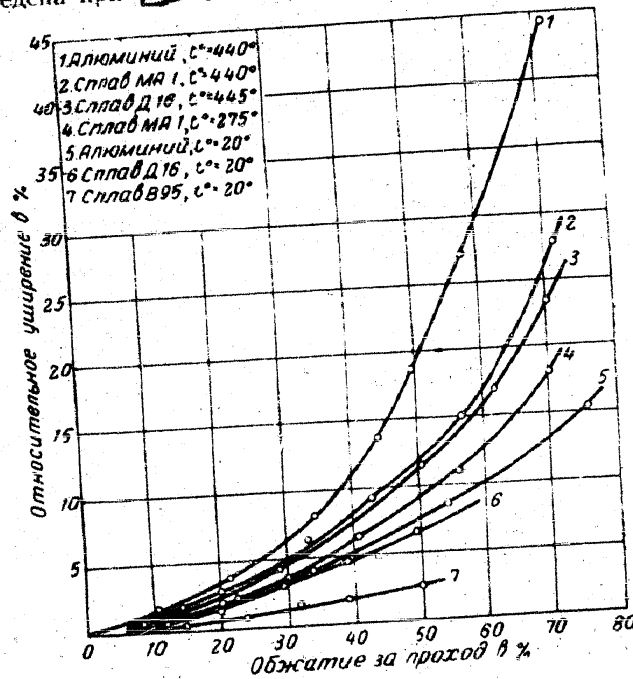
* В выполнении экспериментальной части работы принимали участие ассистенты В. И. Васильев, Л. В. Буланова и М. В. Сидорова.

После прокатки образцы замерялись по той же схеме. При проведении всех опытов на каждую позицию испытывалось по 3 образца.

Прокатка образцов проводилась на двухвалковом стане с диаметром валков $D=290$ мм при окружной скорости $V=0,3$ м/сек.

Зависимость величины уширения от степени обжатия за проход

Для выявления зависимости величины уширения от степени обжатия за проход были приняты обжатия от 5% до 80% через каждые 5% при температурах прокатки для алюминия, Д16 и В95 — 20° и 440° С. Для магниевых сплавов программа обжатий была проведена при температурах 300° и 475° С.



Фиг. 2. Зависимость величины уширения от обжатия за проход. Размеры полосы до прокатки: ширина 40 мм, толщина 6 мм. Диаметр валков 290 мм; валки сухие.

Образцы перед прокаткой нагревались в электрической муфельной печи. Температуру металла перед прокаткой замеряли контактной термопарой.

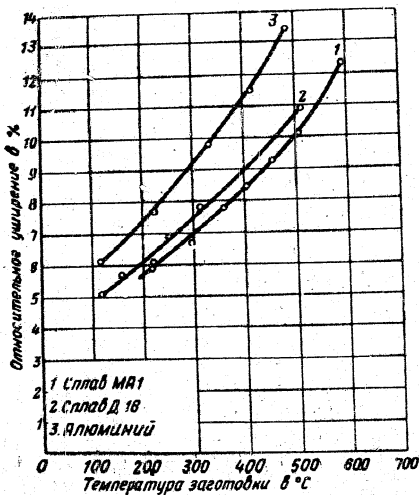
Анализ кривых зависимости уширения от степени обжатия за проход показывает, что относительное уширение возрастает с увеличением степени деформации за проход как при комнатной, так и при повышенной температуре прокатки (фиг. 2).

Характер кривых позволяет предположить, что величина относительного уширения при идентичных условиях прокатки будет большей у сплавов, обладающих большей пластичностью. Так, например, при обжатии за проход 50% и температуре прокатки 20° относительное уширение было получено у А1—8%, у Д16—6,5% и у В95—2%, а при температуре 440° относительное уширение у А1—19%, МА1—12,5%, Д16—12%. При обжатии за проход 70% при температуре 440° уширение составляет у А1—42%, МА1—21% и Д16—23%.

При обжатиях за проход ниже 20% разница в величине уширения образцов различных сплавов в интервале температур прокатки 20—440° С заметно уменьшается.

Зависимость величины уширения от температуры прокатки

На основании опытных данных построен график зависимости величины уширения от температуры заготовки перед прокаткой. Степень обжатия за проход была принята 40%. Прокатка производилась в сухих валках.

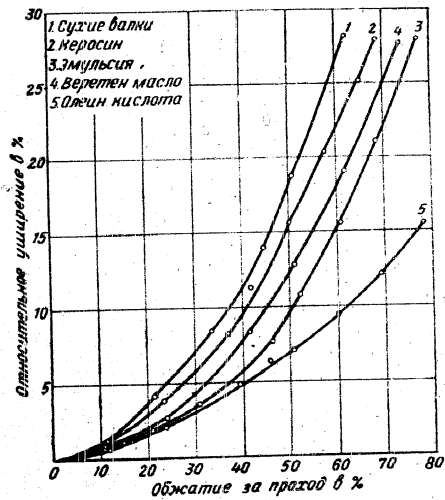


Фиг. 3. Зависимость величины уширения от температуры прокатки. Размеры полосы до прокатки: ширина 40 мм, толщина 6 мм. Диаметр валков 290 мм; валки сухие. Обжатие за проход ~40%.

На фиг. 3 видно, что с повышением температуры прокатки уширение растет*. По абсолютной величине уширение алюминия значительно превышает уширение МА1 и Д16. Значения величины уширения для сплавов МА1 и Д16 довольно близки в исследуемом интервале температур.

Зависимость величины уширения от степени обжатия при различных смазках

Прокатывались: чистый алюминий при 20° С и при 440° С, сплав Д16 при 445° С и МА1 при 450° С. В качестве смазок применялись: керосин, эмульсия, веретенное масло и олеиновая кислота.



Фиг. 4. Зависимость величины уширения от обжатия за проход при различных смазках для алюминия. Размеры полосы до прокатки: ширина 40 мм, толщина 6 мм. Диаметр валков 290 мм; $t = 400^\circ \text{C}$.

Из приведенного графика (фиг. 4) видно, что относительное уширение алюминия в общем случае увеличивается с ростом степени обжатия за проход. Но интенсивность роста уширения при применении различных смазок различна. Наиболее интенсивно

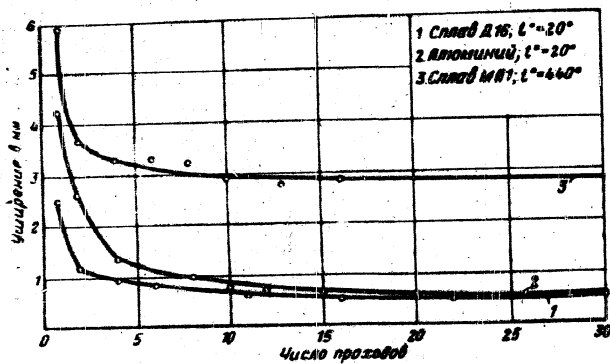
* В интервале температур от 100 до 500° С уширение увеличилось у алюминия на 7,5%, у сплава Д16 на 6%, и у сплава МА1 на 4%.

уширение растет с увеличением степени обжатия за проход при прокатке в сухих валках.

Керосин, эмульсия, веретенное масло снижают интенсивность роста уширения от степени обжатия. Наименьшее уширение как в области малых, так и больших обжатий наблюдается при применении в качестве смазки олеиновой кислоты, особенно при прокатке алюминия при температуре 440° С. В данном случае уширение при одинаковых условиях прокатки было по сравнению с прокаткой в сухих валках меньше в 3 раза (соответственно 9% и 27% при относительном обжатии 60%).

Зависимость величины уширения от числа проходов

Образцы из сплава Д16 и алюминия прокатывались в сухих валках при температуре 20° С, а из сплава МА1 при температуре 440° С. Величина суммарного обжатия была выбрана для алюми-



Фиг. 5. Зависимость величины абсолютного уширения от числа проходов. Валки сухие. Обжатие за проход ~40%.

ния и для сплавов Д16 и МА1 в 40%. В случае прокатки в несколько проходов степени обжатия за каждый проход были одинаковыми.

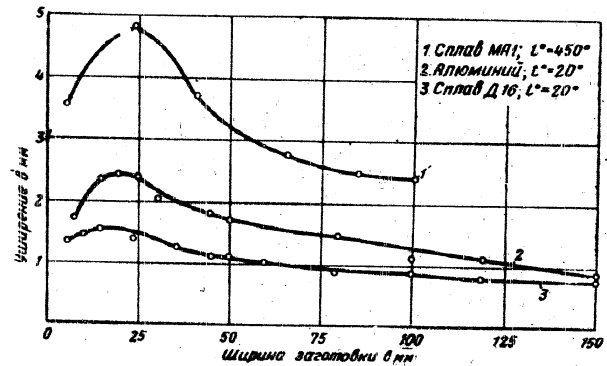
Результаты экспериментов приведены на фиг. 5. Уширение образцов из сплавов Д16, МА1 и алюминия уменьшается с увеличением числа проходов. Значительное уменьшение уширения образцов по сравнению с прокаткой за один проход наблюдается в случае увеличения числа проходов с одного до пяти. Дальнейшее увеличение числа проходов (в опытах оно достигает 30 проходов) не дает столь резкого падения суммарного уширения. Такой характер хода кривых уширения в зависимости от числа

проходов вполне согласуется с ранее приведенными данными влияния степени обжатия на величину уширения применительно к другим металлам и сплавам.

Влияние ширины полосы на величину уширения

При определении влияния ширины полосы на величину уширения образцы прокатывались за один проход с обжатиями: для алюминия в 40%, для Д16 — 30% и для МА1 — 45%.

Прокатка производилась в сухих валках. Ширина полосы изменялась от 6 до 200 мм. Анализ кривых фиг. 6 показывает, что уширение образцов находится в сложной зависимости от ширины



Фиг. 6. Зависимость величины абсолютного уширения от ширины заготовки. Валки сухие. Диаметр валков 290 мм.

заготовки и обжатия. Интересно отметить, что уширение повышается с увеличением ширины заготовки до 20 мм, затем падает. Подобный ход кривой можно объяснить исходя из геометрических факторов деформации, а именно: размеров заготовки, степени обжатия и диаметра валков.

Максимальное уширение имеет место при равенстве ширины заготовки и длины геометрического очага деформации. Сказанное можно подтвердить следующими цифровыми данными.

При рассмотрении графиков максимум уширения у сплава Д16 наблюдается при ширине заготовки $b=15-16$ мм. Учитывая 30%-ную деформацию образцов, находим длину дуги захвата l

$$l = \sqrt{r\Delta h} = \sqrt{145 \cdot 1,8} = \sqrt{260} = 16 \text{ мм, т. е. } l \approx b.$$

Здесь r — радиус валка, Δh — обжатие.

У образцов из алюминия максимум уширения наблюдается при ширине заготовки $b=18-19$ мм. Длина дуги захвата равна

$$l = \sqrt{r\Delta h} = \sqrt{145 \cdot 2,4} = \sqrt{350} = 18,5 \text{ мм, т. е. } l \approx b.$$

У образцов из сплава МА1 при обжатии 45% максимум на графиках располагается правее, т. е. при ширине заготовки около 20 мм. Длина дуги захвата в этом случае будет

$$l = \sqrt{r\Delta h} = \sqrt{145 \cdot 2,7} = \sqrt{400} = 20 \text{ мм, т. е. } l \approx b.$$

Проверка некоторых формул по уширению

Многие ученые пытались представить наблюдаемые при экспериментах закономерности в виде математических формул, которые позволяли бы подсчитать величину уширения при любых, произвольно выбранных условиях.

Бласс, Жез, Тафель, Седлачек, Зибель, Зарошинский, Злотников, Бахтинов, Экелунд, Губкин, Целиков и другие ученые изучали явление уширения на чистых металлах и сплавах в зависимости от обжатия, температуры, смазки и т. д. В современной литературе можно найти более 25 формул для расчета уширения образца при прокатке. Анализ формул и данные проведенных опытов по исследованию зависимости величины уширения от всех перечисленных выше факторов позволяют установить, что многие формулы вообще неправильны, так как не отражают физической сущности уширения, а некоторые формулы являются частными случаями, так как они отражают зависимость величины уширения в строго определенных условиях; применение этих формул для других условий приводит к неправильным результатам.

Сравнение хода кривой зависимости уширения от обжатия за проход, построенной на основании опытов, с кривыми, построенными по ранее предложенным формулам, показало, что наиболее правильными из всех ранее приведенных формул являются формулы В. П. Бахтинова, Экелунда, А. И. Целикова и С. И. Губкина.

В. П. Бахтинов дает следующую формулу для определения величины уширения:

$$B_2 = \frac{B_1}{1 - C \frac{\Delta h}{H} \frac{l}{B_1}}$$

где B_1 — ширина полосы до прокатки;
 B_2 — ширина полосы после прокатки;
 Δh — абсолютное обжатие;
 H — высота полосы до прокатки;
 $l = \sqrt{r\Delta h}$ — длина дуги захвата;
 r — радиус вала.

Коэффициент C подсчитывается по формуле

$$C = C_0 \left(1 + C_0 \frac{\operatorname{tg} \alpha}{2\mu} \right), \text{ где } C_0 = \frac{1}{2} \left(1 - \frac{\operatorname{tg} \alpha}{2\mu} \right),$$

где α — угол захвата; $\operatorname{tg} \alpha = \frac{\Delta h}{l}$;

μ — коэффициент трения.

Экелунд исходит из зависимости величины уширения от обжатия и трения на поверхности соприкосновения металла с валком и предполагает, что работа расходуется на преодоление внешнего сопротивления одинаково как в поперечном, так и в продольном направлениях. Его формула для подсчета уширения имеет вид:

$$B_2 = \sqrt{4n^2(H+h)^2 \left(\frac{x_0}{B_1} \right) + B_1^2 + 4nx_0(3H-h) - 2n(H-h) \frac{x_0}{B_1}},$$

где

$$n = \frac{1,6 \mu x_0 - 1,2 \Delta h}{H+h}$$

$$x_0 = l = \sqrt{r\Delta h}.$$

Здесь h — высота полосы после прокатки.

С. И. Губкин на основании опытов прокатки полосы в гладких валках приходит к следующим выводам:

1. Чем больше коэффициент трения, тем больше уширение.
2. Увеличение диаметра валков вызывает повышение уширения.
3. Температура заготовки изменяет уширение в том направлении, в котором она изменяет коэффициент внешнего трения.

На основании этих положений С. И. Губкин дает формулу подсчета величины уширения

$$\Delta b = \left(1 - \frac{\Delta h}{H} \right) \left(\mu \sqrt{\frac{r}{H} \frac{\Delta h}{H} - \frac{\Delta h}{2H}} \right) \Delta h,$$

где

$$\Delta b = B_2 - B_1.$$

А. И. Целиков утверждает, что уширение главным образом развивается в зоне отстаивания, а в зоне опережения оно незначительно.

Для вычисления величины уширения А. И. Целиков рекомендует следующую формулу:

$$\frac{\Delta b}{\Delta h} = C \left(2 \sqrt{\frac{r}{\Delta h} - \frac{1}{\mu}} \frac{1-u}{u^2} \left[(1-u) \ln \frac{1}{1-u} \left(1 - \frac{3}{2}u \right) \right] \right),$$

где $u = \frac{\Delta h}{H}$;

C — коэффициент, зависящий от отношения ширины полосы к длине дуги захвата:

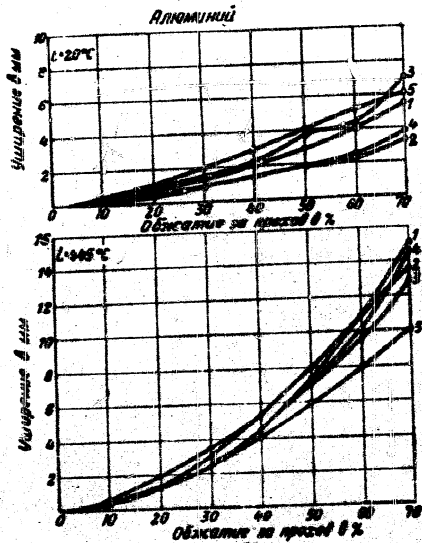
$$C = 1,34 \left(\frac{B_2}{\sqrt{r\Delta h}} - 0,15 \right) e^{0,15 - \frac{B_1}{\sqrt{r\Delta h}}} + 0,5.$$

Для определения уширения при обжатиях, приближающихся к 30%, А. И. Целиков рекомендует формулу

$$\frac{\Delta b}{\Delta h} = C \left(C \sqrt{\frac{r}{\Delta h} - \frac{1}{\mu}} \right) \left[0,138 \left(\frac{\Delta h}{H} \right)^2 + 0,323 \frac{\Delta h}{H} \right].$$

Как было указано, формулы В. П. Бахтинова, Эжелунда, С. И. Губкина и А. И. Целикова наиболее правильно отражают существо процесса уширения.

С целью проверки были построены графики (фиг. 7, 8) зависимости величины уширения от обжатия за проход для образцов из алюминия и сплава Д16 при температурах прокатки 20 и 445° С.



Фиг. 7. Зависимость величины абсолютного уширения от обжатия за проход (алюминий). Ширина полосы 40 мм. Диаметр валков 290 мм. Валки сухие.

1—экспериментальная кривая; 2—по формуле С. И. Губкина; 3—по формуле А. И. Целикова; 4—по формуле Эжелунда; 5—по формуле В. П. Бахтинова.

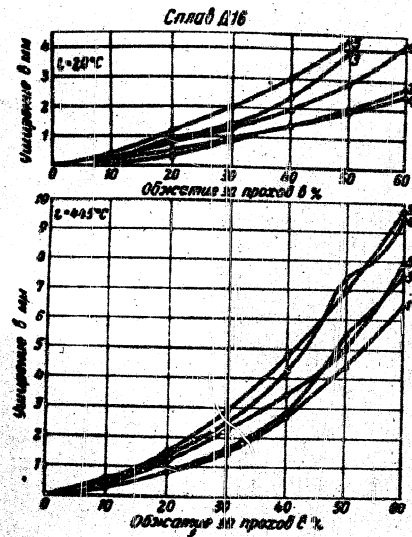
Для построения кривых уширения по формулам были использованы данные опытной прокатки образцов.

На фиг. 7, 8 видно, что наиболее близко к экспериментальной кривой располагается кривая, построенная по формуле А. И. Целикова.

В формуле Бахтинова недостаточно четко отражено влияние температуры, так как при температуре прокатки 20° С экспериментальная кривая идет ниже кривой, построенной по указанной формуле, а при температуре прокатки 445° — выше этой кривой.

При температуре прокатки 20° С кривые, построенные по формулам Эжелунда и С. И. Губкина, идут значительно ниже экспериментальной кривой.

Кривая зависимости уширения от степени деформации, построенная по формуле А. И. Целикова, в интервале обжатий от 0 до 45% проходит очень близко от экспериментальных кривых, полученных для алюминия и Д16 при температурах прокатки 20° и 445° С.



Фиг. 8. Зависимость величины абсолютного уширения от обжатия за проход (сплав Д16). Ширина полосы 40 мм. Диаметр валков 290 мм. Валки сухие.

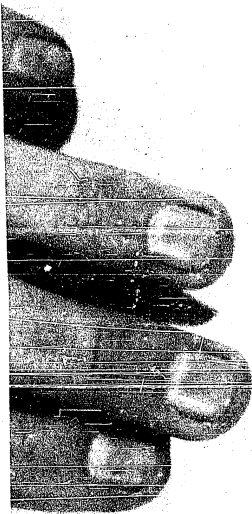
1—экспериментальная кривая; 2—по формуле С. И. Губкина; 3—по формуле А. И. Целикова; 4—по формуле Эжелунда; 5—по формуле В. П. Бахтинова.

При обжатиях в интервале от 45 до 60% результаты, полученные по этой формуле, несколько превышают данные эксперимента. Максимальное расхождение составляет 15%.

ВЫВОДЫ

В технической литературе нет единого взгляда на влияние условий деформации на величину уширения при прокатке в гладких валках. Почти отсутствуют исследования уширения применительно к алюминиевым и магниевым сплавам.

SECRET



Экспериментальная работа позволила сделать следующие выводы:

1. Величина относительного уширения возрастает с увеличением степени деформации и прохода как при холодной, так и при повышенных температурах для всех марок исследуемых сплавов. При больших степенях деформации (~70%) и температуре прокатки 115°С величина уширения достигает у алюминия 42%, МАС-27 и Ц16 - 23%.

2. Величина относительного уширения растет с повышением температуры прокатки, причем интенсивность роста увеличивается с повышением температуры.

3. С уменьшением коэффициента трения на контактной поверхности (применение в качестве смазки олеиновой кислоты) величина уширения значительно уменьшается.

4. Величина уширения уменьшается с увеличением числа проходов.

5. Уширение находится в сложной зависимости от ширины полосы. Уширение повышается с увеличением ширины до 20 мм, затем падает примерно до ширины 100 мм. Дальнейшее изменение уширения незначительно.

6. Величина уширения зависит от пластичности металла. Большую величину уширения имеют более пластичные металлы и сплавы.

7. Проверка формул по определению величины уширения показала, что наиболее близкие результаты к экспериментальным данным дает формула А. Н. Целикова.

ЛИТЕРАТУРА

1. Гурьян, Гржибальский В. Г., Прокатка и калибровка, Изд. КМБЧ, 1937.
2. Муста Н., Горячая прокатка и калибровка валков, ОНТИ, 1937.
3. Вранский М. В., Об уширении при прокатке, т. X, изд. Донского политехнического института, 1928.
4. Раговецкий Н. В., Теория формоизменения и мощности при прокатке, ОНТИ, 1935.
5. Гиндзбург Я. С., Термомеханическая обработка высоколегированной стали и сплавов, ОНТИ, 1937.
6. Федосов Н. М., Пластичность стали при прокатке в горячем состоянии, труды МПС им. Сталина, 1940.
7. Гафель В. и Аликс Ф., Об уширении цветных металлов, журн. «Металлургия», 1932, № 7.

POOR ORIGINAL

Канд. техн. наук доцент А. И. КОЛДУШИЦКОВ
и канд. техн. наук И. И. ПАВЛОВ

РАСКРЫТИЕ СЛИТКОВ ПРИ ПРОКАТКЕ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ

Особое место среди явлений, сопровождающих процесс прокатки в гладких вальках, занимает раскрытие слитков по горизонтальной оси при выходе металла из вальков. Раскрытие слитков снижает производительность прокатного стана и качество горячекатаной заготовки, удлиняет цикл прокатки, увеличивает отходы на обрезку концов полосы, брак полосу по расслоению и т. д. Во избежание возможной аварии прокатного стана при раскрытии слитков прокатка ведется с большой осторожностью на малой скорости, с остановкой стана и обратным его ходом (при реверсивной прокатке).

Таким образом, полная ликвидация раскрытия слитков имеет очень большое практическое значение для производства горячекатаной заготовки из алюминиевых сплавов.

Явление раскрытия слитков, представляя, помимо большого практического значения, теоретический интерес, служило предметом многих исследований, целью которых было установление причин и методов борьбы с этим явлением.

Анализируя явление раскрытия слитков, Д. А. Петров пришел к выводу, что причину следует искать не в большей пластичности середины слитка по сравнению с поверхностными слоями, как это утверждает И. М. Павлов*, а в обратном явлении — в хрупкости по середине.

Исследования Д. А. Петрова показали, что сила, которая может сдерживать раскрытие, у слитков сплава Д18 сравнительно невелика: примерно 2,5—3 т.

Проведя ряд опытов на одном из заводов, Д. А. Петров изменил форму переднего и заднего концов слитка, в результате чего получился как бы «замок», предупреждающий раскрытие слитков (фиг. 1).

И. М. Павлов утверждает, что причиной «двухстороннего околышания (окольцовывания) вальков полосой» является большая пластичность середины слитка: хорошо прогретая болванка прокатывается в чрезмерно холодных вальках, поверхность ее захла-

* И. М. Павлов, Теория прокатки и основы пластической деформации, ГОНТИ, 1938.

живается, в результате холодная поверхность затягивает металл и получается раскрытие усов.

И. М. Павлов рассматривает здесь только частный случай, которым нельзя объяснить причину раскрытия слитков вообще, так как известно, что раскрытие слитков при холодной прокатке всегда больше, чем при горячей (при холодной прокатке начальная температура металла и валков равна $+20^{\circ}\text{C}$; при горячей прокатке температура металла равна 450° , валков $60-80^{\circ}\text{C}$).

Фирма Юнайтед для улучшения захвата и борьбы с раскрытием слитков при горячей прокатке предложила делать наклонный срез переднего конца слитка (см. фиг. 1), для чего в конструкции дисковой пилы был предусмотрен наклонный стол.



Фиг. 1. Форма переднего конца слитка.

Противоречивый характер утверждений о причинах раскрытия слитков при горячей прокатке свидетельствует о недостаточной изученности этого явления.

При разработке новой технологии горячей прокатки слитков алюминиевых сплавов кафедрой «Технологии обработки металлов давлением» МАТИ под руководством проф. Г. Г. Музалевского одним из основных вопросов было предохранение слитков сплава Д16 от раскрытия.

На базе опытных работ при прокатке слитков в цеховых условиях и исследования течения металла в зоне деформации кафедра предложила оптимальную форму передней и задней грани слитка, что при поперечной прокатке полностью ликвидировало раскрытие слитков.

Опыт работы прокатного цеха одного завода показал, что реконструированная кафельной конфигурация передней и задней граней слитка сразу же после ее внедрения полностью устранила явление раскрытия слитков.

Исследование течения металла в зоне деформации при прокатке алюминиевых сплавов методом скоростной кино съемки позволило установить причину раскрытия слитков. Анализ материалов кино съемки раскрытия слитков сплава Д16 показал, что причиной раскрытия слитков является повышенная скорость течения внутренних слоев по сравнению с контактными слоями в плоскости выхода металла из валков.

Двигаясь с большей скоростью сердцевина слитка создает внутреннее давление в переднем конце слитка в момент выхода из валков, которое и создает растягивающие напряжения, действующие на поверхность выходящего переднего конца. Изгиб передней грани

в момент захвата металла валками или в процессе прохода через зону деформации является причиной концентрации напряжений в середине слитка. Замечено, что появление даже самой незначительной трещины в передней грани создает концентрацию напряжений и способствует раскрытию слитка.

Нами поставлены опыты с целью изучения характера распространения деформации в передней грани прокатываемого металла в зависимости от ее формы и степени обжатия за проход.

Образцы алюминия размером $30 \times 30 \times 250$ мм с различными исходными гранями (фиг. 2) прокатывались на стане с диаметром валков 290 мм при обжатиях за проход 20%, 10%, 20% и 30%.

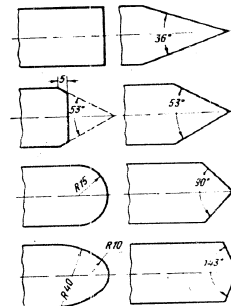
Для выявления характера распространения деформации в переднем конце слитка был применен метод рекристаллизованного зерна.

При рассмотрении шлифов (фиг. 3а, б, в) установлено, что форма границы фактического очага деформации не зависит от конфигурации передней грани, а остается постоянной для данной степени деформации.

При изучении распространения деформации в выпуклых гранях оказалось, что деформация в выпуклой части всегда меньше, чем в основном металле. Чем больше выпуклость грани, тем меньше происходит деформация внутри выпуклости.

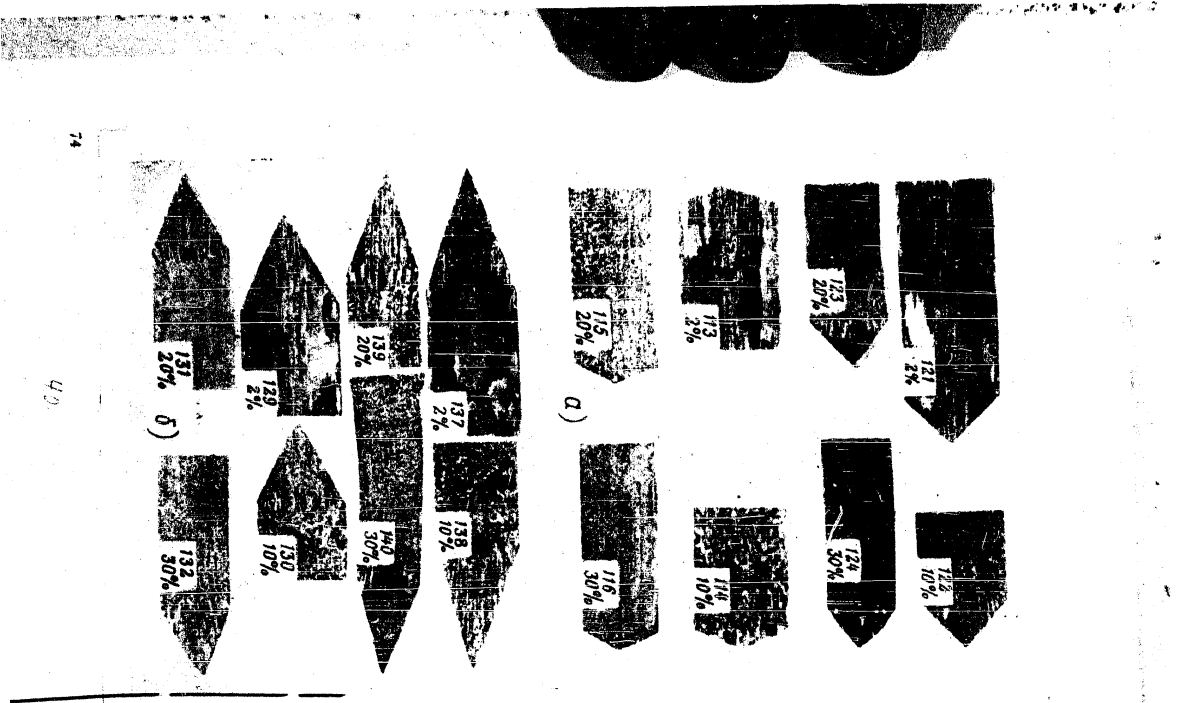
В образцах с овальной передней гранью деформация в вершине овала отсутствует даже при 30% обжатии; в образцах с сегментной гранью деформация происходит в вершину грани уже при обжатии 10%.

При изучении влияния различных углов в вершине передней грани образца оказалось, что чем острее угол, тем меньше в глубину грани происходит деформация. Только при угле передней грани, равном 143° , деформация проникает в вершину угла при 10% обжатии, а при остальных углах деформация в вершину угла не проникает, что видно по сохранившейся исходной структуре в вершинах углов передней грани. Так как в вершинах граней с углом 36° и 53° деформация почти не проникает, то величина угла в вершине грани уменьшается с увеличением обжатия за проход. При прокатке образцов с углом передней грани 143° и 90° эти углы уменьшаются с увеличением обжатия. Уменьшение угла в первом случае при 30%



Фиг. 2. Формы исходной передней грани (таблица заготовки Н. 30 мм).

POOR ORIGINAL

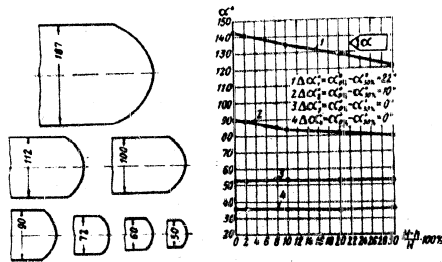


Фиг. 3. Радиоспектральные изображения в направлении южной стороны. Масштаб: диаметр D = 250 мкм. Радиусы слоев H = 30 мкм.

обжати достигает 22°, а во втором случае 10° (фиг. 4). Уменьшение угла происходит вследствие деформации металла, находящегося в контуре передней грани.

Во всех случаях, когда грань выпуклая, деформации в ней или отсутствуют, или значительно меньше по сравнению с общей деформацией прокатываемого металла.

На основании лабораторных опытов можно предположить, что «замок» предохраняет слиток от раскрытия ввиду меньшей деформации в нем по сравнению с деформацией основного металла.



Фиг. 4. Изменение угла передней грани слитка в зависимости от обжатия за проход. ($D=200$ мм, $H=30$ мм).

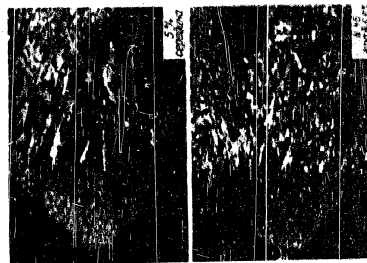
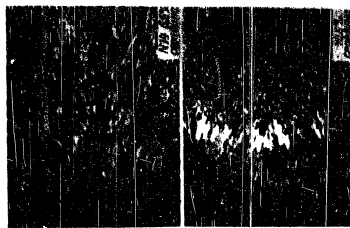
При наблюдении за изменением формы овальной грани при прокатке производственных слитков установлено, что она остается выпуклой во всех проходах, а следовательно, деформации в ней меньше, что предохраняет слиток от раскрытия (фиг. 5).

ВЫВОДЫ

1. Явление раскрытия слитков зависит от пластичности прокатываемого металла. Чем больше пластичность, тем вероятность раскрытия меньше.

2. Первым мероприятием для ликвидации раскрытия слитков следует считать прокатку только в одном направлении. Изменение направления прокатки в процессе горячего деформирования приводит к образованию «усов», которые служат концентраторами напряжений в переднем конце.

3. Придание выпуклости передней грани, конфигурация которой зависит от толщины прокатываемого металла, его пластичности и диаметра валков, полностью ликвидирует раскрытие слитков даже при изменении направления прокатки.



POOR ORIGINAL

POOR ORIGINAL

ЛИТЕРАТУРА

1. Павлов П. М. Теория прокатки и основы пластической деформации. ГОИТИ, 1938.
2. Музалевский Г. Г., Колдуншиной А. П. Разработка новой технологии прокатки слитков алюминиевых сплавов. Отчет ВНО МАТИ, 1951.
3. Музалевский О. Г. Исследование скоростей течения металла в зоне деформации при горячей прокатке алюминиевых сплавов. Труды МАТИ. Выпуск 21, Оборонгиз, 1951.

POOR ORIGINAL

Канд. техн. наук доцент А. П. КОЛПАШНИКОВ
и канд. техн. наук И. П. ПИВАНОВ

РАСПРОСТРАНЕНИЕ ДЕФОРМАЦИИ ПРИ ПРОКАТКЕ

Развитие прогрессивного метода обработки металлов — обработка давлением требует дальнейших теоретических и экспериментальных исследований ряда вопросов пластического деформирования. Большое значение для теории и технологии прокатного производства имеет правильное представление о поведении металла в деформируемой зоне, распределении напряжений и деформаций в обрабатываемой заготовке.

Русские ученые внесли огромный вклад в отечественную науку, завоевав приоритет по многим вопросам теории и практики прокатного производства. Работы В. Е. Грум-Гржимайло, А. Ф. Родзевич-Белевича и других ученых положили начало исследованиям явлений, происходящих в процессе прокатки. Работы крупных советских ученых: С. И. Губкина, И. М. Павлова, А. И. Целикова, Г. Г. Музалевского, С. М. Воронова, Т. М. Голубева, В. А. Ливанова, М. Л. Зароштинского и многих других привели к созданию новых композиций сплавов, разработке новых технологических схем обработки различных сплавов. Эти ученые внесли много нового в изучение законов деформации металлов и дальнейшее развитие теории обработки металлов давлением.

Однако по вопросу течения металла в очаге деформации до сих пор среди научных работников имеются различные взгляды. Для установления единой теории, очевидно, еще недостаточно накопленных экспериментальных данных, а потому необходимо дальнейшее тщательное изучение очага деформации при прокатке сплавов, имеющих различную пластичность и, следовательно, различную способность к течению между валками.

Предметом настоящей работы явилось изучение распространения деформации при прокатке алюминия и легких сплавов в гладких валках на лабораторном и производственном оборудовании*.

1. Краткий обзор работ по течению металла в зоне деформации

В. Е. Грум-Гржимайло, анализируя явления, происходящие в процессе прокатки, установил, что «металл имеет в валках два

* В выполнении экспериментальной части работы принимал участие студент В. П. Нестеров

POOR ORIGINAL

движения: а) поверхностные частицы следуют движению поверхности валков вперед; б) внутренние слои имеют попятное движение — назад от валков». По теории В. Е. Грум-Гржимайло истечение металла происходит во все стороны, куда ему открыт путь, т. е. не только в сторону, обратную движению, но и по направлению прокатки, а также по ширине полосы. В. Е. Грум-Гржимайло утверждает, что для осуществления прокатки необходимо проскальзывание металла по валкам. Теория В. Е. Грум-Гржимайло оказала значительное влияние на развитие науки о прокатке. Но она не объяснила многие стороны течения вещества, поэтому был выдвинут ряд новых гипотез.

Н. А. Соболевский пришел к выводу, что зоны скольжения отсутствуют, а имеет место только прилипание металла к валкам по всей длине дуги захвата. Предположение Н. А. Соболевского было сделано на основе анализа процесса прокатки очень толстых полос с небольшой величиной дуги захвата и, по мнению А. И. Целикова, является частным случаем.

В 1927 году И. М. Павлов предложил теорию «жестких концов». И. М. Павлов отрицает допущение попятного движения внутренних слоев металла. По его представлению, решающее влияние на деформацию оказывают передний и задний жесткие концы полосы. «Весь ход прокатки в сильнейшей степени зависит от влияния жестких концов болванки и полосы, находящихся вне области пластического состояния металла, поэтому не учитывать это влияние при прокатке нельзя».

На основании положения о постоянстве секундных объемов, проходящих через любое сечение очага деформации в единицу времени, и постоянстве скоростей в вертикальных сечениях И. М. Павлов и последователи его школы утверждают, что область деформации разбивается на две зоны скольжения: зону отставания и зону опережения.

Теория И. М. Павлова явилась крупным шагом вперед в развитии представлений о течении металла при прокатке. Она послужила началом большого числа экспериментальных и теоретических исследований. Однако за последние 7—8 лет появился ряд работ, полностью трактующих процесс деформирования при прокатке в гладких валках.

Новое направление представляет теория прилипания А. И. Целикова. Принципиальное отличие этой теории от взглядов И. М. Павлова заключается в следующем:

1) распределение скоростей течения частиц металла по высоте заготовки является неравномерным;

2) деформация начинается до входа металла в зев валков и оканчивается после выхода за сечение, проходящее через оси валков;

3) в очаге деформации существует пять зон.

Соответствующие зоны начала деформации металла (перед входом в зев валков) и окончания деформации (за выходом из валков) названы зонами затухания пластической деформации.

Теория прилипания подтверждена работами ряда авторов. Т. М. Голубев исследовал границы и распространение очага деформации. В своих опытах он прокатывал пластилин, свинец и сталь. В результате его работы установлено, что проникновение деформации по высоте прокатываемого образца и протяженность очага деформации зависят от степени обжатия, скорости прокатки и пластических свойств материала.

Т. М. Голубев сделал следующие выводы:
а) деформация материала начинается еще до входа в валки и заканчивается за выходом материала из валков; скорости течения пластин, расположенных в вертикальных сечениях, неодинаковы; различие в распределении скоростей зависит от степени деформации;

б) прокатка с малыми обжатиями (менее 10%) вызывает быстрое течение средних слоев; при обжатиях более 10% большую скорость имеют верхние слои. По Т. М. Голубеву, это происходит потому, что при малых обжатиях деформация не проникает на всю толщину заготовки, что вызывает неравномерность в распределении деформации. Чем больше степень деформации, тем глубже она проникает и тем равномернее распределяется, распространяясь вне пределов дуги захвата;

в) скорости течения частей металла выравниваются уже на некотором расстоянии за линией выхода материала из валков, причем это расстояние увеличивается с возрастанием степени деформации. Т. М. Голубев подтвердил наличие зон скольжения и зоны прилипания.

М. Л. Зарошинский, изучая неравномерность распространения деформации при прокатке стальной полосы с вертикальными рисками, нанесенными на боковую грань, и винченными шпильками, установил, что деформация в глубину распространяется постепенно — от нуля при входе в валки до некоторой наибольшей величины при выходе из них. По М. Л. Зарошинскому, при малых обжатиях деформация не распространяется по всей высоте полосы; средние слои не деформируются, а увлекаются принудительно поверхностными слоями, что вызывает торможение передвижения поверхностных слоев средин.

Увеличение степени деформации, наоборот, приводит к торможению средних слоев поверхностными. Такое воздействие слоев друг на друга влечет за собой неравномерное распределение скоростей частей материала в вертикальных сечениях.

Е. В. Пальмов, рассматривая деформацию металла при прокатке полосы, говорит о существовании «глубинных потоков» во внутренних слоях полосы, т. е. признает разность скоростей в отдельных слоях и выходе.

По Е. В. Пальмову, в зоне деформации на большем участке дуги захвата скольжение металла отсутствует, хотя он признает тот факт, что «отрицать полностью проскальзывание на контактных поверхностях нельзя». Е. В. Пальмов считает, что силы трения, имеющиеся на контактных поверхностях, нагнетают в каждое сече-

ние избыточное количество металла, в результате чего происходит выжимание металла из пояса деформации вперед в форме опережения, в стороны — в форме уширения и назад — в форме обратного или так называемого попятного потока. Если на контактных поверхностях отсутствует значительное скольжение, то эти потоки могут проявляться только как глубинные: происходит перемещение внутренних частей металла, удаленных от зон затрудненной деформации. Если преобладает внешнее трение, перемещаются частицы внутри полосы; если различие между внешним и внутренним сопротивлением выравнивается (по мере уменьшения высоты полосы), то скольжение на контактных поверхностях будет увеличиваться.

А. И. Колпашиников, применив метод скоростной киносъемки координатной сетки, нанесенной на боковую грань, изучал течение металла в зоне деформации в зависимости от степени обжатия, скорости прокатки и смазки. Прокатка заготовок из сплавов АМц и Д16 производилась со скоростями 0,05—0,5 м/сек на станах с диаметрами валков 70, 245, 380 и 700 мм. При исследовании влияния степени деформации применялись обжатия от 2 до 10%, от 10 до 20% и от 20 до 25%. В качестве смазки были выбраны керосин, эмульсия и веретенное масло.

А. И. Колпашиников определил границы очага фактической деформации в зависимости от скорости прокатки, степени обжатия за проход и смазки, а также установил расположение и протяженность зоны прилипания при различных условиях прокатки. Кроме того, впервые была замерена протяженность зон затухания.

Проведенные исследования очага фактической деформации при прокатке заготовок сплавов АМц и Д16 позволили сделать следующие выводы:

а) скорости течения металла в вертикальных сечениях распределяются неравномерно;

б) при прокатке существуют две зоны скольжения, зона прилипания и две зоны затухания пластической деформации;

в) общая протяженность очага фактической деформации, а также протяженность и положение зоны прилипания зависят от скорости прокатки, степени обжатия за проход и применяемой смазки.

А. А. Поздеев, прокатывая образцы, состоящие из синицовых пластин, сваренных сплавом Вуда, с остановкой в валках, показал, что до входа металла в валки начинается деформирование внутренних слоев, которое затем перераспределяется с преимущественным деформированием поверхностных слоев. А. А. Поздеев подтвердил наличие зоны прилипания, но представил ее не в виде клина, а в виде тонкой поверхностной прослойки.

По А. А. Поздееву, в очаге деформации существуют три зоны:
1) зона интенсивных деформаций (расположена между поверхностными и средними слоями);

2) зона затрудненной деформации, т. е. зона прилипания (расположена в виде тонкого слоя на контактной поверхности);

3) зона промежуточных деформаций сглаживает средние слои полосы).

Таким образом, исследования ряда авторов подтверждают основные положения теории прилипания А. И. Целикова. Однако они не рассматривают структурных изменений в деформируемой зоне, что, конечно, было бы весьма ценным.

Из изложенного выше обзора работ отечественных ученых по изучению течения металла при обработке давлением можно сделать следующие выводы:

1. Теория прилипания А. И. Целикова подтверждена экспериментальными исследованиями ряда авторов и, следовательно, правильно отображает реальный процесс прокатки. Т. М. Голубев, М. Л. Зарошницкий и другие авторы установили наличие в очаге деформации зон скольжения (отставания и опережения) и зоны прилипания. Определены протяженность очага деформации, величина зоны прилипания и зон затухания в зависимости от различных факторов.

2. Сложность явлений, происходящих в деформируемой зоне при прокатке металлов, и невозможность применения такой методики исследования, которая смогла бы учесть все стороны явлений и не имела недостатков, приводят к выводу о необходимости продолжать изучение течения материала в очаге деформации, а также накопления и обобщения экспериментальных данных.

2. Исследование распространения деформаций при прокатке

Методика исследования

При изучении течения металла в очаге деформации принят метод рекристаллизованного зерна. Этот метод заключается в том, что образцы, вырезанные из холоднокатанной полосы и отожженные при температуре рекристаллизации, прокатывались с заформированием в валах, после чего производился рекристаллизационный отжиг, делались макрошлифы и изучался характер распределения макроструктуры по сечению образца в очаге деформации. Преимущества этого метода следующие:

а) структурные изменения, возникающие в процессе прокатки металлов и сплавов, дают истинную картину распределения деформаций;

б) расширяется диапазон исследований, так как этот метод можно применить для изучения деформации на правильных машинах и при прокатке в горизонтальных и вертикальных валах;

в) становится возможным изучать явления, происходящие на боковой грани и в различных участках деформируемого объема.

Распространение деформации при прокатке (лабораторные исследования)

В задачу исследования входило установление влияния степени обжатия на распространение деформации за пределами геометрического очага перед входом полосы в валки.

С этой целью слиток алюминия марки А1 прокатывался в горячем состоянии с 200 мм до 50 мм. Затем слиток разрезался на темплеты 50×65×300 мм, которые в холодном состоянии прокатывались с 50 мм до 30 мм. Из полученных полос вырезались образцы размером 30×30×220 мм, служившие после рекристаллизационного отжига исходными заготовками для дальнейших исследований. Особое внимание было обращено на установление наиболее приемлемого режима отжига. С этой целью образцы, деформированные с обжатием 50%, отжигались:

- 1) при температурах 550° и 570° С и времени выдержки 2 часа;
- 2) при температуре 570° С и времени выдержки 20 мин., 10 мин., 50 мин., 60 мин., 1,5 часа и 10 часов (фиг. 1, 2).

Опыты позволили установить, что рекристаллизация при температуре 570° С и времени выдержки 1,5 часа наиболее четко выявляет структуру металла, причем при времени выдержки 1,5 часа размер зерен почти не отличается от размера зерен, полученного после отжига в течение 10 часов.

Прокатка производилась на станах с диаметрами валков 290, 420 и 810 мм.

Применялись степени деформаций от 0,5% до 80%, причем до 10% прокатка производилась с обжатиями через 1% (фиг. 3).

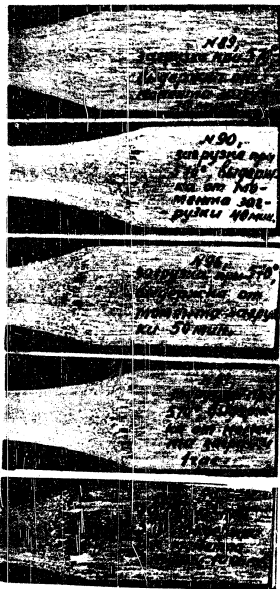
При прокатке на стане с диаметром валков 290 мм с обжатиями 0,7 и 1% (фиг. 4) наблюдается незначительный рост зерен на контактной поверхности образцов. Повышение обжатия приводит к значительному росту кристаллов. При степени деформации 2% после рекристаллизации выросли очень крупные зерна, которые занимают примерно 0,6–0,7 толщины заготовки. Середина прокатанного образца осталась с исходной структурой. Такую же структуру имеет образец, прокатанный с обжатием 3%, с той только разницей, что деформация, соответствующая критической степени, проникает на большую глубину. При степени деформации 4% крупнокристаллическая структура распространяется по всему объему и только в центральном слое наблюдается вкрапление отдельных зерен исходной структуры.

Дальнейшее увеличение степени деформации приводит к изменению структуры, причем, чем больше обжатие, тем мельче зерно. Со стороны входа металла в валки начинает образовываться ободок с крупнокристаллической структурой. Крупнокристаллический ободок выходит за геометрический очаг деформации на определенное расстояние, которое увеличивается с повышением степени обжатия за проход. Крупнокристаллический ободок указывает на наличие пластической деформации еще до входа металла в валки, т. е. до достижения геометрического очага деформации.

В фактическом очаге деформации структура по высоте образца распределяется неравномерно. У контактных поверхностей при обжатиях 10% и более наблюдается укрупненное зерно, что говорит о наличии области затрудненной деформации.

С увеличением диаметра валков в области малых обжатий крупнокристаллическая структура проникает на значительно боль-

POOR ORIGINAL

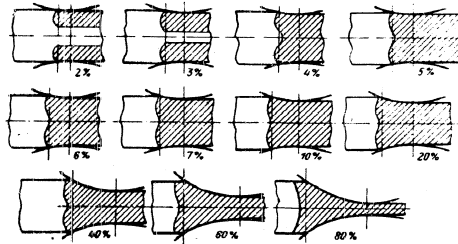


Фиг. 1. Влияние продолжительности рекристаллизационного отжига на структуру прокатанных образцов.

шую глубину. Так, например, при прокатке на стане с диаметром валков 120 мм уже при обжатии 2,9% рекристаллизованная струк-



Фиг. 2. Структура образца, деформированного обжатием в 50%, после рекристаллизационного отжига при температуре 570°C и времени выдержки 1,5 часа с момента достижения температуры 570°C.



Фиг. 3. Границы фактического очага деформации при различных степенях обжатия. Образцы алюминия размером 30×30×220 мм. Диаметр валков 290 мм.

тура занимает весь объем образца, при прокатке на стане с диаметром валков 810 мм то же явление получается при обжатии 0,8%.

Распространение очага деформации при осаживании образцов гладкими валками

Для определения распространения деформации при осаживании в гладких валках были взяты образцы размером 30×30×220 мм, изготовленные из холоднокатанного и рекристаллизованного алюминия марки А1. Осаживание производилось валками с диаметром 290 мм. Степени обжатия были приняты в пределах от 1,5 до 41%.

POOR ORIGINAL

POOR ORIGINAL

35

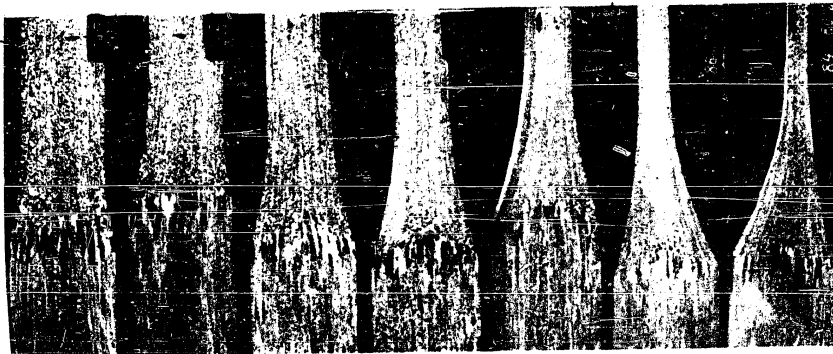
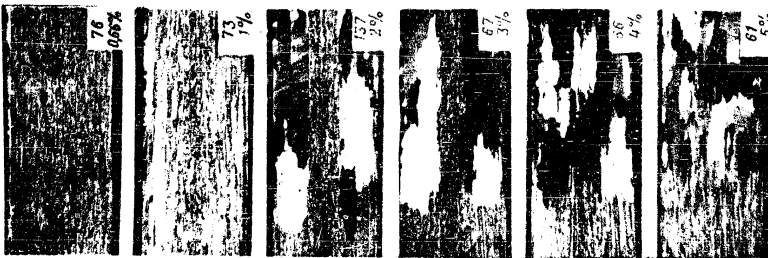


Рис. 3. Максимумы на кр. 21. 30. 40.



Фиг. 4. Спектры образцов, исследуемых

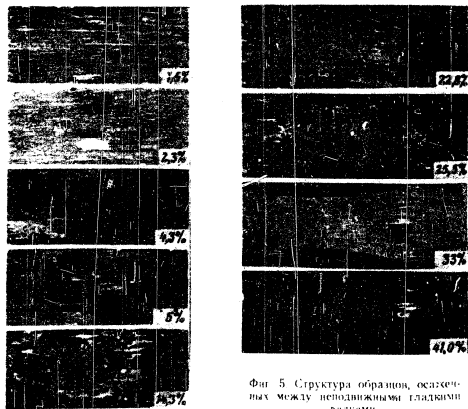


Опыты показали наличие значительной неравномерности распространения деформации при малых степенях обжатия. Зерна вырастают в промежуточных слоях, не достигая центральной части толщины. При обжатиях в 4,3 и 5% крупнозернистая структура занимает все сечение, за исключением небольших участков, примыкающих к контактным поверхностям (фиг. 5).

Повышение обжатия приводит к образованию крупнозернистых ободков, отделяющих исходную структуру от деформированных слоев.

Деформируемая зона имеет два крупнозернистых ободка по концам полосы (у линий захвата), две области с укрупненной структурой, примыкающие к контактным поверхностям, и центральную область, имеющую более мелкое зерно. Увеличение степени деформации вызывает общее уменьшение зерна во всех областях очага деформации. При этом чем больше обжатие, тем дальше от контактных линий выходит крупнозернистый ободок, т.е. увеличивается протяженность деформируемой зоны.

У образцов, осажженных с обжатием в 11%, области затрудненной деформации сдвигаются к линиям захвата, т.е. к крупнозернистым ободкам.

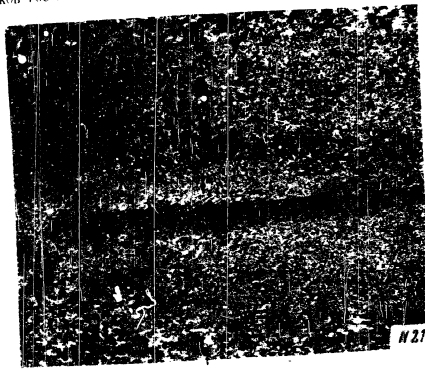


Фиг. 5 Структура образцов, осажженных между неподвижными гладкими вальцами.

Проведенные эксперименты по осаживанию говорят о том, что между прокаткой и осаживанием имеется много общего, и подтверждают наличие значительной неравномерности распространения деформации при малых степенях обжатия.

Прокатка заготовок в производственных условиях

В производственных условиях исследовалось влияние деформации при правке на правильной машине и при прокатке в вертикальных вальцах, а также распространение очага деформации при прокатке слэбов на четырехвалковом стане с диаметром рабочих валков 700 мм.



Фиг. 6 Структура слэба после правки на девятивалковой правильной машине.

Обжатие, полученное на правильной машине, составило 1,7%. Прокатка на четырехвалковом стане производилась с обжатиями за проход от 5 до 28,1%.

В вертикальных вальцах плоска вначале обжималась до удаления «ласточкина хвоста», затем подвергалась ступенчатой прокатке с общим уменьшением ширины на 54 мм.

Фотография макроструктуры образца после правки и рекристаллизации (фиг. 6) показывает неравномерность полученной структуры и в поверхностных слоях наблюдается крупнозернистая структура.

POOR ORIGINAL



Фиг. 7. Структура боковой грани слэба, прокатанного в вертикальных вальках (М) и вальках, прокатывающих вальках до вальцев «исходного металла» (Н). В обоих случаях ширина обжатия составляет 10%.

тура, которая говорит о неравномерности распространения деформации.

Видение прокатки в вертикальных вальках до сих пор не определено.

Макрофотографии (фиг. 7) показывают, что при малых обжатиях крупнозернистая структура сохраняется непосредственно по кромке или вблизи кромки. Чем больше обжатие, тем дальше отодвигается область крупнозернистой структуры, тем меньше зерно непосредственно у кромки полосы, тем, очевидно, меньше возможность растрескивания кромок. С целью уменьшения или полной ликвидации растрескивания боковых кромок необходимо при прокатке в вертикальных вальках производить более усиленно, допуская по возможности максимальный сьем по ширине слэба.

При прокатке слэбов на четырехвалковом стане получены такие же результаты, как и в лабораторных опытах. Деформации меньше 10% приводят к явной выраженной крупнозернистой структуре. Особенно крупные зерна получены при обжатии в 5%. Начиная с обжатия 6,6% образуется крупнокристаллический ободок, служащий разделом между деформированной и исходной структурой.

При обжатии в 10,6% отмечено наличие областей затрудненной деформации (близких к контактным поверхностям), которые характеризуются более крупным зерном.

Вертикальные и горизонтальные разрезы подтвердили, что деформация начинается до входа металла в зев вальков.

ВЫВОДЫ

Исследования распространения деформации при прокатке в гладких вальках, проведенные в лабораторных и производственных условиях, позволяют сделать следующие выводы:

1. При прокатке с малыми обжатиями (до 4%) деформация распространяется по толщине образца крайне неравномерно. После рекристаллизации в поверхностных слоях вырастают очень крупные кристаллы, тогда как середина полосы сохраняет исходное зерно. Такая же картина наблюдается и при сжатии полосы гладкими вальками.

Таким образом, при прокатке рекристаллизованная структура распространяется с контактных поверхностей вглубь полосы.

2. Для структуры входного ободка между деформированным и недеформированным объемами. Ширина ободка и величина его зерен уменьшаются с увеличением степени деформации.

3. С увеличением обжатия протяженность фактического очага деформации увеличивается. Зерна крупнокристаллического ободка выходят за пределы геометрического очага деформации, что говорит о том, что деформация начинается до входа металла в зев вальков, т. е. существует зона начала деформации объемов металла (по терминологии А. П. Щелькова — «зона латунания» пластической деформации).

POOR ORIGINAL

POOR ORIGINAL

4. При выборе обжатий необходимо руководствоваться тем положением, что более высокие степени деформации обеспечивают равномерную тонкую структуру в получаемом изделии после его отжига. Малые обжатия приводят к общей крупнозернистой структуре, а также вызывают неравномерность в величине кристаллов по сечению изделия после его отжига, что, безусловно, снижает качество изделия.

5. Прокатка в производственных условиях подтверждает данные, полученные при лабораторных опытах. Малых степеней деформации при построении технологического процесса следует избегать.

Прокатка в вертикальных валках должна выполняться с максимально возможными обжатиями, чтобы структура, отвечающая критическим обжатиям, была расположена на некотором расстоянии от кромок полосы.

6. Проведенные исследования показывают ценность метода рекристаллизованного зерна, примененного в настоящей работе при изучении течения металла в очаге деформации. Этот метод дает наглядное представление о распространении и распределении деформаций и позволяет выяснить влияние различных факторов на протяженность зоны деформации.

ЛИТЕРАТУРА

1. Грум-Гржимайло В. Е. Прокатка и калибровка. Изд. КЭВМЧ, 1933.
2. Соболевский Н. А. Основные явления процесса прокатки, журн. «Советская металлургия», 1933, № 8-9.
3. Павлов И. М. Прокатка, волочение и выдавливание металлов в связи с теорией образования трещин. ЖРМО № 1, 1927.
4. Целиков А. И. Прокатные станы. Металлургиздат, 1947.
5. Голубев Т. М. Распределение деформации внутри прокатываемой полосы. Известия АН СССР, ОТН, № 4, 1950.
6. Голубев Т. М. Распространение фронта пластической деформации в слитках при прокатке на блюминге. Известия АН СССР, ОТН, № 3, 1950.
7. Зарошинский М. Л. К вопросу о перемещении металла в очаге деформации при прокатке. Обработка металлов давлением (сборник). Металлургиздат, 1952.
8. Пальмов Е. В. Действие фрикционных сил в процессе деформации при прокатке. Труды Уральского Индустриального института. Сборник IX, 1944.
9. Коллашиников А. И. Течение металла при прокатке слитков из алюминиевых сплавов. «Цветные металлы», 1954, № 1.

POOR ORIGINAL

Канд. техн. наук доцент **А. И. КОЛПАШНИКОВ**
и канд. техн. наук **И. И. ИВАНОВ**

ДИАГРАММЫ ПЛАСТИЧНОСТИ И СОПРОТИВЛЕНИЯ ДЕФОРМИРОВАНИЮ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ

Развитие обработки металлов давлением (кузнечно-прессового, прокатного и волочильного производств) невозможно без знания законов пластической деформации и явлений, происходящих при том или ином способе деформирования. Для изучения процесса прокатки большое значение имеет определение пластичности и сопротивления деформированию обрабатываемых материалов. Изучение и установление закономерностей изменения пластических и прочностных характеристик материала в зависимости от температурных режимов деформации позволяет рационально построить технологический процесс обработки, выбрать оптимальные значения обжатий по проходам, а следовательно, и наиболее рационально использовать мощность оборудования.

Для характеристики пластичности и сопротивления деформированию металлов и сплавов до последнего времени пользовались данными испытаний на статическое растяжение и сжатие и на ударный изгиб образца с надрезом. Разрозненное построение кривых и отсутствие таких видов деформации, как динамическое растяжение и осаживание затрудняли правильный выбор технологических режимов обработки давлением. Поэтому С. И. Губкин* предложил совместить ряд кривых зависимости показателей пластичности от температуры на одной диаграмме и, изучая максимумы и минимумы этих кривых, построенных для различных условий деформирования, выбирать температуру и скорость обработки давлением. Для практического использования представляют также интерес и диаграммы сопротивления деформированию металлов и сплавов.

Диаграммы пластичности и сопротивления деформированию, построенные для некоторых сплавов представителями школы С. И. Губкина (Е. М. Савицким, В. А. Головиним, Ю. А. Цвайгелем и др.), позволили уточнить термомеханические режимы деформации и создать рациональные технологические схемы обработки давлением. Очевидно, такие исследования необходимо провести и для других деформируемых сплавов, в том числе и для алюминиевых сплавов.

* С. И. Губкин, Деформируемость цветных металлов, изд. АН СССР, 1947.

Целью настоящей работы явилось изучение пластичности и сопротивления деформированию сплавов Д16 и АМц.

МЕТОДИКА ПРОВЕДЕНИЯ ИССЛЕДОВАНИЯ

Для построения диаграмм пластичности и сопротивления деформированию были выбраны следующие виды механических испытаний:

- статическое растяжение гладкого образца;
- статическое растяжение образца с круговой выточкой;
- статическое осаживание цилиндрического образца;
- динамическое растяжение гладкого образца;
- динамическое осаживание цилиндрического образца;
- определение ударной вязкости.

Для установления влияния предварительной деформации на показатели пластичности образцы были вырезаны как из литой, так и из предварительно деформированной заготовки. Предварительная деформация составляла 40%. С целью выяснения различия в пластичности поверхностных и центральных слоев литого и деформированного материала образцы вырезались из центральной и периферийной зон заготовок. Чтобы образцы находились в однородном исходном состоянии, они были отожжены в печи с воздушной циркуляцией. Механические испытания производились при следующих температурах: сплав Д16 испытывался в интервале температур 20—500°, сплав АМц — в пределах 20—550°.

1. Статическое растяжение образцов без надреза

Определение механических характеристик при линейном статическом растяжении образцов является наиболее распространенным видом испытаний. При статическом растяжении обычно определяют предел прочности σ_b , относительное удлинение δ_5 и сужение шейки в месте разрыва ψ_m . Наиболее полное и правильное представление о пластичности материала дает сужение шейки. Относительное удлинение является справедливым только для малых деформаций (при растяжении чугуна, магния и некоторых его сплавов и т. д.), т. е. для металлов, не образующих шейки. В этом случае оно характеризует максимальную пластичность материала. Для металлов, образующих шейку, относительное удлинение не характеризует максимальную пластичность, так как максимальная деформация сосредоточивается на небольшом участке рабочей длины образца. При этом сужение шейки может быть в несколько раз больше относительного удлинения.

Статическое растяжение производилось на универсальной испытательной машине (на ступени I 7). Образец, принятый для испытаний, имеет нарезные головки, которые вывинчиваются в специальные захваты таким образом, чтобы расчетная длина находилась примерно на середине высоты пещи. Термометр прикреплялся к образцу асбестовым шнуром. Образец нагревался в течение 10—15 мин. до температуры испытания и выдерживался при постоянной температуре 15 мин., затем осуществлялось растяжение со

скоростью 11 мм/мин. На каждую точку кривой изменения сужения шейки испытано по три образца.

- При испытаниях определялись следующие характеристики:
- максимальная нагрузка и предел прочности P_{max} и σ_b ;
 - относительное удлинение образца δ_5 ;
 - относительное сужение площади поперечного сечения на участке равномерного растяжения ϵ_m ;
 - сужение шейки ψ_m .

2. Статическое растяжение образцов с надрезом

Для выявления чувствительности к надрезу исследуемых сплавов были изготовлены образцы с круговой выточкой. Действие надреза можно сравнить с влиянием резких переходов в детали, надрезки, внутренних отверстий, а также трещин и структурных неоднородностей, имеющихся на деталях или в обрабатываемом давлением материале. Надрез оказывает большое влияние на механические характеристики. Исследованиями установлено, что при осевом растяжении хрупких материалов надрез вызывает понижение прочности и пластичности. Но для пластичных материалов при разрыве надрезанного образца наблюдается повышение максимальной нагрузки по сравнению с гладким образцом, имеющим сечение, равное сечению образца в месте надреза. Таким образом, предел прочности надрезанного образца может быть больше или меньше предела прочности гладкого образца, но пластические характеристики всегда значительно понижаются. Особенно резко снижается относительное удлинение: фактически растягивается лишь небольшой участок в месте надреза, а гладкие части или совсем не удлиняются, или удлиняются весьма мало. Порядок проведения и режимы испытаний были такими же, как и при растяжении гладких образцов. При испытаниях определялись следующие характеристики:

- максимальная разрывная нагрузка P_{max} и предел прочности σ_b ;
- относительное сужение площади поперечного сечения в месте надреза ψ_m .

3. Статическое осаживание цилиндрических образцов

Большинство процессов пластической деформации происходит в условиях неравномерного трехосного сжатия или комбинированного действия сжатия и растяжения. Поэтому знание пластического поведения металла при сжатии является крайне необходимым. Затем испытание на сжатие имеет большое значение при определении механических характеристик хрупких материалов (чугуна, литых магниевых сплавов и др.). Для этих материалов линейное растяжение является слишком «жестким» способом, и необходимо применять другие виды испытаний, позволяющие правильно оценить материал.

По предложению С. И. Губкина максимальная пластичность металлов при статическом осаживании определяется моментом времени, соответствующим появлению на металле первой трещины.

POOR ORIGINAL

Для испытания на сжатие изготавливались образцы с размерами $D=15$ мм, $H=15$ мм. Сжатие производилось на 50-тонном гидравлическом прессе со скоростью 50 мм/мин. Для установления максимальной степени деформации при каждой температуре осаживались шесть образцов.

При испытаниях определялись следующие характеристики:

- а) максимальная нагрузка P_{max} и сопротивление деформированию при статическом сжатии K_c ;
- б) максимальная деформация E_c .

4. Динамическое растяжение образцов

По данным ряда исследований, с повышением скорости деформирования пластичность большинства сталей и цветных сплавов резко уменьшается. Н. С. Курнаков*, применив метод истечения для исследования пластичного и хрупкого состояния твердого вещества, пришел к выводу, что для одного и того же материала при одних и тех же условиях деформации, но при разных скоростях истечения можно получать пластичное и хрупкое состояние. Следовательно, вполне очевидна необходимость проведения испытаний материалов при динамических нагрузках, причем обычно рекомендуется определять механические свойства при динамическом растяжении и сжатии.

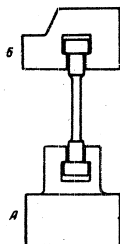
Приспособление, применявшееся при испытаниях, показано на фиг. 1. Деталь *Б* устанавливалась в соответствующее гнездо, выполненное в маятнике копра МК-15, и закреплялась неподвижно. Деталь *А*, устанавливаемая в другое гнездо, может свободно вращаться.

Образец нагревался в печи, установленной рядом с копром, до заданной температуры ($t_{нагр} = 15^\circ\text{C}$), переносился в приспособление и растягивался. Скорость деформирования, принятая в этих экспериментах, составила 253 мм/сек.

- При испытаниях определялись следующие характеристики:
- а) работа деформирования $A_{дин}$ и динамический предел прочности $\sigma_{дин}$;
 - б) относительное сужение площади поперечного сечения в месте разрыва $\psi_{дин}$;
 - в) относительное удлинение $\delta_{дин}$.
- На каждую точку кривой изменения сужения шейки при динамическом растяжении испытано по три образца.

* Н. С. Курнаков и С. Ф. Жемчужный, Давление истечения и твердость пластических тел, ЖРМО, 1913.

8



Фиг. 1. Приспособление для динамического растяжения образцов.

5. Динамическое осаживание цилиндрических образцов

Динамическое осаживание производилось на вертикальном копре с набором сменных баб весом от 5 до 50 кг. Образцы нагревались в печи, установленной рядом с копром, до заданной температуры ($t_{нагр} = 15^\circ\text{C}$), переносились на нижний боек копра и деформировались. Для каждой температуры испытывалось шесть образцов.

При испытаниях определялись следующие характеристики:

- а) работа деформирования $A_{дин}$;
- б) сопротивление динамическому осаживанию $K_{дин}$;
- в) максимальная деформация до появления первой трещины $E_{тр}$.

6. Ударный изгиб надрезанного образца

Из всех способов динамических испытаний наибольшее распространение имеет ударный изгиб надрезанного образца. Определенно ударной вязкости придается большое значение. При ударных испытаниях ряда материалов выявляются различия в их поведении, которые обычными статическими способами испытаний гладких образцов установить не удается.

Испытания производились на маятниковом копре МК-15. Образцы с прямоугольным сечением в месте надреза 8×10 мм нагревались в печи, установленной рядом с копром, до заданной температуры ($t_{нагр} = 15^\circ\text{C}$), переносились на приемный стол копра и деформировались, причем замерялась работа разрушения.

Характерно, что все образцы сплава Д16 разрушались полностью, тогда как при испытаниях сплава АМц ряд образцов не разрушался, а протаскивался маятником между опорами.

7. Диаграммы пластичности сплавов Д16 и АМц

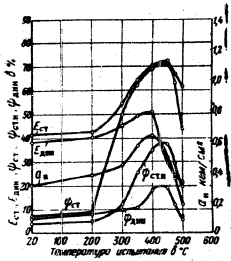
На основании результатов испытаний были построены диаграммы пластичности, представляющие кривые изменения показателей пластичности ($\sigma_{ст}$, $\sigma_{0.2}$, $\psi_{ст}$, $E_{ст}$, $E_{0.2}$, $\delta_{ст}$) при статическом и динамическом нагружении в зависимости от температуры. Все кривые нанесены на одну диаграмму (фиг. 2, 3, 4, 5, 6, 7, 8 и 9).

Так как появление первой трещины на осаживаемых образцах по принятой методике характеризует пластичность материала, было уделено особое внимание определению этого состояния. Чтобы уточнить минимальные размеры трещины, при которых можно говорить о разрушении материала, были проведены следующие эксперименты. Образцы сплава Д16 осаживались до появления на боковой поверхности мелких (и чаще всего точечных) разрывов. Затем эти места отмечались карандашом, производилось итеричное деформирование и изучалось распространение трещин. Эти опыты позволили установить, что достаточно местные надрывы на образцах являются началом разрушения металла, а степень деформации, при которой они возникают, соответствует максимальной пластичности. В некоторых случаях для выявления трещин образцы травились.

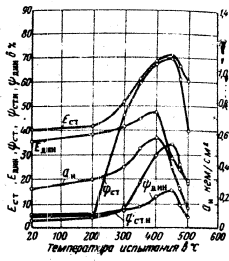
Таким образом, было принято, что всякое нарушение сплошности на боковой поверхности образца (в виде трещин или местных

POOR ORIGINAL

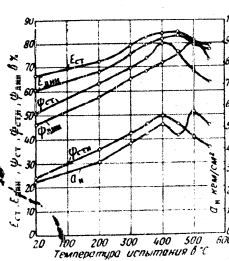
POOR ORIGINAL



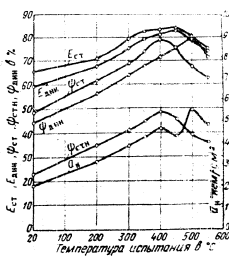
Фиг. 2. Диаграмма пластичности сплава Д16 в литом состоянии. Образцы вырезаны из поверхностных слоев слитка.



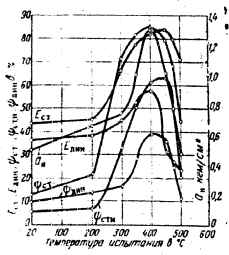
Фиг. 3. Диаграмма пластичности сплава Д16 в литом состоянии. Образцы вырезаны из центральных слоев слитка.



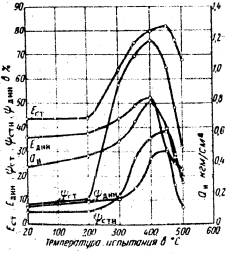
Фиг. 6. Диаграмма пластичности сплава АМс в литом состоянии. Образцы вырезаны из поверхностных слоев слитка.



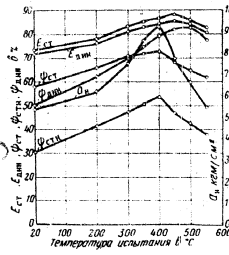
Фиг. 7. Диаграмма пластичности сплава АМс в литом состоянии. Образцы вырезаны из центральных слоев слитка.



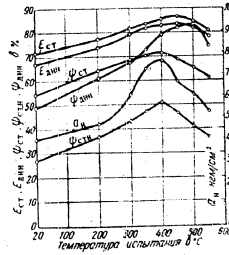
Фиг. 4. Диаграмма пластичности сплава Д16 в деформированном состоянии. Образцы вырезаны из поверхностных слоев слитка. Степень деформации 40%.



Фиг. 5. Диаграмма пластичности сплава Д16 в деформированном состоянии. Образцы вырезаны из центральных слоев слитка. Степень деформации 40%.



Фиг. 8. Диаграмма пластичности сплава АМс в деформированном состоянии. Образцы вырезаны из поверхностных слоев слитка. Степень деформации 40%.



Фиг. 9. Диаграмма пластичности сплава АМс в деформированном состоянии. Образцы вырезаны из центральных слоев слитка. Степень деформации 40%.

точечных разрывов) показывает уже разрушение при данной степени деформации. Для того, чтобы вполне убедиться в правильности этого вывода, были подобраны образцы с одинаковыми размерами по высоте и диаметру, имеющие равные значения твердости по Роквеллу. Часть образцов осаживалась статически и динамически до появления минимальных трещин, а другая часть осаживалась с несколько меньшими нагрузками. Во втором случае никаких следов разрушения обнаружено не было.

Как уже отмечалось, при динамическом изгибе образцов сплава Д16 во всех случаях происходило полное разрушение образцов, т. е. вся работа затрачивалась на разрушение. Однако при испытании образцов из сплава АМц во многих случаях или происходило частичное разрушение (надрыв) в месте надреза, или образцы вообще не разрушались, а протаскивались между опорами копра. Такое протаскивание имело место для образцов из сплава АМц:

а) в литом состоянии, в поверхностных слоях слитка — при температурах 450°, 500°, 550° С;

б) в литом состоянии, в центральных слоях слитка — при температурах 500°, 550° С;

в) в деформированном состоянии, в поверхностных слоях слитка — при температурах 300°, 350°, 400°, 450°, 500°, 550° С;

г) в деформированном состоянии, в центральных слоях слитка — при температурах 350°, 400°, 450°, 500°, 550° С.

При этом трещины в месте надреза отсутствовали в следующих случаях:

а) для литого материала в поверхностных слоях — при 500°, 550° С;

б) для литого материала в центральных слоях — при 550° С;

в) для деформированного материала в поверхностных слоях — при 450°, 500°, 550° С;

г) для деформированного материала в центральных слоях — при 500°, 550° С.

8. Диаграммы сопротивления деформированию

Для обработки металла и сплавов давлением большое значение имеет определение характеристик сопротивления деформированию, так как от их величины зависит выбор мощности деформирующего оборудования, назначение обжатий по проходам, а также установление промежуточных отжигов материала. Сопротивление деформированию характеризуют предел прочности при статическом растяжении образцов без надреза $\sigma_{\text{ст}}$ и с надрезом $\sigma_{\text{стн}}$, предел прочности при динамическом растяжении $\sigma_{\text{д}}$, среднее удельное сопротивление статическому осаживанию $K_{\text{ст}}$ и динамическому осаживанию $K_{\text{д}}$. Все эти характеристики обычно с повышением температуры уменьшаются и достигают определенной минимальной величины.

Воздействие скорости на сопротивление деформированию является довольно сложным, так как при высоких скоростях удара большое влияние оказывает силовое поле в области контакта соударяющихся тел. Для ряда металлов и сплавов показано, что при ком-

натной температуре с повышением скорости сопротивление деформированию увеличивается. Но при высоких скоростях деформации подведенная энергия, превращаясь в тепло, не успевает рассеяться в окружающую среду, в результате чего происходит реакция повышения температуры в элементарных объемах металла. Поэтому течение процесса деформации может измениться и привести к повышению сопротивления деформированию и повышению пластичности, которые будут тем значительнее, чем выше скорость и степень обжатия.

Сложность влияния температурно-скоростных условий при обработке металлов давлением заставляет изучать процессы, протекающие при различных способах и условиях нагружения, с определением характеристик сопротивления деформации и построением диаграмм, которые должны помочь правильному анализу полученных данных.

При построении диаграмм на один график наносились кривые изменения значений пределов прочности $\sigma_{\text{ст}}$, $\sigma_{\text{стн}}$, $\sigma_{\text{д}}$ и средних удельных сопротивлений осаживанию $K_{\text{ст}}$, $K_{\text{д}}$ в зависимости от температуры (фиг. 10, 11, 12, 13, 14, 15, 16 и 17).

ВЫВОДЫ

Диаграммы пластичности дают наглядное представление о термомеханических режимах обработки металлов и сплавов. Проведенная работа позволила уточнить температуру обработки сплава АМц и подтвердила принятые температурные интервалы обработки сплава Д16 в производственных условиях.

На основании проведенных испытаний можно сделать следующие выводы:

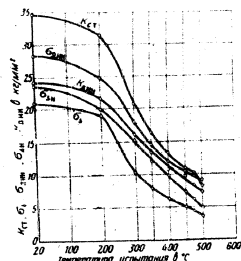
1. Сплав Д16 при низких температурах (до 300° С) обладает малой пластичностью, причем при нагревании до 200° С пластичность остается почти такой же, как и при комнатной температуре. Повышение температуры выше 300° С вызывает резкое увеличение сужения шейки и ударной вязкости. Максимумы кривых находятся на 450° С (для сужения шейки) и 400° С (для ударной вязкости).

2. Пластические свойства центральных слоев слитка значительно хуже пластических свойств поверхностных слоев. Это различие сохраняется при всех температурах испытаний.

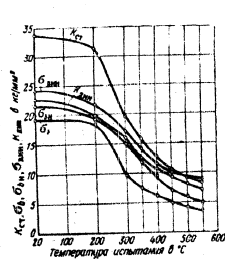
3. Предварительная деформация улучшает пластичность сплавов Д16 и АМц.

4. Сплав Д16 обладает большой чувствительностью к надрезам и любым местным концентрациям напряжений. Обработку сплава Д16 следует в условиях напряженного состояния, при котором растягивающие напряжения или должны отсутствовать, или должны быть минимальными.

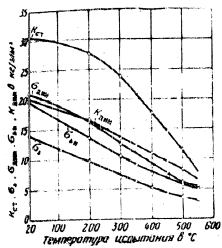
5. В рассматриваемом интервале скоростей (10 мм/мин — 3,0 м/сек) повышение скорости деформирования вызывает ухудшение пластического состояния сплава, причем показатели пластичности ниже и для динамического растяжения, и для динамического осаживания.



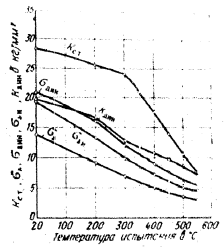
Фиг. 10. Диаграмма сопротивления деформированию сплава Д16 в литом состоянии. Образцы вырезаны из поверхностных слоев слитка.



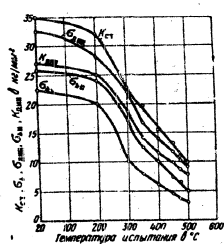
Фиг. 11. Диаграмма сопротивления деформированию сплава Д16 в литом состоянии. Образцы вырезаны из центральных слоев слитка.



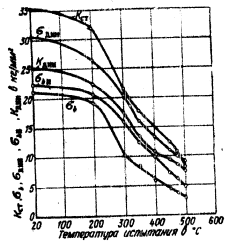
Фиг. 14. Диаграмма сопротивления деформированию сплава АМс в литом состоянии. Образцы вырезаны из поверхностных слоев слитка.



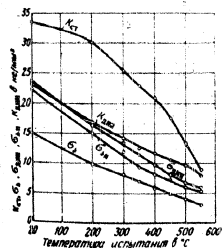
Фиг. 15. Диаграмма сопротивления деформированию сплава АМс в литом состоянии. Образцы вырезаны из центральных слоев слитка.



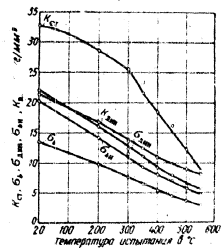
Фиг. 12. Диаграмма сопротивления деформированию сплава Д16. Слиток прокатан с обжатием 40%, образцы вырезаны из поверхностных слоев слитка.



Фиг. 13. Диаграмма сопротивления деформированию сплава Д16. Слиток прокатан с обжатием 40%, образцы вырезаны из центральных слоев слитка.



Фиг. 16. Диаграмма сопротивления деформированию сплава АМс. Слиток прокатан с обжатием 40%, образцы вырезаны из поверхностных слоев слитка.



Фиг. 17. Диаграмма сопротивления деформированию сплава АМс. Слиток прокатан с обжатием 40%, образцы вырезаны из центральных слоев слитка.

POOR ORIGINAL

POOR ORIGINAL



6. Все показатели сопротивления деформированию сплава Д16 при нагревании образцов до 200° уменьшаются незначительно. При дальнейшем повышении температуры испытания сопротивление деформированию резко уменьшается, сохраняя, однако, до 350° С довольно большие значения.

7. Надрез повышает сопротивление деформированию, но при высоких температурах наблюдается уменьшение его действия.

8. Сплав Д16 имеет максимальные пластические свойства в пределах температур от 350 до 475° С. Сплав АМц не имеет такой резко выраженной температурной зоны пластичности, которая характерна для Д16.

9. На металлообрабатывающих заводах прокатка слитков сплава АМц проводится при температурах:

начало прокатки	при 440 °С
конец прокатки	при 390 °С

Из построенных диаграмм пластичности следует, что данный сплав может обрабатываться при более низких температурах:

начало деформации	при 400 °С
конец деформации	при 250 °С

ЛИТЕРАТУРА

1. Губкин С. И., Деформируемость цветных металлов, изд. АН СССР, 1947.
2. Курнаков Н. С. и Жемчужный С. Ф., Давление истечения и твердость пластических тел, ЖРМО, 1913.

POOR ORIGINAL

Канд. техн. наук В. А. ЛИВАНОВ, канд. техн. наук А. И. КОЛПАШНИКОВ,
канд. техн. наук Н. И. ИВАНОВ

ПРОКАТКА СЛИТКОВ АЛЮМИНИЯ БЕЗ НАГРЕВА

Быстрый рост производства изделий из чистого алюминия и мягких алюминиевых сплавов требует более глубокого экспериментального и теоретического исследования их деформации, чтобы возможно полнее использовать пластические свойства материала и мощность производственного оборудования при обработке давлением. С целью упрощения технологии прокатки данных металлов были поставлены опыты по определению возможности прокатки алюминия без нагрева, так как предварительные результаты лабораторных исследований алюминия и сплава АМц показали возможность осуществления процесса прокатки без нагрева.

При лабораторных исследованиях по изучению течения металла в очаге деформации методом рекристаллизованного зерна установлено значительное повышение температуры образцов, подвергнутых холодной деформации.

Для определения действительного изменения температуры были поставлены опыты по прокатке образцов размером $8 \times 40 \times 250$ мм из алюминия марки А1. Прокатка производилась со степенями обжатия за один проход: 10, 20, 30, 40, 50, 60, 70, 80 и 90—95%. При внешнем осмотре деформированных заготовок обнаружилось, что растрескивание боковых кромок не наблюдается даже при обжатиях в 90—93%. При этом температура образцов возрастает: при обжатии за один проход в 15% до 40° , при обжатии за один проход в 80% — до 240° (начальная температура валков и металла составляла 20°).

С различными обжатиями также прокатывали образцы размером $30 \times 30 \times 220$ мм, вырезанные из алюминиевого слитка марки А1. Лабораторные опыты подтвердили первоначальные соображения о возможности прокатки алюминия без нагрева.

Существующая промышленная технология изготовления листов из чистого алюминия включает следующие операции:

- а) отливку слитков определенного размера;
- б) правку слитков на правильной машине;
- в) фрезеровку обеих поверхностей;

г) нагрев в конвейерной печи при температурных режимах: оптимальная температура 440°, минимальная 400° и максимальная 500°;

д) горячую прокатку на четырехвалковом стане за 11—13 проходов с 200 до 6 мм;

е) холодную прокатку за 4—6 проходов с 6 до 1—2 мм;

ж) окончательный отжиг при 450°;

з) резку рулона на листы.

Время нагрева слитков перед горячей прокаткой примерно 5—7 час.

Нагрев слитков перед прокаткой требует расхода большого количества электрической энергии, вследствие чего значительно увеличивается себестоимость выпускаемой продукции. Поэтому исключение операции нагрева слитков и получение алюминиевых листов прокаткой без нагрева представляют значительный интерес.

В производственных условиях алюминиевые слитки прокатывали при начальной температуре валков 20° с применением тех же схем обжатия и скорости прокатки, что и при горячей прокатке слитков. Слитки толщиной 180—200 мм прокатывали за 11—13 проходов в полосу толщиной 6 мм. Дальнейшие технологические операции получения алюминиевых листов толщиной 1—2 мм были приняты такие же, как и при прокатке с нагревом. Замеры температур в процессе прокатки первой опытной партии слитков (8 шт.) позволили установить сильный разогрев металла.

Первоначально холоднокатаную алюминиевую полосу ($h = 6$ мм) перед прокаткой на выход подвергали промежуточному отжигу при 450° в течение 2 час. Дальнейшие опыты показали, что вполне возможно получить листы толщиной 1—2 мм без промежуточного отжига.

Чтобы выявить влияние холодной деформации на механические свойства материала, был исследован листовой алюминий толщиной 2 мм. Образцы размером $2 \times 30 \times 210$ мм, изготовленные для механических испытаний, отжигали по режимам:

а) в селитровой ванне при 500° (выдержка 5 мин., 15 мин. и 4 часа; охлаждение на воздухе;

б) в воздушной печи с медленным нагревом до 500°; время нагрева до достижения данной температуры 5 час., выдержка 2 час., охлаждение на воздухе;

в) в воздушной печи при 200, 225, 250, 275, 300, 400, и 500°, выдержка 2 часа, охлаждение на воздухе.

После термической обработки производили механические испытания с определением предела прочности и относительного удлинения. Механические свойства образцов представлены в табл. 1 и 2.

Таким образом, предварительные опыты показали, что по механическим свойствам холоднокатаный алюминий ничем не отличается от горячекатаного.

Таблица 1
Механические свойства образцов алюминия, прокатанного без нагрева после отжига

Нагрев при отжиге	Выдержка мин.	σ_B кг/мм ²	$\sigma_{0.2}$ кг/мм ²	ϵ , %
В селитровой ванне	5	7,6	7,8	41,4
	15	7,8	7,7	43,4
	210	7,7	7,7	45,1
В воздушной печи	120	7,5		45,0

Таблица 2
Механические свойства образцов алюминия, прокатанного без нагрева после отжига в воздушной печи при выдержке 2 часа

Температура отжига, °С							
200		225		250		275	
σ_B кг/мм ²	ϵ , %	σ_B кг/мм ²	ϵ , %	σ_B кг/мм ²	ϵ , %	σ_B кг/мм ²	ϵ , %
19,4	3,3	18,3	2,9	17,7	3,3	17,2	2,8
300		350		400		450	
13,6	7,0	7,6	46,1	7,5	45,9	7,3	47,1

Прокатка большой партии слитков (600 т) в производственных условиях без нагрева подтвердила, что в состоянии поставки (в отожженном состоянии) механические характеристики листового алюминия соответствуют требованиям, предъявляемым к ним по техническим условиям (протоколы механических испытаний № 1, № 2.)

ПРОТОКОЛ № 1
механических испытаний холоднокатаного алюминия; толщина листа 1,1 мм

№ образцов	Температура окончательного отжига °С	Предел прочности σ_B кг/мм ²	Относительное удлинение %	Примечание
5	525° (3 часа)	8,4	40,0	Поверенность чистая, шероховатости нет
61		8,7	42,0	
71		8,7	43,0	
123		8,8	40,0	

ПРОТОКОЛ № 2
МЕХАНИЧЕСКИХ ИСПЫТАНИЙ ХОЛОДНОКАТАНОГО АЛЮМИНИЯ;
ТОЛЩИНА ЛИСТА 2,0 мм

№ образцов	Температура окислительного отжига, °С	Предел прочности σ_B кг/мм ²	Относительное удлинение δ_5 , %	Примечание	
1		21,7	5,0	Поперечные	
2		21,4	4,15		
3		21,7	3,0		
4		21,6	5,0		
5		21,6	5,0		
6		21,6	5,85		
7		21,7	5,0	Продольные	
8		21,7	5,0		
9		21,7	3,35		
10		21,5	3,35		
11		21,7	5,85		
12		21,7	5,0		
13	Не отожженные	21,6	5,0		
14		21,8	5,85		
15		21,7	5,0		
16		21,3	5,0		
17		21,4	5,0		
18		21,6	5,85		
19		21,4	4,15	Поперечные	
20		21,8	5,0		
21		21,9	5,85		
22		21,8	5,0		
23		21,6	4,15		
24		21,3	4,15		
25		21,7	5,0		Продольные
26		21,0	3,35		
27	500° 5 мин.	8,7	43,4		
28		8,65	41,7		
29		8,7	44,3		
30		8,7	47,6		
31		8,75	45,0		
32		8,75	46,7		
33	9,3	41,7	Поперечные		
34	8,95	40,0			
35	9,45	41,7			
36	9,25	43,4			
37	9,25	39,2			
38	8,9	41,7			

На основании результатов, полученных в предшествующих условиях, можно сделать следующие выводы:

1. В процессе деформации температура металла повышается с 20 до 240°. Так как температуры замерзания контактной термпарой уже после выхода полосы из зоны вальцов, можно предположить, что в очаге деформации металл имеет более высокие температуры. Таким образом, при разогреве прокатываемого алюминия в процессе деформации увеличиваются его пластические свойства.
2. Даже при продольно-поперечной прокатке качество безнагреваемых полос увеличивается.
3. Прокатку без нагрева и промежуточных отжигов можно производить из слитка, имеющего начальную толщину 180—200 мм в рулон ленты толщиной 1—2 мм.
4. Механические свойства листов, полученных при прокатке без нагрева и промежуточных отжигов, такие же, как и при прокатке по действующей технологии, включающей нагрев слитков.
5. Установлено, что нагрузка двигателя при прокатке без нагрева меньше, чем при горячей прокатке слитков сплава Д16.
6. Выкатка металла после удовлетворительных результатов из холоднокатаного алюминия в отожженном состоянии дала удовлетворительные результаты.
7. Холодная прокатка слитков алюминия может быть использована для подогрева вальцов до температуры, требующейся при горячей прокатке сплавов марок Д16 и др.
8. После внедрения в производство резки крупногабаритных слитков мягких сплавов можно будет отшивать трехкратные слитки и разрезать их на отдельные части. Такие слитки не будут иметь значительного пережима, и прокатка их в поперечном направлении значительно улучшит технологический процесс.
9. Опытная прокатка слитков сплава марки АМц не дала положительных результатов. После внедрения резки слитков сплава АМц будут продолжаться работы по изучению возможности прокатки их без нагрева.

POOR ORIGINAL

POOR ORIGINAL

Канд. техн. наук доцент *В. А. ЛИВАНОВ*,
канд. техн. наук доцент *А. И. КОЛПАШНИКОВ*
и канд. техн. наук *И. И. ИВАНОВ*

ТЕПЛОВОЙ ЭФФЕКТ ПРИ ДЕФОРМИРОВАНИИ АЛЮМИНИЯ

Быстрый рост производства изделий из чистого алюминия и мягких алюминиевых сплавов требует более глубокого экспериментального и теоретического исследования деформации этих материалов с тем, чтобы возможно полнее использовать их пластические свойства и мощность производственного оборудования при обработке давлением. С целью упрощения технологии прокатки были поставлены опыты по определению возможности прокатки алюминия без нагрева, так как предварительные соображения и результаты лабораторных исследований алюминия и сплава АМц показали реальную возможность осуществления этого вида обработки давлением без нагрева.

Лабораторные исследования

В результате лабораторных исследований по изучению течения металла в очаге деформации методом рекристаллизованного зерна установлено значительное повышение температуры образцов, подвергнутых холодному деформированию.

Для определения действительного изменения температуры были поставлены опыты по прокатке образцов из алюминия марки А1. Размер образцов $8 \times 40 \times 250$ мм. Прокатка производилась со следующими степенями обжатия за один проход: 10, 20, 30, 40, 50, 60, 70, 80 и 90-95%. Внешний осмотр деформированных заготовок показал, что растрескивание боковых кромок не наблюдается даже при обжатиях в 90-93%. При этом температура образцов возрастает: при обжатии за один проход в 15% — до 40°С, при обжатии за один проход в 80% — до 240°С (начальная температура валков и металла составляла 20°С).

Прокатывались также с различными обжатиями образцы размером $30 \times 30 \times 220$ мм, вырезанные из алюминиевого слитка марки А1. Лабораторные опыты подтвердили первоначальные соображения о возможности прокатки алюминия без нагрева.

Прокатка алюминиевых слитков в производственных условиях

Существующая технология изготовления листов из чистого алюминия включает следующие операции:

- а) отливку слитков определенного размера;
- б) правку слитков на правой машине;
- в) фрезерование обеих поверхностей;
- г) нагрев в конвертерной печи при температурных режимах:
 - оптимальная температура 410 °С
 - минимальная температура 400 °С
 - максимальная температура 500 °С

- д) горячую прокатку на четырехвалковом стане за 11—13 проходов с 200 мм до 6 мм;
 - е) холодную прокатку за 4—6 проходов с 6 мм до 1—2 мм;
 - ж) окончательный отжиг при температуре 450° С;
 - з) реку рулона на листы.
- Время нагрева слитков перед горячей прокаткой составляет примерно 5—7 час.

Нагрев слитков перед прокаткой требует значительного расхода электрической энергии, вследствие чего значительно увеличивается себестоимость выпускаемой продукции. Поэтому исключение операции нагрева слитков и получение алюминиевых листов путем прокатки без нагрева представляет большой интерес.

В производственных условиях прокатка алюминиевых слитков проводилась при начальной температуре валков 20° С с применением той же схемы обжатия и скорости прокатки, по которой ведется и горячая прокатка слитков. Слитки, имеющие толщину 180—200 мм, прокатывались за 11—13 проходов в полосу толщиной 6 мм. Дальнейшие технологические операции получения алюминиевых листов толщиной 1—2 мм приняты такими же, как и при прокатке с нагревом.

Замер температуры в процессе прокатки позволил установить сильный разогрев металла (табл. 1).

Таблица 1
Повышение температуры алюминия при прокатке слитка без нагрева

№ прохода	Температура в °С			
	1-й слиток	2-й слиток	3-й слиток	4-й слиток
1	38	35	40	35
2	42	45	48	44
3	60	55	60	55
4	85	85	80	88
5	130	130	132	127
6	175	170	170	175
7	205	205	200	205

Первоначально мелкокатанная алюминиевая фольга ($h=6$ мм) перед прокаткой на выход подвергалась промежуточному отжигу при температуре 450° С в течение 2 час. Дальнейшие опыты показали, что вполне возможно получать листы толщиной 1—2 мм без промежуточного отжига. С целью выяснения влияния холодного деформирования на структуру и механические свойства материала проведено исследование листового алюминия толщиной 2 мм. Образцы размером 2х30х210 мм, изготовленные для механических испытаний, отжигались по следующим режимам:

- а) в селитровой ванне: температура 500° С, выдержка 5 мин., 15 мин., 4 часа, охлаждение на воздухе;
 - б) в воздушной печи с медленным нагревом: температура 500° С, время нагрева до достижения этой температуры 5 часов, выдержка — 2 часа, охлаждение на воздухе;
 - в) в воздушной печи при температурах 200, 225, 250, 275, 300, 350, 400, 450; выдержка 2 часа, охлаждение на воздухе.
- После термической обработки производились механические испытания с определенным пределом прочности и относительного удлинения. Механические свойства образцов представлены в табл. 2 и 3.

Таблица 2
Механические свойства образцов алюминия, прокатанного без нагрева

Способ нагрева при отжиге образцов	Выдержка в мин.	σ_b		δ	
		в кг/мм ²	в %	в кг/мм ²	в %
В селитровой ванне	5	7,6	44,4	7,8	43,4
	15	7,7	45,1	7,7	45,1
В воздушной печи	240	7,5	43,0		

Таблица 3
Механические свойства образцов алюминия, прокатанного без нагрева, при отжиге в воздушной печи

Выдержка в часах	Температура отжига в °С							
	200		225		250		275	
	σ_b в кг/мм ²	δ в %	σ_b в кг/мм ²	δ в %	σ_b в кг/мм ²	δ в %	σ_b в кг/мм ²	δ в %
2	19,4	3,3	18,3	2,9	17,7	3,3	17,2	2,8

Выдержка в часах	Температура отжига в °С							
	300		350		400		450	
	σ_b в кг/мм ²	δ в %	σ_b в кг/мм ²	δ в %	σ_b в кг/мм ²	δ в %	σ_b в кг/мм ²	δ в %
2	13,6	7,0	7,6	46,1	7,5	45,9	7,3	47,1

POOR ORIGINAL

Предварительные опыты показали, что по структуре и механическим свойствам (что видно из табл. 2 и 3) холоднокатанный алюминий ничем не отличается от горячекатанного.

Прокатка большой партии слитков (1800 т) в производственных условиях без нагрева подтвердила, что в состоянии поставки (отожженном состоянии) механические характеристики листового алюминия соответствуют требованиям, предъявляемым техническими условиями (табл. 4).

Таблица 4
Результаты механических испытаний листового холоднокатанного алюминия

Толщина листа в мм	Предел прочности σ_b в кг/мм ²	Относительное удлинение δ в %
Неотожженный		
2,0	21,0—21,9	3,0—5,85
Отожженный при 500 °С, 5 мин.		
	8,65—9,45	39,2—47,6
Отожженный при 525 °С, 3 часа		
1,5	8,4—8,8	40,0—43,0

ВЫВОДЫ

Результаты, полученные в производственных условиях, позволяют сделать следующие выводы:

1. В процессе деформирования температура металла повышается с 20°С до 240°С. Так как замеры температур производились контактной термометрией уже после выхода полосы из зоны валков, можно предположить, что в момент деформации металл имеет более высокие температуры. Следовательно, при разогреве прокатываемого алюминия в процессе деформации увеличивается его пластические свойства.

2. Прокатку без нагрева и промежуточных отжигов можно производить из слитка, имеющего начальную толщину 180—200 мм в радиусе с толщиной 1—2 мм.

3. Механические свойства листов, полученных при прокатке без нагрева и промежуточных отжигов, совершенно такие же, как и при прокатке по действующей технологии, включающей нагрев слитков ($\sigma_b=8-9$ кг/мм²; $\delta=35\%$).

4. Выкатка металла вполне удовлетворительна.

5. Холодная штамповка изделий ширпотреба из холоднокатанного алюминия в отожженном состоянии дала вполне удовлетворительные результаты.

6. Холодная прокатка слитков алюминия может быть использована для подогрева валков до температуры, требующейся при горячей прокатке сплавов Д1, Д16 и других.

7. При внедрении в производство резки крупногабаритных слитков мягких сплавов можно отливать трехкратные слитки и разрезать их на отдельные части. Слитки, во-первых, не будут иметь литейного пережима и, во-вторых, прокатка в поперечном направлении значительно улучшит технологический процесс.

Опытная прокатка без нагрева слитков сплава АМц пока еще не дала положительных результатов. Однако работы в этом направлении продолжают.

В связи с выявленной возможностью прокатки слитков алюминия без предварительного нагрева проводятся работы по изучению некоторых вопросов теории пластической деформации и теплового баланса при прокатке по проходам.

POOR ORIGINAL

Док. канд. техн. наук А. И. КОЗЛАШНИКОВ
и канд. техн. наук Р. И. ИВАНОВ

**ИЗМЕНЕНИЕ СТРУКТУРЫ АЛЮМИНИЯ В ПРОЦЕССЕ ПРОКАТКИ
(МЕТОД РЕКРИСТАЛЛИЗОВАННОГО ЗЕРНА)**

В работах по изучению течения металла при прокатке в гладких валках правильно указано, что явления, возникающие в очаге фактической деформации, имеют сложные зависимости. По данным С. И. Губкина, большую роль играет структурный фактор, оказывающий значительное влияние на пластичное состояние вещества.

Однако в методиках проведения экспериментов, применявшихся рядом исследователей, не предусматривались структурные изменения, происходящие в металле при прокатке.

Поэтому при изучении фактического очага деформации довольно важно выбрать такую методику, которая позволила бы установить структурные изменения в прокатываемой заготовке. С этой целью принят так называемый метод рекристаллизованного зерна.

Преимущества данного метода следующие:

а) структурные изменения, возникающие в процессе прокатки металлов и сплавов, дают истинную картину распределения деформации;

б) метод расширяет диапазон исследований, так как его можно применить при различных видах обработки давлением, а именно при правке на правильной машине, при прокатке в вертикальных валках и т. д.;

в) можно изучать явления, происходящие в различных участках деформируемого объема.

Данный метод заключается в том, что образцы, вырезанные из холоднокатанной фольги и отожженные при температуре рекристаллизации, прокатываются до конца (с остановкой подложки в валках), после чего производится рекристаллизационный отжиг и приготавливаются шлифы для правления на макроструктуру. После правления выявляется характер распределения макроструктуры по сечению образца и выявляются дефекты.

82

POOR ORIGINAL

POOR ORIGINAL

Доц. канд. техн. наук А. И. КОЛПАШНИКОВ
и канд. техн. наук И. И. ИВАНОВ

**ИЗМЕНЕНИЕ СТРУКТУРЫ АЛЮМИНИЯ В ПРОЦЕССЕ ПРОКАТКИ
(МЕТОД РЕКРИСТАЛЛИЗОВАННОГО ЗЕРНА)**

В работах по изучению течения металла при прокатке в гладких валках правильно указано, что явления, возникающие в очаге фактической деформации, имеют сложные зависимости. По данным С. И. Губкина, большую роль играет структурный фактор, оказывающий значительное влияние на пластическое состояние вещества.

Однако в методиках проведения экспериментов, применявшихся рядом исследователей, не предусматривались структурные изменения, происходящие в металле при прокатке.

Поэтому при изучении фактического очага деформации довольно важно выбрать такую методику, которая позволила бы установить структурные изменения в прокатываемой заготовке. С этой целью принят так называемый метод рекристаллизованного зерна.

Преимущества данного метода следующие:

а) структурные изменения, возникающие в процессе прокатки металлов и сплавов, дают истинную картину распределения деформации;

б) метод расширяет диапазон исследований, так как его можно применить при различных видах обработки давлением, а именно при правке на правильной машине, при прокатке в вертикальных валках и т. д.

в) можно изучать явления, происходящие в различных участках деформируемого объема.

Данный метод заключается в том, что образцы, взятые из исходного металла и охлажденные при температуре рекристаллизации, прокатываются до конца до окончательной толщины в валках, после чего производят рекристаллизационный отжиг и при этом делают шаг за шагом переход на макроструктуру. После травления исследуют характер распределения макроструктуры в сечении образца и анализируют ее.

POOR ORIGINAL

Распространение фактического очага деформации

Для изготовления образцов слиток алюминия марки А1 прокатывали в горячем состоянии с 200 до 50 мм. Затем горячекатаный сляб разрезали на темплеты размером 50×65×300 мм, которые прокатывали в холодном состоянии с 50 до 30 мм. Из полученных полос вырезали образцы размером 30×30×220 мм и отжигали их при 570° и выдержке 1,5 часа, которые служили исходными заготовками для опытной прокатки.

Применялись степени деформации от 0,5 до 80%, причем до 10% прокатка производилась с обжатиями через 1%. Так как собирательная рекристаллизация протекает во времени, то экспериментально устанавливался наиболее приемлемый режим отжига. С этой целью образцы, деформированные со степенью обжатия 50%, отжигались при различных условиях:

- 1) при 550 и 570° и времени выдержки 2 часа;
- 2) при 570° и времени выдержки 20, 40, 50, 60 мин., 1,5 часа и 10 час.

Опыты позволили установить, что рекристаллизация при 570° и полуторачасовой выдержке наиболее четко выявляет структуру металла, причем при этой выдержке размер зерен почти не отличается от размера зерен, полученных после отжига в течение 10 час.

Прокатка производилась на станах с различными диаметрами валков (290, 420, и 810 мм). Макроструктуры деформированных образцов показаны на рис. 1.

Опыты позволили установить распространение деформации при прокатке в гладких валках и границы фактического очага деформации.

При прокатке на стане с диаметром валков 290 мм с обжатием 0,7 и 1,0% наблюдается незначительный рост зерен на контактной поверхности образцов. Повышение обжатия приводит к значительному росту кристаллов. Так, например, при степени деформации в 2% после рекристаллизации выросли очень крупные зерна, которые занимают примерно 0,6—0,7 толщины заготовки. Середина прокатанного образца, составляющая около 0,3—0,4 его толщины, осталась с исходной структурой.

Такую же структуру имеет образец, прокатанный с обжатием 3%, с той только разницей, что деформация, соответствующая критической степени, проникает на большую глубину: средняя часть с исходной структурой составляет примерно 0,2—0,25 от всей толщины образца. При степени деформации 4% крупнокристаллическая структура распространяется по всему объему, и только в центральном слое наблюдается вкрапление отдельных зерен исходной структуры. Размер рекристаллизованных зерен такой же, как и при обжатиях в 2 и 3%.

Степень
обжатия %

0,66



1,0



2,0



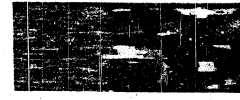
3,0



4,0



6,0

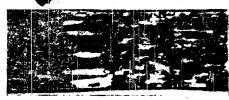


6,0



Степень
обжатия %

7,0



10,0



20,0



30,0



60,0



70,0



80,0

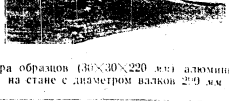
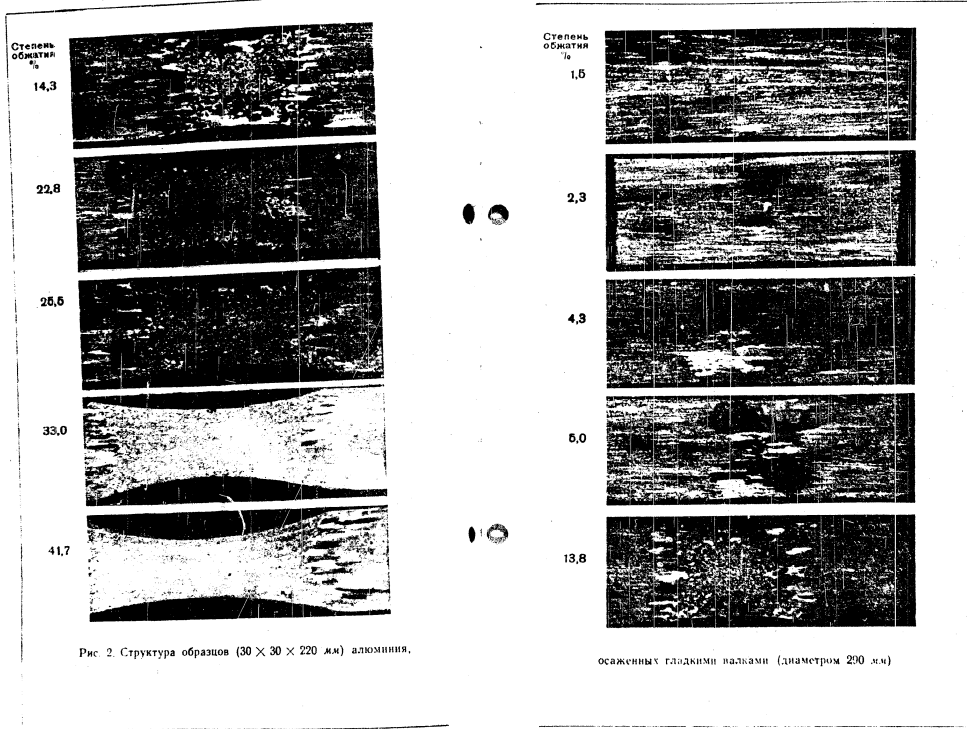


Рис. 1. Структура образцов (30x30x220 мм) алюминия, прокатанных на стане с диаметром валков 29 мм

POOR ORIGINAL

POOR ORIGINAL



Дальнейшее увеличение степени деформации приводит к изменению структуры, причем, чем больше обжатие, тем мельче зерно.

Со стороны входа металла в валки начинает образовываться ободок с крупнозернистой структурой (соответствующей зоне критических обжатий), который ограничивает распространение фактического очага деформации.

Необходимо отметить, что крупнокристаллический ободок выходит за геометрический очаг деформации на определенное расстояние, которое увеличивается до входа металла в валки с повышением степени обжатия за проход. Кроме того, крупнокристаллический ободок отчетливо фиксирует границы фактического очага деформации по высоте прокатываемой полосы.

Крупнокристаллический ободок до геометрического очага деформации, указывая на наличие пластической деформации, подтверждает реальное существование зон затухания (теория А. И. Целикова).

В фактическом очаге деформации структура по высоте образца распределяется неравномерно. При обжатии в 10% и более у контактных поверхностей наблюдается укрупненное зерно, что говорит о наличии области затрудненной деформации.

С увеличением диаметра валков деформация проникает на значительно большую глубину. Так, например, при прокатке на стане с диаметром валков 420 мм крупнозернистая структура уже при обжатии 2,9% распространяется на всю высоту образца, за исключением небольших прожилков с исходным зерном в центре. При прокатке образцов 30 × 30 × 220 мм на стане с диаметром валков 810 мм при обжатии 0,8% деформация распространяется на все сечение.

Распространение фактического очага деформации при осаживании образцов гладкими валками

Так как прокатка имеет много общего со сжатием, исследовалось также осаживание образцов в гладких валках, имеющих диаметр 230 мм. Степени деформации приняты в пределах от 1,5 до 41%. Опыт показал, что при сжатии границы фактического очага деформации имеют такую же форму, как и при прокатке, и подтвердили наличие значительной неравномерности распространения деформации при малых степенях обжатия (рис. 2).

Прокатка слэбов в производственных условиях

Для проверки и подтверждения результатов лабораторных экспериментов была проведена прокатка слэбов в производственных условиях, при которой исследовалось влияние правки на мно-

говалковой правильной машине и прокатки в вертикальных валках, а также распространение очага деформации при прокатке слэбов (116 × 620 × 1300 мм) на четырехвалковом стане с диаметром рабочих валков 700 мм.

При деформации слэбов на правильной машине (рис. 3) общее обжатие по высоте составило 1,7%; прокатка на четырехвалковом стане производилась с обжатиями за проход от 5 до 28,1%.

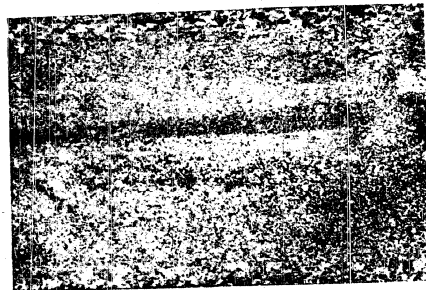


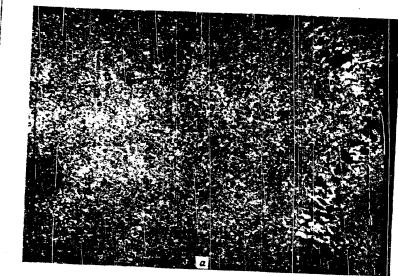
Рис. 3. Структура слэба (116×620×1300 мм) алюминия после правки на девятивалковой правильной машине (обжатие 1,7%)

В вертикальных валках полосу прокатывали следующим образом: вначале ее обжимали валками до удаления «ласточки» хвоста, затем подвергали ступенчатой прокатке с уменьшением ширины (при начальной ширине выращенной полосы 1265 мм): в первой ступени на 24 мм, во второй на 14 мм, в третьей на 11 мм и в четвертой ступени на 5 мм (на рис. 4, а, б показаны 1 и 4-я ступени).

Таким образом, общее уменьшение ширины составило 54 мм. Рекристаллизационный отжиг производился при 550° с двухчасовой выдержкой (после достижения температуры 550°).

При прокатке слэбов размером 116 × 620 × 1300 мм на производственном четырехвалковом стане, диаметр рабочих валков которого 700 мм, с обжатиями 6,0; 19,3 и 28,1% (рис. 5, а, б, в) получены такие же результаты, как и в лабораторных опытах.

POOR ORIGINAL



a



б

Рис. 4. Структура боковой грани слэба (116×620×1300 мм) алюминия, прокатанного в вертикальных валках с абсолютными обжатиями:

а - 5 мм и б - 24 мм

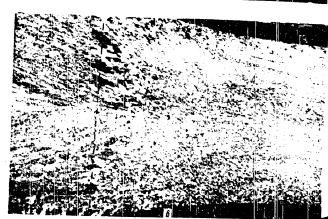
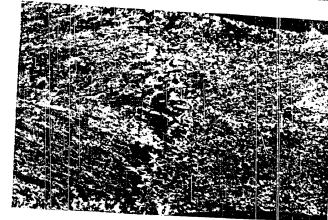


Рис. 5. Структура слэба (116×620×1300 мм) алюминия, прокатанного на четырехвалковом стане с диаметром рабочих валков 700 мм и обжатиями:

а - 60, б - 19,3 и в - 24,4%

POOR ORIGINAL

202

А. И. Колпашников и И. И. Иванов

Выводы

Результаты прокатки заготовок в лабораторных и производственных условиях позволяют сделать следующие выводы.

1. При малых обжатиях (до 4%) деформация распределяется по толщине образца крайне неравномерно. Вследствие этого образец после рекристаллизации имеет неоднородную структуру: в поверхностных слоях вырастают очень крупные кристаллы, тогда как сердцевина полосы сохраняет исходное зерно.

2. Для структуры металла, входящего в зев валков, характерно наличие крупнокристаллического ободка на границе между деформированным и недеформированным объемами. Ширина ободка и величина его зерен уменьшается с увеличением степени деформации.

3. С увеличением обжатия протяженность фактического очага деформации увеличивается. Зерна крупнокристаллического ободка выходят за пределы геометрического очага деформации, что говорит о том, что деформация начинается до входа металла в зев валков.

Таким образом, перед входом металла в зев валков существует зона начала деформации объемов металла (по терминологии А. И. Целюкова — «зона затухания» пластической деформации).

4. При скатии полосы в гладких валках с малыми степенями обжатий деформации распределяются так же, как и при прокатке: по сечению образца наблюдается крайне неравномерное распределение структуры. При увеличении обжатия образуется крупнокристаллический ободок, показывающий размеры очага деформации.

5. Эффективность прокатки в вертикальных валках зависит от величины обжатия: чем больше обжатие, тем мельче зерно на боковых кромках.

6. Прокатка слябов в производственных условиях на четырехвалковом стане подтвердила результаты, полученные в лабораторных условиях.

POOR ORIGINAL

Канд. техн. наук *С. П. ТАРАШОВ*
и канд. техн. наук *В. Г. КУЗИН*

СТРУКТУРА ТРУБ ИЗ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ, ОТПРЕССОВАННЫХ ЧЕРЕЗ ЯЗЫЧКОВЫЕ МАТРИЦЫ

1. Структура швов

К числу основных критериев качества трубы, полученной прессованием через язычковую матрицу, относится прочность швов, которая в свою очередь обуславливается структурным состоянием зоны шва после прессования.

Под термином «шов» понимают линию раздела соединившихся в процессе прессования объемов металла.

Приведенные в статье данные получены при изучении труб диаметрами 42×34 мм и 29×21 мм из сплавов АВ, Д1, Д16, АМг и из технического алюминия марки АД1, отпрессованных через язычковые матрицы на мощном горизонтальном прессе при различных температурно-скоростных условиях.

Структуры швов исследуемых труб, несмотря на общность технологии прессования этих труб, существенно различаются, что обуславливается различной физико-химической природой сплавов.

Металлографическими методами швы обнаруживаются у труб с толщиной стенки не менее 2 мм. Обнаружение швов у тонкостенных труб, а также у толстостенных труб из алюминия представляет значительные трудности.

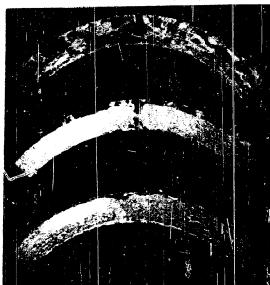
Как показали исследования, структура швов у труб из сплава АВ сходна со структурой швов твердых сплавов Д1 и Д16, а швы труб из сплава АМг сходны, в свою очередь, со структурой швов труб из алюминия и других сплавов системы твердых растворов.

На фиг. 1 приведена макроструктура швов труб из сплава АВ в поперечном сечении в трех зонах по длине трубы (снизу вверх): в переднем конце трубы, в середине и в заднем конце.

Сравнение макроструктуры швов различных участков трубы показывает, что она непостоянна по длине. На переднем конце большая часть сечения не рекристаллизована, и только вблизи поверхности наблюдается узкий неравномерный крупнокристаллический ободок. Наибольшая толщина этого ободка находится в зоне шва.

В середине трубы произошло увеличение наружного грубокристаллизованного ободка и почти полная рекристаллизация прессового шва.

На заднем конце трубы крупнозернистый ободок достиг почти половины толщины стенки трубы, причем прессовый шов замкнулся крупными равноосными кристаллитами.
Несколько иная макроструктура наблюдается у труб из сплава АВ, отпрессованных при температурах в интервале 400—350°С. В этих трубах не наблюдается столь отчетливого расположения швов, а в середине и на заднем конце не видно мелкокристаллических ободков.



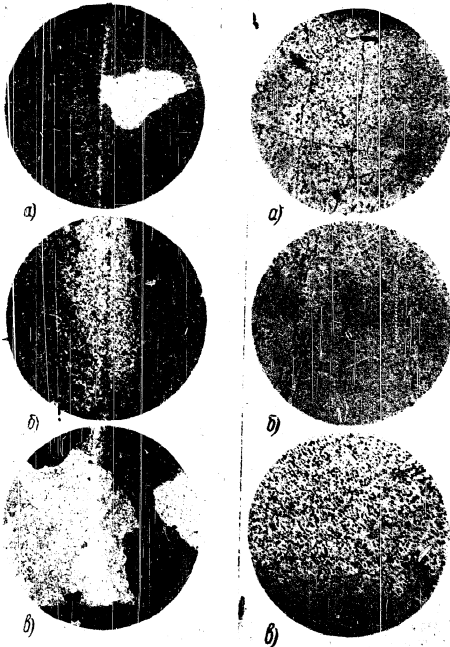
Фиг. 1. Макроструктура трубы диаметром 42x34 мм из сплава АВ после прессования при 520°С. X2.

На фиг. 2 приведены микрофотографии структуры трубы из сплава АВ. Как видно, в перекристаллизованной средней части стенки трубы, в месте стыка объемов, обнаруживаются крупные кристаллиты, расположенные цепочкой по шву.

Наличие их говорит о сдвигах, происходящих в месте соединения объемов при прохождении через кольцевое отверстие матрицы, т.е. в кольцевом отверстии гасится та разница в скоростях истечения, которая возникает в очаге деформации.

После закалки указанные особенности в структуре исчезают и зона шва выглядит под микроскопом подобно зонам, не содержащим шва (фиг. 3).

Структура швов труб из сплава АМг и технического алюминия отлична от структуры труб сплава АВ (фиг. 4) и других твердых сплавов. Трубы сплава АМг и алюминия не содержат крупнокристаллических ободков и каких-либо других неоднородностей.



Фиг. 2. Микроструктура труб сплава АВ в прессованном состоянии. X83.
а—внешний край, б—средина, в—внутренний край.
Увеличено по сравнению с оригиналом в 2 раза.

Фиг. 3. Микроструктура той же трубы, что и на фиг. 2, но после закалки с 530°С и искусственного старения X83.
а—внешний край, б—средина, в—внутренний край.
Увеличено по сравнению с оригиналом в 2 раза.

POOR ORIGINAL

Приведенная на фиг. 5 фотография микроструктуры трубы из сплава АМг, отпрессованной при 520°С, показывает, что швы, проявляющиеся в виде светлой полосы, не служат препятствием для прорастания кристаллитов при рекристаллизации.

Иногда на микроструктурах переднего конца трубы около шва обнаруживается более широкая темная зона. Эта широкая затемненная область на микрофотографиях структуры оптически выражает слой основного металла трубы, претерпевшего по сравнению с окружающими участками сечения трубы более высокую степень деформации. Как показывает микрофотография на фиг. 6, при уве-

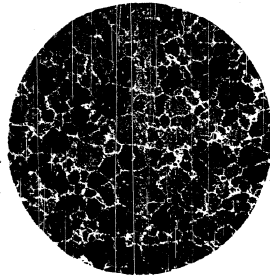


Фиг. 4. Микроструктура шва трубы из сплава АВ. X150.

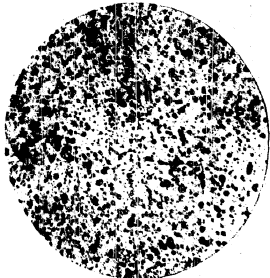
личении в 500 раз зона шва состоит из зерен твердого раствора и мелкодисперсных частиц, идентичных частицам распада твердого раствора. В зоне шва эти частицы расположены более плотно, чем в других сечениях. В отношении прочности трубы подобные швы можно считать удовлетворительными.

Во швах труб из алюминия очень часто наблюдаются включения, которые несколько ослабляют шов. На фиг. 7 приведена микроструктура трубы из алюминия, отпрессованной при 520°С. Наличие загрязнений в швах труб из алюминия связано, по-видимому, с особенностями истечения мягких сплавов при прессовании.

Вероятность запрессовки в шов загрязненных поверхностных слоев слитка, а также и воздуха, расположенного в зазоре между поверхностью слитка и контейнера, увеличивается с уменьшением удельных давлений истечения и с повышением пластичности материала.



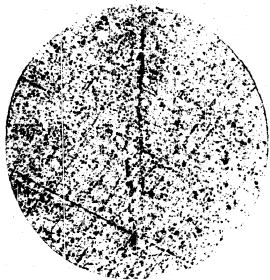
Фиг. 5. Микроструктура шва трубы из сплава АМг в прессованном состоянии. X83



Фиг. 6. Микроструктура шва трубы из сплава АМг. X500.

POOR ORIGINAL

Проведенные в дальнейшем опыты по прессованию труб при 200° С и ниже показали правильность этого предположения. Швы алюминиевых труб, прессованных при температурах около 200° С, содержат значительно меньше включений, чем у прессованных при



Фиг. 7. Микроструктура шва трубы из алюминия в прессованном состоянии. X150.

повышенных температурах. Снижение температуры слитка перед прессованием позволит более полно очищать матрицу при удалении пресостатка.

2. Общая структура труб

Структура зон трубы, не содержащих шва, отлична от структуры зоны шва. Попытки исследовать структуру этих зон методом металлографии не увенчались успехом.

Примененный впоследствии рентгенографический метод позволил охарактеризовать структуры, сравнить их между собой и со структурой серийных труб. Исследования показали, что структура труб из сплавов АВ, Д1 и Д16 после прессования имеет текстуру горячей деформации, о чем можно судить по максимумам на дебаграммах, приведенных на фиг. 8 и 9.

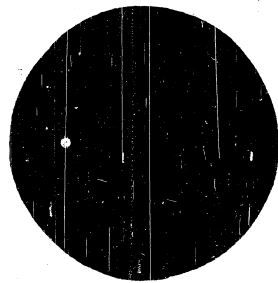
Поэтому отпрессованные трубы из сплавов АВ, Д1 и Д16 рационально отжигать перед последующим холодным деформированием.

Учитывая высокие пластические свойства сплава АВ в прессованном состоянии, трубы из этого сплава, несмотря на наличие текстуры, можно прокатывать без предварительного отжига.

Рентгеноструктурные исследования труб из сплава АМг и технического алюминия в прессованном состоянии показали, что даже

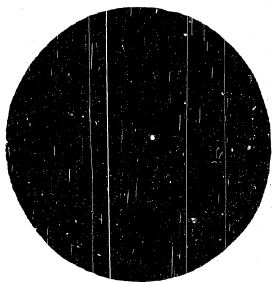


Фиг. 8. Дебаграмма трубы из сплава АВ в прессованном состоянии.

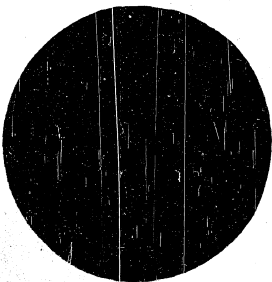


Фиг. 9. Дебаграмма трубы из сплава Д1 в прессованном состоянии.

POOR ORIGINAL



Фиг. 10. Дебаэграмма трубы из сплава АМг. Температура 520° С.



Фиг. 11. Дебаэграмма трубы из сплава АМг. Температура слитка 350° С.

при весьма низкой температуре слитка перед прессованием рекристаллизация материала трубы полностью завершается в процессе прессования. Вследствие этого заготовки из сплава АМг в алюминии не нуждаются в отжиге перед холодной обработкой.

Дебаэграммы показывают, что размеры кристаллитов у труб, прессованных при температуре слитка 350° С и скоростях истечения 12—14 м/мин, более мелкие, чем у труб, отпрессованных с малыми скоростями истечения при высокой температуре слитка.

Дебаэграммы приведены на фиг. 10 и 11.

ВЫВОДЫ

Проведенные исследования структуры швов и общей структуры труб из сплавов АВ, Д1, Д16, АМг и алюминия при установившемся процессе истечения металла позволяют сделать следующие выводы о прочности швов труб, отпрессованных через язычковые матрицы:

1. Все трубы из сплавов АВ, Д1, Д16 и АМг имеют прочные, хорошо сваренные швы, не содержащие загрязнений и расслоений.

2. Структура труб из твердых сплавов имеет неоднородность, возникающую вследствие особенностей истечения металла через матрицу язычкового типа и характера взаимодействия металла с инструментом.

3. Присутствие крупных кристаллитов в зонах швов снижает прочность и пластичность труб. (Это обстоятельство не должно вызвать задержку во внедрении этого метода прессования в производство, так как после холодного деформирования структурная неоднородность исчезает.)

4. Трубы из сплава АМг имеют наилучшую, по сравнению с трубами из других сплавов, структуру по однородности и величине зерна.

5. Швы труб из алюминия, как правило, содержат большее или меньшее количество ифторидных включений, повидимому, окиси алюминия Al_2O_3 .

6. Проведенная структура алюминиевых труб близка к структуре труб из сплава АМг. Это, как показали механические испытания, несмотря на наличие некоторого количества включений в швах, прочность швов алюминиевых труб достаточно высока.

Другие виды испытаний показали, что эти трубы не уступают во всех отношениях трубам, полученным из цельнопрессованных заготовок.

7. Проведенные исследования труб из сплавов АВ, Д1, Д16, АМг и алюминия, отпрессованных через язычковые матрицы, позволяют установить их высокое качество и рекомендовать для серийного производства.

POOR ORIGINAL

POOR ORIGINAL

Ст. науч. сотр. канд. техн. наук С. Н. ТАРАНТОВ
аспирант инж. В. Г. КУЗИН

**ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ И СКОРОСТИ ИСТЕЧЕНИЯ НА СТРУКТУРУ
ПРЕССОВАННЫХ ПРУТКОВ СПЛАВА АМг**

Причины возникновения так называемого «ободка» в прессованных прямым методом (без подмазки контейнера) полуфабрикатах из алюминиевых сплавов интересны для металлургов как с практической, так и с теоретической точек зрения. Однако из-за сложности этой проблемы, связанной с взаимодействием большого количества факторов, таких как химический состав сплавов, состояние заготовок, температура слитков и инструмента, степень и скорость деформации, форма изделий и др., механизм возникновения крупнокристаллического ободка все еще недостаточно ясен.

В рассматриваемой работе описано исследование влияния скорости истечения и температуры слитков в практически применяемых интервалах на структуру «ободка» прутков сплава АМг диаметром 112 мм.

Из общей плавки отобрали 40 слитков диаметром 270 мм и длиной 60 мм, которые затем разделили на 4 группы по 10 слитков в каждой.

Прутки прессовали прямым методом (без подмазки контейнера) на горизонтальном гидравлическом прессе 3500 т. Диаметр втулки контейнера равнялся 280 мм.

Слитки первой и второй групп прессовали при относительно постоянных температурах их поверхности — в интервале 400—420°, но с различными скоростями истечения: слитки первой группы — с пониженными скоростями 1,1—1,35 м/мин, а слитки второй группы — с повышенными скоростями — 5,6—6,3 м/мин.

Слитки третьей и четвертой групп прессовали при более низких температурах — в интервале 340—350°, но приблизительно с теми же скоростями истечения для каждой группы, что и слитки первой и второй групп.

При прессовании записывались температуры боковых поверхностей слитков непосредственно перед загрузкой их в контейнер, а также температуры переднего и заднего концов прутков; кроме того, измеряли максимальное и минимальное давления воды в глав-

ном цилиндре пресса и учитывали общее машинное время прессования каждого прутка.

В табл. 1 представлены средние значения (из десяти прессовок) технологических параметров прессования прутков по группам.

Таблица 1

№ группы прутков	Температура прессовки слитков, °С	Температура поверхности прутков, °С		Давление воды в главном цилиндре, атм		Скорость истечения металла, м/мин
		передний конец	задний конец	максимальное	минимальное	
1	408	425	445	135	68	1,2
2	415	440	467	155	72	6,0
3	345	375	415	173	75	1,1
4	345	395	455	190	82	6,7

Сравнивая данные табл. 1, видим, что температура поверхности прутков зависит как от температуры слитка, так и от скорости истечения, при этом температура задних концов прутков повышается почти в два раза быстрее, чем передних; эти данные приведены в табл. 2, построенной по данным табл. 1.

Таблица 2

№ групп прутков	Повышение температуры прутков при прессовании			
	передний конец		задний конец	
	°С	%	°С	%
1	17	4,2	37	9,1
2	25	6,0	52	12,5
3	30	8,7	70	20,3
4	50	19,5	110	31,9

Данные табл. 2 показывают также, что при одинаковой скорости истечения внутреннее трение металла, обуславливающее повышение температуры прутков, зависит от температуры слитков и возрастает с ее понижением. Если, например, повышение температуры заднего конца прутков второй группы составляет всего 12,5%, то у прутков

ков четвертой группы температура в той же зоне повышается почти на 32%.

Эта зависимость между температурой слитков и скоростью истечения, как это будет показано ниже, может быть использована для определения оптимальной производительности пресса при прессовании полуфабрикатов из различных алюминиевых сплавов.

Структура заднего конца прутков

Для исследования влияния температуры слитков и скорости истечения на размеры ободка от заднего конца всех прутков были

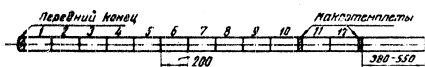


Рис. 1. Схема отрезки макротемплетов для контроля структуры заднего конца прутков сплава АМг.

отрезаны макротемплеты толщиной 30 мм. Чтобы исключить влияние длины прессостатка на структуру контролируемых зон прутка, макрообразцы отрезали по общей схеме, приведенной на рис. 1, с отсчетом длины отрезаемых заготовок от переднего конца.

Ширина ободков и степень их рекристаллизации в прессованном состоянии контролировали после фрезерования и травления макротемплетов в щелочи. Результаты измерения ширины ободков по группам прутков с оценкой макроструктуры приведены в табл. 3.

Таблица 3

№ групп прутков	Макротемплеты № 10		Макротемплеты за № 12	
	ширина ободка, мм	макроструктура ободка	ширина ободка, мм	макроструктура ободка
1	7-8	Крупнозернистая, рекристаллизованная	12-13	Крупнозернистая, рекристаллизованная
2	6-8	Мелкозернистая, рекристаллизованная	10-12	Мелкозернистая, рекристаллизованная
3	5-7	Крупнозернистая, рекристаллизованная	10-12	Крупнозернистая, рекристаллизованная
4	5-6	Мелкозернистая, рекристаллизованная	8-9	Мелкозернистая, рекристаллизованная

POOR ORIGINAL

Как следует из данных табл. 3, ободки прутков, прессованных при пониженных скоростях (первая и третья группы), имеют грубозернистую структуру, причем прутки первой группы, прессованные из слитков с повышенной температурой и низкой скоростью, имеют более широкие ободки. Ободки четырех прутков третьей группы вследствие низкой температуры слитков и малой скорости истечения рекристаллизованы не полностью.

Для иллюстрации вышеописанных результатов исследования на рис. 2 и 3 приведены характерные для первой и второй групп макроструктуры прутков, прессованных со скоростями истечения соответственно 1,2 и 6,1 м/мин при температуре слитков около 410°.

При сравнении фотоснимков рис. 2 и 3 видим, что макроструктура наружной и внутренней зон прутков зависит от скорости истечения и при высоких значениях последней получается весьма равномерной по всему сечению прутка. При низкой скорости истечения на заднем конце прутка возникает широкий (около 9 мм) ободок, имеющий грубозернистую рекристаллизованную после прессования структуру.

Для проверки влияния температуры и продолжительности дополнительного нагрева на структуру ободка половинки макротемплетов — за № 12 отжигали в воздушно-циркуляционной электрической печи при 540° в течение трех часов.

Как видно на рис. 4 и 5, структура прутка второй группы, прессованного с высокой скоростью истечения, после отжига (визуально) не изменилась, т. е. осталась такой же мелкозернистой, какой она была в прессованном состоянии, в то время как у прутка первой группы, прессованного с низкой скоростью, произошло после отжига укрупнение зерен в центральной зоне и ушрение ободка с образованием (в силу собирательной рекристаллизации) очень крупных кристаллитов.

Ободок прутка второй группы отчетливо выявляется после отжига, причем структура его более мелкозернистая, чем во внутренней зоне сечения.

Аналогичная картина наблюдается и у прутков третьей и четвертой групп, прессованных из слитков при пониженной температуре, но с разными скоростями истечения. Разница здесь лишь в том, что ширина ободков у этих прутков после отжига при 540° несколько меньше, а структура внутренней зоны прутков, прессованных с низкой скоростью, более крупнозернистая.

Описанная выше разница в макроструктурах ободка заднего конца прутков сплава АМг, прессованных с низкой и высокой скоростями, подтверждается рентенограммами, приведенными на рис. 6 и 7. Для большей убедительности рентенограммы даны для прутков, отожженных при 540° в течение трех часов, причем на-



Рис. 2. Макроструктура заднего конца прутка первой группы в прессованном состоянии. X1



Рис. 3. Макроструктура заднего конца прутка второй группы в прессованном состоянии. X1

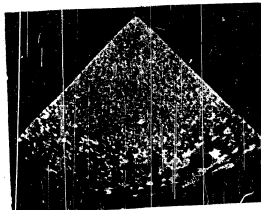


Рис. 4. Макроструктура заднего конца прутка первой группы после отжига при 540° в течение трех часов. X1

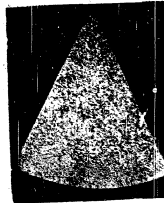


Рис. 5. Макроструктура заднего конца прутка второй группы после отжига при 540° в течение трех часов. X1

POOR ORIGINAL

правление пучка лучей брали перпендикулярно направлению прессования.

На рис. 6 приведена дебаграмма прутка третьей группы, прессованного при температуре слитка 340° с низкой скоростью истечения (~ 1 м/мин), а на рис. 7 — прутка четвертой группы, прессованного при такой же температуре слитка, но с высокой скоростью истечения ($\sim 6,1$ м/мин).

Как видно на приведенных рентгенограммах, периферийная зона прутков третьей группы состоит из довольно крупных рекристаллизованных зерен, в то время как в прутках четвертой группы та же зона сечения содержит очень мелкие зерна.

Таким образом, при прессовании прутков сплава АМг прямым методом без смазки контейнера с коэффициентом вытяжки около 6,2 из слитков с температурой в интервале $340\text{--}420^\circ$ и при высоких скоростях истечения (в пределах $5,2\text{--}7,8$ м/мин) структура прутков как в прессованном, так и в термически обработанном состоянии получается мелкозернистой.

Низкие скорости истечения (в интервале $0,9\text{--}1,5$ м/мин) при температурах слитков в указанном интервале способствуют получению грубой рекристаллизации сплава, причем ширина ободка прутков несколько уменьшается с понижением температуры слитков.

Причины влияния скорости истечения на структуру прессованных прутков

Описанное выше влияние скорости истечения на структуру ободка и внутреннего сечения прутков сплава АМг диаметром 112 мм имеет практическое значение и заслуживает более обстоятельного изучения на других сплавах и конфигурациях прессованных изделий.

При прессовании сорока прутков как при низкой скорости истечения, так и при высокой, температура слитков (в интервале $420\text{--}340^\circ$) не слишком значительно повлияла на размеры ободка у 39 прутков, и только у одного прутка первой группы, прессованного из слитка с температурой около 470° , было замечено увеличение ширины ободка и размеров рекристаллизационных зерен.

Поэтому следует ожидать, что после прессования прутков из слитков с высокими температурами при пониженных скоростях истечения размеры крупнокристаллического ободка будут более значительны, чем это наблюдалось при проведении рассматриваемой работы. Это отмечалось еще ранее, при исследовании процесса прессования и структуры прутков из алюминиевых сплавов [1], [2].

В чем причина влияния скоростей истечения на структуру прессованных прутков сплава АМг? Приведенные выше результаты

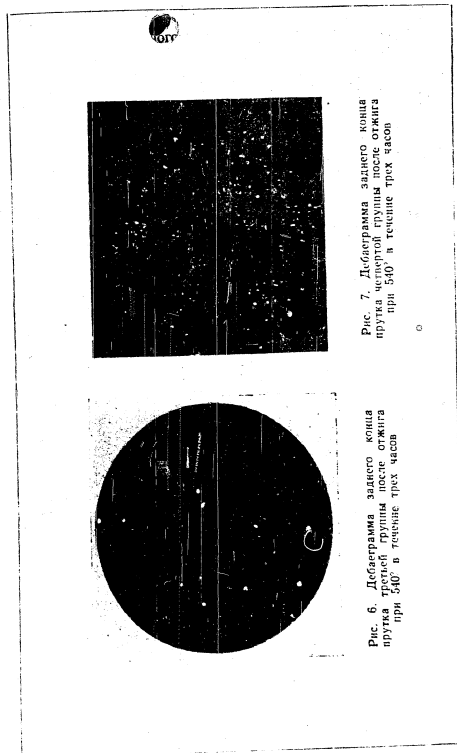


Рис. 7. Дебаграмма заднего конца прутка четвертой группы после отжига при 340° в течение трех часов

Рис. 6. Дебаграмма заднего конца прутка третьей группы после отжига при 340° в течение трех часов

POOR ORIGINAL

исследований и изучение структуры прессованных полуфабрикатов других алюминиевых сплавов позволяют предположить, что основными факторами, влияющими на процесс рекристаллизации сплава при прессовании, являются физическая степень деформации полуфабриката, т. е. степень дробления кристаллитов, внешне характеризующаяся повышением давления истечения и температуры изделия и очага деформации.

Чем выше скорость истечения, тем больше мощность, затрачиваемая на деформацию слитка, тем выше температура очага деформации и тем больше возникает в металле в единицу времени центров рекристаллизации.

Вместе с тем затрачиваемая на деформацию и трение металла мощность и связанная с ней температура в очаге деформации зависят от прочности сплава при температуре деформации.

Следовательно, мощность (E), потребляемая извне на деформацию слитка данного сплава, пропорциональна усилию (P), действующему на прессшпатель и скорости (v) перемещения прессшайбы, что следует из формулы теоретической механики:

$$E = P \cdot v.$$

Из этой формулы вытекает, что при прессовании одинаковых изделий одного сплава при идентичных технологических параметрах температура очага деформации будет возрастать с повышением прочности сплава, т. е. с понижением температуры слитка. При одинаковой же температуре слитков температура очага деформации возрастает с повышением скорости истечения, но не пропорционально ей, а более медленно, так как прочность сплавов изменяется не пропорционально температуре.

Сказанное подтверждается данными табл. 2, характеризующими повышение температуры поверхности прутков при прессовании их с низкими и высокими скоростями из слитков, имевших перед загрузкой в контейнер температуры 415° и 345°.

Согласно высказанной гипотезе, прессование прутков при повышенной температуре (415°) и высокой скорости обеспечивает приблизительно такую же структуру, как и прессование при пониженной температуре (345°) и высокой скорости.

Более слабая физическая степень деформации первых прутков по сравнению со вторыми компенсируется более высокой температурой очага деформации за счет более высокой начальной температуры слитка.

Хотя прессование прутков третьей группы при пониженной температуре слитков (345°) и вызывает значительную деформацию кристаллитов, что характеризуется заметным повышением давления воды в главном цилиндре прессы (табл. 1) по сравнению с прутками первой группы, тем не менее вследствие низкой скорости ис-

течения и обусловленного ею охлаждения слитка менее нагретым контейнером и матрицей температура очага была не такой высокой, для того чтобы скорость роста центров рекристаллизации сплава стала удовлетворительной.

В результате этого четыре прутка третьей группы после прессования имели неполностью рекристаллизованные ободки в отличие от прутков второй и четвертой групп.

Таким образом, в ободке прутков сплава АМг, прессованных с высокой скоростью истечения, зарождается много центров рекристаллизации, отчего структура получается мелкозернистой и довольно устойчивой против собирательной рекристаллизации при последующем отжиге. Ободок же прутков, прессованных с низкими скоростями, получается грубозернистым и в прессованном состоянии и особенно после отжига, за счет роста кристаллитов вокруг образовавшихся (в процессе деформации слитка) немногочисленных центров рекристаллизации.

Выводы

На основании результатов описанных экспериментов можно указать один из способов борьбы с неоднородной структурой прессованных прутков сплава АМг и основной путь увеличения производительности гидравлических прессов за счет повышения скорости истечения.

Замеченное в описанных опытах влияние скорости истечения на структуру прутков сплава АМг объясняет причины изменений структуры и размера ободков в прутках одной производственной партии, следовательно, необходим более точный контроль технологических параметров прессования легких сплавов.

Результаты исследований технологических параметров прессования прутков сплава АМг можно перенести на другие алюминиевые сплавы и высказать общие соображения о путях повышения скоростей истечения при прессовании любых металлов.

Оптимальная скорость истечения зависит от температурного интервала деформации, т. е. разности между наивысшей допустимой температурой в очаге деформации, определяемой температурой плавления эвтектики легированного металла, или температурой плавления чистого металла, и минимально допустимой температурой в нем, определяемой величиной максимального удельного давления на прессшайбу при оптимальных для данного профиля значениях длины слитка, степени деформации и других технологических параметров.

Чем ниже прочность сплава в начальный момент деформации слитка и выше температура плавления эвтектики, тем более высокую скорость истечения можно сообщить сплаву на данном прессе. Так, например, при прессовании толстых прутков сплава Д1

на прессе 3500 т в контейнере диаметром 280 мм наименьшая допустимая температура слитка не может быть ниже 380°, так как в противном случае истечения металла через матрицу не наступит и работа пресса при этих режимах будет неустойчива.

При прессовании труб того же сплава из промежуточных, т. е. предварительно деформированных, заготовок на вертикальном 600-т прессе в контейнере диаметром 85 мм температура этих заготовок может быть понижена до 300—280°.

Следовательно, температурный интервал деформации при прессовании прутков сплава Д1 на прессе 3500 т составляет 510—380 = 130°, а при прессовании труб того же сплава на 600-т прессе он равен 510—280 = 230°.

Этим неодинаковым интервалом температур деформации и можно объяснить тот факт, что скорость истечения сплава Д1 на 3500-т прессе не превышает 5—6 мм/мин, в то время как скорость истечения того же сплава на 600-т прессе достигает 12—15 мм/мин.

Еще более высокий интервал температур деформации допускается для сплавов АМг, АВ, АМц и особенно для чистого алюминия, что видно из табл. 4. Эта таблица составлена для толстых прутков диаметром 80—150 мм, прессуемых на горизонтальном 3500-т прессе в контейнере диаметром 280 мм прямым методом без смазки.

Таблица 4

Металл или сплав	Температура плавления, °С	Минимальная температура прессования, °С	Температурный интервал деформации, °С	Литературный источник
Алюминий	660	250	410	[3]
АМц	638	300	336	
АВ	595	320	275	[4]
АМг	620	380	240	[3]
Д1	510	380	130	
Д16	503	400	103	
В95	480	410	70	

Примечание. Для сплавов Д1, Д16 и В95 приняты верхние пределы температур деформации по инструкции ВИАМ 1951 г.

Таким образом, увеличить скорость истечения металла через матрицу можно, расширив температурный интервал деформации

Влияние температуры и скорости истечения на структуру сплава АМг [3]

в направлении понижения температуры слитка и более полно используя мощность пресса за счет повышения удельного давления на прессшайбу.

Это мероприятие может быть осуществлено в первую очередь при прессовании изделий из алюминия и мягких сплавов типа АМц, АВ и др., потому что для этих сплавов можно обойтись без точного контроля скорости истечения, так как они обладают высокой пластичностью.

ЛИТЕРАТУРА

1. Хансен. Двойные сплавы. Металлургия. 1942.
2. А. А. Бочвар. Металловедение и термическая обработка. Металлургия. 1940.

POOR ORIGINAL

на прессе 3500 т в контейнере диаметром 280 мм наименьшая допустимая температура слитка не может быть ниже 380°, так как в противном случае истечения металла через матрицу не наступит и работа пресса при этих режимах будет неустойчива.

При прессовании труб того же сплава из промежуточных, т. е. предварительно деформированных, заготовок на вертикальном 600-т прессе в контейнере диаметром 85 мм температура этих заготовок может быть понижена до 300—280°.

Следовательно, температурный интервал деформации при прессовании прутков сплава Д1 на прессе 3500 т составляет 510—380 = 130°, а при прессовании труб того же сплава на 600-т прессе он равен 510—280 = 230°.

Этим неодинаковым интервалом температур деформации и можно объяснить тот факт, что скорость истечения сплава Д1 на 3500-т прессе не превышает 5—6 м/мин, в то время как скорость истечения того же сплава на 600-т прессе достигает 12—15 м/мин.

Еще более высокий интервал температур деформации допускается для сплавов АМц, АВ, АМц и особенно для чистого алюминия, что видно из табл. 4. Эта таблица составлена для толстых прутков диаметром 80—150 мм, прессуемых на горизонтальном 3500-т прессе в контейнере диаметром 280 мм прямым методом без смазки.

Таблица 4

Металл или марка сплава	Температура плавления заготовки или чистого металла, °С	Минимальная температура прессования, °С	Температурный интервал деформации, °С	Литературный источник
Алюминий АМц	660 658	250 300	410 358	[3]
АВ	595	320	275	[4]
АТ	620	380	240	[3]
Д1	510	380	130	
Д16	503	400	103	
В65	480	410	70	

Примечание. Для сплавов Д1, Д16 и В65 приняты верхние пределы температур заливки по инструкции ВИАМ 1961 г.

Таким образом, увеличить скорость истечения металла через матрицу можно, расширив температурный интервал деформации

в направлении понижения температуры слитка и более полно используя мощность пресса за счет повышения удельного давления на прессшайбу.

Это мероприятие может быть осуществлено в первую очередь при прессовании изделий из алюминия и мягких сплавов типа АМц, АВ и др., потому что для этих сплавов можно обойтись без точного контроля скорости истечения, так как они обладают высокой пластичностью.

ЛИТЕРАТУРА

1. Хансен. Двойные сплавы. Металлургиязд. 1942.
2. А. А. Бочвар. Металловедение и термическая обработка. Металлургиязд. 1940.

POOR ORIGINAL

POOR ORIGINAL

Л. П. ЛУЖНИКОВ, О. А. РОМАНОВА

**НОВЫЕ ДАННЫЕ О РОЛИ МАРГАНЦА В СВЯЗИ С ПРЕССЭФФЕКТОМ
В АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВАХ**

Из целого ряда работ известно, что прессованные полуфабрикаты (прутки, профили и т. д.) из алюминиевых сплавов систем Al—Cu—Mg, Al—Mg—Si, Al—Mg—Zn—Cu, Al—Cu—Mg—Si и других, имеющих в своем составе марганец, характеризуются чрезвычайно высокой прочностью и сравнительно низким удлинением в направлении течения металла при прессовании. При холодной деформации этих полуфабрикатов примерно на 25—30% (волочением, прокаткой и т. д.) сильно снижается их прочность и повышается удлинение. Механические свойства прессованных полуфабрикатов после холодного деформирования примерно совпадают со свойствами листовых полуфабрикатов из тех же сплавов. В упомянутых выше случаях, как и во всей статье в дальнейшем, имеются в виду полуфабрикаты в термически обработанном состоянии по режимам, принятым для соответствующих сплавов.

Превышение прочности в продольном направлении прессованных полуфабрикатов над прочностью полуфабрикатов, подвергнутых дополнительно холодной деформации (или листов), принято называть прессэффектом. Исследованию явления прессэффекта посвящено большое количество работ как у нас в стране, так и за границей, в которых высказываются различные точки зрения на природу этого явления.

В настоящей статье мы не даем обзора этих работ, а лишь указываем на основные результаты некоторых исследований.

К наиболее ранним работам по прессэффекту относятся исследования немецких металловедов Ункеля, Дрейера и Зеемана [1, 2]. Применяя, кроме прочих, рентгеноструктурный метод исследования, они показали следующее.

1. Прессэффекту в алюминиевых сплавах соответствует наличие текстуры. Кристаллографическое направление (111) совпадает с направлением течения металла при прессовании.

2. Текстура прессования после термической обработки сохраняется благодаря присутствию в сплавах марганца, сильно повышающего температуру рекристаллизации сплавов.

POOR ORIGINAL

С. Н. ТАРАНТОВ, В. Г. КУЗНИН

ТРУБНЫЕ ЗАГОТОВКИ ДЛЯ ПРОКАТНЫХ СТАНОВ, ПРЕССОВАННЫЕ ЧЕРЕЗ ЯЗЫЧКОВЫЕ МАТРИЦЫ

При производстве тонкостенных труб из алюминиевых сплавов очень важным этапом является прессование трубных заготовок для трубопрокатных и волочильных станов с толщиной стенки 2—4 мм.

Применяемый в настоящее время способ прессования этих заготовок на вертикальных прессах (с длиной шпindel) не обеспечивает стабильной равномерности, что приводит к заметному понижению процента выхода годных тонкостенных труб. Вторым недостатком существующего способа производства тонкостенных труб является двойная прессовка металла: сначала из слитков на мощном прессе для получения толстостенных промежуточных заготовок, а затем на вертикальном прессе с целью получения более тонкостенных заготовок для прокатки и волочения. Двойное прессование увеличивает отходы металла, и вследствие этого значительно понижается выход годных труб. Качество поверхности стенок трубных заготовок, прессуемых на вертикальных прессах, также неудовлетворительно, особенно внутренняя и поверхность подмятки, из-за наличия графита и масла вызывает загрязнение, которое приводит к понижению антикоррозионных свойств готовых труб.

В интересах борьбы с недостатками существующего способа прессования трубных заготовок из алюминиевых сплавов для холодной прокатки и волочения была проведена большая исследовательская работа по изучению возможности применения для этой цели заготовок, прессованных через «язычковые» матрицы [1—2].

Ниже кратко излагаются важнейшие результаты этой работы и вытекающие из них практические выводы.

МАРКИ СПЛАВОВ, ДИАМЕТРЫ СЛИТКОВ, ЗАГОТОВОК И ТРУБ

Для производства опытных труб были получены слитки непрерывного литья диаметром 220 мм следующих серийных сплавов: АМг, АВ, Д1, Д16 и алюминия марки АД1.

После разрезки на длину 500 мм и обточки на диаметр 190 мм слитки прессовались на горизонтальном гидрпрессе 3500 т в контейнере диаметром 210 мм методом прямого прессования без смазки.

Слитки алюминия и сплавов АМг и АВ прессовались в исходном состоянии, а слитки сплавов Д1 и Д16 — после гомогенизирующего отжига при 500° в течение 8 час. до обточки.

Структура и механические свойства изучались в состоянии после прессования, прокатки и волочения (табл. 1).

Для прессования алюминиевых заготовок применялись матрицы с размерами шириной 8 и 25 мм, а для трубных сплавов — с прокатками

172

174

POOR ORIGINAL

Таблица 1

Диаметры и степени деформации труб

Последовательность операций	Состояние труб	Первая группа труб			Вторая группа труб		
		Диаметр, мм	Степень деформации за одну операцию		Диаметр, мм	Степень деформации за одну операцию	
			коэффициент вытяжки	обжатие площади, %		коэффициент вытяжки	обжатие площади, %
1	Прессованные	42×34	72,7	98,6	29×21	110	99,1
2	Прокатанные	30×28	5,25	80,9	18×16	5,88	83,0
3	Волоочные	24×22	1,26	20,6	8×6	2,43	58,8

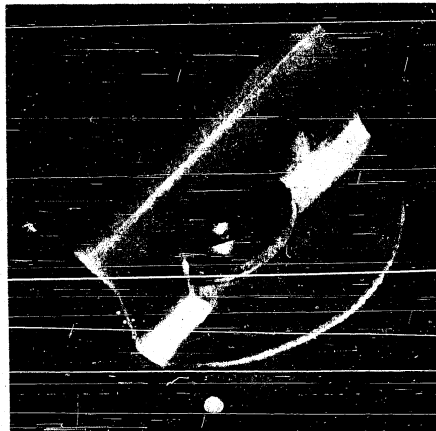


Рис. 1. Язычковая матрица для прессования трубных заготовок диаметром 29×21 мм.

шириной только 8 мм. Угол наклона поляка всех матриц с осью заготовки составлял 5°. На рис. 1 приведена фотография собранной язычковой матрицы для прессования трубных заготовок диаметром 29×21 мм.

ПРЕССОВАНИЕ ТРУБНЫХ ЗАГОТОВОК

При прессовании слитков варьировались температура слитков и скорость истечения; причем для более полного изучения процесса деформации металла фиксировалось давление воды в главном цилиндре пресса, а также отмечалась температура на поверхности заготовки и полости контейнера.

Ввиду невозможности измерения температуры непосредственно у матрицы, она измерялась при выходе заданного участка заготовки от крестовины пресса на расстоянии приблизительно 1,5 м от матрицы.

При давлении прессостатков около 100 мм прессованные заготовки имеют следующие длины:

диаметр 42x34 мм 24,6—26,8 м
диаметр 29x21 мм 36,9—37,9 м

Максимальные значения скоростей истечения при прессовании различных сплавов диаметром 42x34 мм соответствовали технологическим параметрам, приведенным в табл. 2.

Таблица 2

Марка сплава	Технологические параметры прессования			
	Удельная скорость истечения, мм/сек	Температура заготовки, °C	Температура на выходе из матрицы, °C	Максимальное давление в головке пресса, атм
Алюминий	69,1	360	525	0,37
АВ	17,3	385	550	1,42
АМг	11,3	395	550	2,18
Д1	2,1	400	470	11,5

Температура на поверхности заготовки служит надежным показателем использования пластических свойств данного сплава и при надлежащей методике ее контроля позволяет установить оптимальные температурно-скоростные параметры деформации изделия.

Чем ближе температура заготовки подходит к температуре плавления металла, тем точнее должен быть контроль этих параметров. Необходимо при этом учитывать, что в силу несовершенства применяемой методики измерения термометры температура на поверхности трубной заготовки всегда ниже температуры очага деформации в момент выхода из матрицы, так как за время перемещения измеряемого участка (от матрицы до места измерения температуры) выходящая заготовка теряет энергию, рассеиваясь в окружающее пространство, а также поглотится более холодными зонами заготовки.

Чем ниже скорость истечения и чем тоньше стенка трубной заготовки, тем больше разность между температурами очага деформации и поверхностью заготовки. При очень низких скоростях истечения температура заготовки, измеренная термометром после выхода из матрицы до места измерения температуры, выходящая заготовка теряет энергию, рассеиваясь в окружающее пространство, а также поглотится более холодными зонами заготовки.

Для приведенной в табл. 2 скорости истечения алюминия (69,1 мм/сек) время прохождения какой-либо точки заготовки пространству 1,5 м (расстояние от матрицы до места измерения температуры) составляет: $(1,5 \times 1000) : 69,1 \approx 21,7$ сек. У сплавов АВ, АМг и особенно Д1 это время

заметьно больше, чем у алюминиевых заготовок, а именно: 5,2; 8,0 и 43 сек. соответственно, а следовательно, охлаждение после выхода из прессостатков будет более значительным.

Зная температуру плавления каждого из рассматриваемых сплавов, можно с достаточной для практики достоверностью ответить на вопрос, являются ли приведенные в табл. 2 скорости истечения оптимальными и какие имеются резервы для дополнительного повышения этих скоростей. Для алюминия, очевидно, имеется возможность значительного повышения скорости истечения, так как разность между температурой плавления алюминия (658°) и температурой заготовки (525°) остается еще достаточно большой (133°).

Повышение скорости истечения при прессовании алюминиевых труб можно осуществлять путем повышения температуры слятка до 250—200° и форсирования процесса прессования, или же просто повышением скорости хода плунжера пресса при сохранении прежней температуры слятков (365°). Первый путь, проверенный опытными методами, предпочтительнее, так как повышение давления на прессостатки способствует лучшей сварке швов и улучшает качество поверхности алюминиевых труб.

Для сплава АВ, за счет более полного использования мощности пресса, температура слятков может быть понижена до 360—340°, благодаря чему скорость истечения возможно довести до 20—25 мм/мин.

Что касается сплава АМг, то для него достигнута скорость истечения (11,3 мм/мин) при данных условиях является, по-видимому, оптимальной и не может быть заметно повышена. Доказательством этого служит отсутствие резервов в давлении воды в головке пресса (192 ат) и недостаточно большой разнице между температурой плавления сплава (620°) и температурой заготовки (550° при измерении, а в действительности же выше).

ОЦЕНКА КАЧЕСТВА ШВОВ ТРУБНОЙ ЗАГОТОВКИ ПО ПРЕССОСТАТКАМ

В соответствии с установившейся практикой отделение прессостатков слятков при прессовании через язычковые матрицы опытных заготовок всех сплавов производится путем отрыва их от матрицы усилием перемещающегося назад контейнера.

Величина усилия отрыва и форма гнезда рассекателя в прессостатке после освобождения его от матрицы зависят от прочности и пластичности сплава и, как это показали настоящие исследования, оказывают серьезное влияние на качество швов прессуемых заготовок.

При отрыве прессостатка от матрицы возможны два крайних случая, наблюдающихся обычно у двух пограничных по своей прочности и пластичности металлов — чистого алюминия и дуралюминия. При отрыве прессостатка из алюминия весь металл, заключенный в карманах и под мостиком матрицы, целиком остается внутри матрицы (рис. 2, а), и следовательно остатками металла от прожженной прессостатки. При отрыве прессостатков из дуралюминия весь металл, заключенный между мостиком и в карманах, полностью освобождается, благодаря чему матрица перед началом прессования следующей заготовки будет автоматически очищена от вредных загрязнений (рис. 2, б). Отделенный таким образом прессостаток сплава Д1 будет содержать добавочные объемы металла, вывешенные при отрыве на потайных мест матрицы.

Другие сплавы, по прочности и пластичности занимающие промежуточное место между алюминием и дуралюминием, дают и промежуточные формы прессостатков. Матрица после прессования сплава АВ очищается лучше,



Рис. 2. Прессостаток после прессования трубной заготовки диаметром 42 × 34 мм: а — из алюминия, б — из сплава Д16

чен после прессования алюминиевых заготовок, хотя и в их карманах оставалось еще некоторое количество металла, способное оказать вредное влияние на качество швов следующей заготовки. При отделении прессостатков сплава АМг степень очистки матрицы приближалась к сплаву Д16 и находилась в промежуточном положении между этим сплавом и сплавом АВ.

РАЗНОСТНОСТЬ ЗАГОТОВОК И ТРУБ

Разностность прессованных заготовок и тонкостенных труб, деформированных вхолостую, измерялась в 6—8 точках по окружности трубы (в зависимости от диаметра) и оказалась для всех сплавов в пределах требований технических условий.

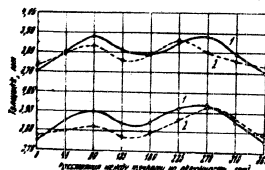


Рис. 3. Кривые изменения толщины стенки заготовок из сплава АМг: 1 — передний конец; 2 — задний конец

Максимальная относительная разностность труб рассмотренных сплавов удовлетворяет требованиям ГОСТа для готовых труб первого сорта и не превышает у прессованных заготовок (диаметром 42 × 34 мм и 29 × 21 мм) — 4,8%, а у прокатанных труб (31 × 28 мм и 18 × 16 мм) и волоченных труб (24 × 22 мм и 8 × 6 мм) — 3,6%.

ПРОЧНОСТЬ ТРУБНЫХ ШВОВ

Испытание прочности трубных швов производится в разных системах и различными методами. Наиболее удобным и эффективным методом является испытание цилиндрических образцов на растяжение под прессом

до заданной степени вытяжки стенки или разрыв сестальным ковуссом. Весьма убедительными способами проверки прочности трубных швов являются испытание на разрыв поперечных выгравленных образцов, а также гидравлическое испытание на разрыв кусков тонкостенных труб.

Испытания на растяжение стальным ковуссом подавляющего большинства образцов прессованных, прокатанных и волоченных труб сплавов АМг, АВ и алюминия с поперечной вытяжкой стенки более 30% показали равнопрочность всего сечения трубы. И только для труб, швы которых имели явные следы расслоения и заграивания, результаты испытания оказались неудовлетворительными.

Испытание на растяжение стальным ковуссом труб из сплавов Д16 и Д16 при вытяжке стенки более 18% вызвало разрыв образцов, однако у всех труб, кроме одной, в швах которой застрял алюминий, разрыв происходил не по шву, а в провальном сечении, обычно в зоне с более тонкой стенкой.

Испытания на разрыв выгравленных поперечных трубных образцов, содержащих и не содержащих в расчетной части прессовые швы, также показали удовлетворительные результаты. Это характеризуется отсутствием заметной разницы в механических свойствах образцов, что можно видеть из сравнения данных табл. 3. У труб сплава АМг наблюдаются повышенные механические свойства образцов (со швами) от переднего конца, что объясняется, как показало обследование разорванных образцов, не влохом качеством швов, а более высокой разностностью этих образцов по сравнению с образцами, выгравными от заднего конца труб.

Гидравлические испытания (на специально изготовленном аппарате) тонкостенных труб диаметром 30 × 28 мм, 24 × 22 мм и 8 × 6 мм показали высокую прочность прессовых швов, причем разрывы труб происходили, как правило, в провальном сечении, обычно в зоне более тонкой стенки. Для иллюстрации на рис. 4 приведены фотоснимки образцов труб сплава АМг после гидравлических испытаний их на разрыв.

Ниже приведены типичные значения разрывных давлений воды для труб диаметром 8 × 6 мм различных сплавов в отожженном состоянии; заготовки брались от переднего конца прессованных труб:

Алюминий АД1	313 кгс
Сплав АМг	605 "
Сплав АВ	465 "

Трубы сплавов Д16 и Д16 гидравлическому испытанию не подвергались, так как вследствие высокой пластичности этих сплавов невозможно было развальцевать концы труб для крепления их в приборе.

Результаты параллельно проведенных гидравлических испытаний опытных и серийных труб показали, что прочность труб со швами и без швов практически одинакова; это подтверждает и результаты испытаний прочности швов другими методами.

Для проверки технологических свойств готовых труб, содержащих прессовые швы, они были подвергнуты изгибу в жестобитых роликах, как это показано на рис. 5. Диаметры роликов выбирались такими образом, чтобы при изгибе выгибка наружной стенки составляла около 20%, и соответствовала относительному удлинению при испытании труб сплава АМг на разрыв. Наиб кускам в роликах проваивалась в двух взаимно перпендикулярных плоскостях с таким расчетом, чтобы во время испытания максимальная вытяжка подвергся хотя бы один из двух швов. Все трубы сплавов АМг, АВ и алюминия показали высокую пластичность и имели в изгибе мелкокристаллическую структуру и гладкую поверхность.

POOR ORIGINAL

Таблица 3
Механические свойства выровненных прессованных трубчатых заготовок
диаметром 42x34 мм

№ трубы	Температура испытаний, °С	Место отбора образцов	Расчетная часть со швом			Расчетная часть без шва		
			$\delta_{ср}$, %	$\delta_{ср}$, %	$\delta_{ср}$, %	$\delta_{ср}$, %	$\delta_{ср}$, %	$\delta_{ср}$, %
Алюминий АД1								
23	520	Передний конец	9,3	7,4	21,8	8,9	6,9	22,0
		Середина	8,5	6,5	26,5	8,6	6,7	28,7
		Задний конец	8,5	6,7	25,0	8,5	6,8	25,0
28	350	Передний конец	9,3	7,2	32,0	9,2	7,3	31,0
		Середина	9,1	7,1	38,5	9,2	7,1	38,3
		Задний конец	9,1	7,4	39,1	9,2	7,1	33,3
Сплав АМг								
16	520	Передний конец	18,7	14,9	13,7	19,3	14,2	17,0
		Середина	19,1	15,2	16,7	19,1	14,2	18,2
		Задний конец	19,2	14,9	20,3	19,7	15,1	20,4
20	395	Передний конец	17,5	14,4	12,5	17,8	13,9	14,3
		Середина	18,7	15,7	12,2	18,9	15,0	14,0
		Задний конец	19,4	15,3	16,3	19,3	15,4	16,7
Сплав АВ								
2	520	Передний конец	20,2	16,1	14,5	20,2	15,9	14,3
		Середина	18,7	14,9	14,7	18,7	15,3	14,0
		Задний конец	18,7	15,3	15,0	18,8	15,3	13,3
10	395	Передний конец	18,8	16,0	12,0	19,1	16,1	12,0
		Середина	18,7	14,9	15,8	18,6	15,0	14,2
		Задний конец	18,5	14,3	14,2	18,2	14,2	12,5
Сплав Д1								
77	470	Передний конец	37,8	31,2	5,2	38,4	32,8	6,0
		Середина	37,2	28,8	6,2	36,6	29,6	6,0
		Задний конец	38,2	28,3	7,0	37,9	32,3	5,5

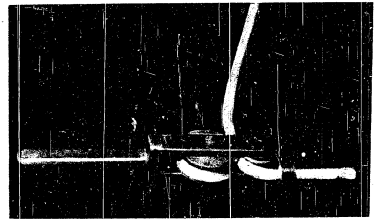


Рис. 5. Промообразцы для испытания труб из АМгД1



Рис. 6. Образцы труб сплава АМг после гидравлического испытания на разрыв

POOR ORIGINAL

POOR ORIGINAL

482
В табл. 6 приведены значения механических свойств труб системы Д1 при температуре сжигания 350° при относительной влажности воздуха 18% и относительной влажности воздуха 42%. Для определения относительной влажности воздуха при 350° — 40° — 45° с местными измерениями

Система труб	Температура сжигания, °С	Влажность воздуха, %	Механические свойства	
			Предел текучести, кг/см ²	Предел прочности, кг/см ²
Система Д1	350	18%	19,4	20,8
		42%	7,4	20,8
Система Д2	350	18%	22,4	17,8
		42%	10,6	17,8
Система Д3	350	18%	21,3	17,8
		42%	11,3	17,8

Таблица 6
Механические свойства труб системы Д1 при температуре сжигания 350° при относительной влажности воздуха 18% и относительной влажности воздуха 42%. Как видно на кривых рис. 7, при температуре сжигания 350° относительное удлинение при разрыве труб системы Д1 не превышает 11,8% и характерно для металлов с высокой прочностью. При этом относительное удлинение при разрыве труб системы Д1 при температуре сжигания 350° не превышает 11,8% и характерно для металлов с высокой прочностью. При этом относительное удлинение при разрыве труб системы Д1 при температуре сжигания 350° не превышает 11,8% и характерно для металлов с высокой прочностью.

483
в процессе перемещения, развития материала на самостоятельных участках. Такая труба при выносе из печи имеет вид, показанный на рис. 8, б, не препятствует росту и развитию, она является своеобразным барьером для распространения металла. Такая труба при выносе из печи имеет вид, показанный на рис. 8, б, не препятствует росту и развитию, она является своеобразным барьером для распространения металла.

Рис. 8. Шпон алюминизированной трубной заготовки. а — с ленточной окисной пленкой; б — с разрывной окисной пленкой.



Спектральная характеристика шпона алюминизированной трубной заготовки. На рис. 8, а, показана окисная пленка, которая не препятствует росту и развитию металла. На рис. 8, б, показана разрывная окисная пленка, которая является своеобразным барьером для распространения металла. На рис. 8, в, показана окисная пленка, которая не препятствует росту и развитию металла.

POOR ORIGINAL

В процессе нагрева при повышенных температурах швы труб из алюминия и сплава Д1 ведут себя неодинаково: в то время как у алюминиевых труб в структуре шва не происходит никаких заметных изменений, у труб сплава Д1 зона шва, видимая на рис. 9, а в форме белой полосы, полностью рекристаллизуется с образованием довольно крупных равноосных кристаллитов.

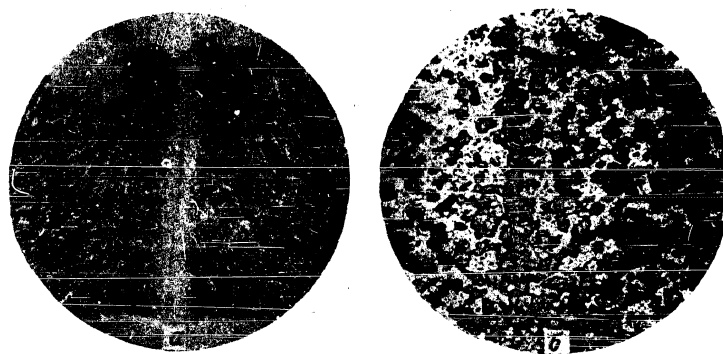


Рис. 9. Шов трубы из сплава Д1
а — увеличение 25; б — увеличение 150

Прочность швов трубных заготовок резко понижается, если им предшествовало прессование более мягких сплавов, так как вследствие загрязнения инструмента мягкие сплавы внедряются в швы труб более прочных сплавов и этим ослабляют их.

ВЫВОДЫ

В результате проведенных исследований и лабораторных испытаний установлено, что тонкостенные трубы всех серийных алюминиевых сплавов при наддувающих условиях и режимах обработки могут изготавливаться из прессованных через язычковые матрицы заготовок с последующей их холодной прокаткой или волочением.

Полученные этим способом готовые отожженные или закаленные трубы по всем показателям не отличаются от цельнопрессованных труб, а по некоторым превосходят их.

Применение прессованных через язычковые матрицы на мощных прессах заготовок для трубноркатных станов заметно повышает выход годных труб за счет уменьшения отходов при различных промежуточных операциях.

ЛИТЕРАТУРА

1. С. И. Тарантов и В. Г. Кузин. Исследование возможности прессования готовых тонкостенных труб малых диаметров из сплава АМг и алюминия через язычковые матрицы. Отчет МАТИ, 1954.
2. С. И. Тарантов и В. Г. Кузин. Исследование структуры и свойств алюминиевых сплавов в связи с разработкой новой технологии производства тонкостенных труб с применением язычковой матрицы. Отчет МАТИ, 1954.

POOR ORIGINAL

Канд. техн. наук Г. С. СИХРОВ

ИССЛЕДОВАНИЕ СМАЗОК ДЛЯ ПРОЦЕССА ГОРЯЧЕЙ ОБЪЕМНОЙ ШТАМПОВКИ *

Изыскание эффективных смазок для процесса горячей объемной штамповки диктуется возросшей технологической культурой этой отрасли металлообработки. Оснащение кузнечно-штамповочных цехов более совершенными видами машин-орудий и внедрение электронагрева поковок перед штамповкой повысили производительность работы штампового инструмента. В связи с этим роль смазки для процесса горячей штамповки резко возрастает, так как смазка, предотвращая непосредственный контакт трущихся металлов, оказывает значительное влияние на стойкость ручьев штампа, качество поковок и вследствие этого способствует повышению производительности труда.

Следует отметить, что смазки для процесса горячей объемной штамповки изучены в значительно меньшей степени, чем для других процессов обработки металлов давлением. До настоящего времени остается неясной не только практическая сторона применения смазок, но и теоретически пока еще не вполне определены требования, которым должна удовлетворять смазка для штампов. Отсутствуют также ясные представления о критериях для оценки эффективности смазок.

Целью настоящей работы являлись экспериментальная проверка пригодности существующих методов, разработка других методов исследования смазок, а также установление и выбор характеристик смазок в зависимости от основных технологических параметров горячей объемной штамповки.

Предварительные исследования различных смазок по существующим методическим схемам показали малое сходство этих схем с реальным процессом горячей объемной штамповки.

Значения коэффициента внешнего трения, величины относительной деформации, глубины затекания металла в коническую полость матрицы для различных смазок, полученные по различным методическим схемам исследования, не могут служить критерием пригодности смазки для процесса штамповки поковок.

* Настоящая работа выполнена под руководством канд. техн. наук В. М. Аристова и С. Я. Вейлера, которым автор приносит свою благодарность.

POOR ORIGINAL

Методика исследования

Для исследования смазок был принят метод закрытой осадки цилиндрических образцов в штампе с нормальным штамповочным уклоном.

Эффективность смазки оценивалась по прилипанию поковок к штампу (матрице). Так как реальный процесс штамповки поковок в глубоких ручьях штампа сопровождается явлением застревания, то удаление готовой штамповки из полости штампа сопряжено с большими трудностями, что обусловлено значительными напряжениями по контакту, наличием усадки металла поковки, подсадкой ручьев штампа и другими факторами.

Важнейшей функцией смазки является обеспечение минимального прилипания поковок к штампу и облегчение удаления поковки из ручья штампа после окончания процесса штамповки.

Исследуемая смазка наносилась на конусную поверхность матрицы, и после установки цилиндрического образца в ручей производилась его осадка.

Пластически деформированный образец вместе с матрицей переносился на испытательную машину, где производилось выталкивание его из матрицы.

Усилие, потребное для преодоления нормальных и касательных напряжений, действующих по контактными поверхностям, в данной работе условно названо *усилием прилипания*.

Принципиальная схема экспериментального метода исследования технологических смазок дана на фиг. 1.

В процессе экспериментальной работы влияние на прилипание различных смазок изучалось с учетом важнейших технологических параметров: глубины полости матрицы, величины контактной поверхности трения, уклона полости матрицы, чистоты поверхности ручья матрицы и других параметров.

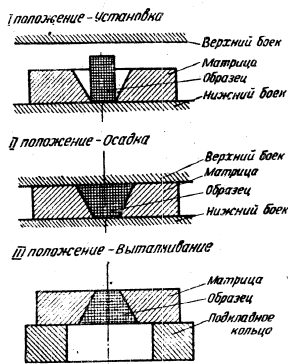
Деформирование цилиндрических образцов из сплава АК6 осуществлялось в специальных матрицах (фиг. 2), изготовленных из стали 5ХНВА.

Размер образца принимался таким, чтобы после его осадки объем конусной матрицы был полностью заполнен деформируемым металлом. В каждой матрице при исследовании той или иной смазки осаживалось не менее трех образцов.

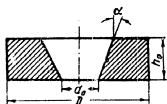
После деформирования образца производилось выталкивание его из матрицы на испытательной машине конструкции ЦНИИТМАШ с максимальной допускаемой нагрузкой 4000 кг при скорости деформирования 1 мм/мин.

Эффективность смазки оценивалась по величине усилия выталкивания, фиксируемого автоматическим самописцем в координатной системе «нагрузка-путь».

Поверхности ручья матрицы и образцов перед экспериментом подвергались обезжириванию крескопическим бензолом.



Фиг. 1. Принципиальная схем. экспериментального метода исследования технологических смазок.



Фиг. 2. Матрица для деформирования цилиндрических образцов.

Влияние на прилипание глубины полости матрицы

Для исследования влияния глубины полости штампа на прилипание были проведены эксперименты по осадке цилиндрических образцов в матрицы с различной глубиной ручья (14, 17 и 20 мм).

Влияние других конструктивно-технологических параметров было исключено наблюдением относительного лосняства условий деформирования. Переменным параметром в этих экспериментах являлась только технологическая смазка. Анализ полученных данных показывает, что с увеличением глубины полости матрицы наблюдается рост усилия прилипания, что может быть объяснено различными значениями пластических и упруго-пластических деформаций по контактной поверхности в различных горизонтальных сечениях ручья матрицы.

Из математического анализа схемы напряженного состояния можно предположить, что в случае изготовления поковок в штампе с глубокой фигурой наблюдается возрастание величины касательного напряжения в направлении от плоскости разреза штампа.

Применение технологических смазок эффективно снижает прилипание в сравнении с деформацией без смазки.

Минимальное прилипание было обнаружено у смазок, обладающих способностью создавать относительно толстые пленки, препятствующие непосредственному контакту металлических поверхностей.

Сравнительные данные эффективности некоторых смазок, полученные по принятому в настоящей работе методу исследования, приведены в табл. 1.

Таблица 1

Состав смазок		Усилие прилипания в кг
Без смазки		2500
Эмульсия 34-ная (КРПД)	97%	1850
Графит	3%	
Вода	95%	2300
Графит	5%	
Вода	95%	2200
Соль NaCl	5%	
Эмульсия 25%-ная (КРПД)	100%	1400
Жидкое стекло	100%	590
Мазут	100%	530
Олеиновая кислота	100%	500

Исследование в качестве смазок различных твердых покрытий поверхности ручья матрицы дало резкое снижение прилипания по сравнению со смазками на водной основе, а также с деформацией без смазки.

POOR ORIGINAL

Таким образом, было установлено, что твердые пленки (графитные, фосфатные, пористо-хромовые) обладают повышенной способностью предотвращать непосредственный контакт трущихся пар.

Условия прилипания для этих смазок соответственно составили: 910, 710 и 1300 кг.

Влияние контактной поверхности трения на прилипание

Изучение влияния величины контактной поверхности на прилипание проводилось при осадке цилиндрических образцов в матрицах, отличающихся друг от друга только величиной поверхности трения.

Из этих экспериментов выявлено, что увеличение контактной поверхности трения не сопровождается резким повышением прилипания, как это наблюдалось в случае изменения глубины ручья матрицы.

Сравнение экспериментальных данных (табл. 2) показывает, что значения прилипания при деформации в матрицах, отличающихся по величине контактной поверхности трения в 2 раза, изменяются для различных смазок в пределах от 9 до 31%.

Таблица 2

Состав смазки	Контактная поверхность трения в мм ²		
	700	1000	1400
	Условия прилипания в %		
Без смазки	100	111,5	129,0
Эмульсия 3%-ная (КРПД) 97%	100	109,0	122,0
Графит 3%	100	107,0	119,0
Эмульсия 25%-ная (КРПД) 100%	100	112,0	131,0
Вода 95%	100	105,0	109,0
Графит 5%	100	105,0	109,0
Жидкое стекло	100	105,0	109,0
Эмульсия 25%-ная (КРПД) 85%	100	106,5	111,0
Керосин 8%			
Окисленный петролатум 5%			
Графит 2%			

Влияние угла конусности матрицы на прилипание

Для выяснения влияния штамповочного уклона на прилипание было проведено несколько серий экспериментов, состоящих в осадке цилиндрических образцов в матрицы с различными углами конусности: 3, 7 и 10°. Деформирование проводилось без смазки и в присутствии смазок.

Проведенный эксперимент показал, во-первых, что увеличение штамповочного уклона резко снижает прилипание; во-вторых, применение эффективных смазок позволяет назначать меньшие штамповочные уклоны.

Из экспериментальных данных (табл. 3) следует, что применение эффективных смазок позволяет резко снизить прилипание и назначать меньшие штамповочные уклоны (3° вместо 10°). При этом условии прилипания для некоторых смазок (например, жидкое стекло, олеиновая кислота и др.) понижается в 1,5-2 раза.

Таблица 3

№ смазки	Состав смазки	Штамповочный уклон		
		3°	7°	10°
		Условия прилипания в кг		
0	Без смазки	—	—	1250
1	Эмульсия 25%-ная (КРПД) 100%	—	1130	—
2	Веретенное масло 86%	1230	—	—
	Олеиновая кислота 10%			
	Триэтилоламин 4%			
3	Жидкое стекло	800	—	—
4	Олеиновая кислота	640	—	—
5	Эмульсия 25%-ная (КРПД) 85%	730	—	—
	Керосин 8%			
	Окисленный петролатум 5%			
	Графит 2%			

Влияние чистоты обработки поверхности матрицы на прилипание

Выяснение влияния чистоты поверхности на прилипание проводилось по той же методике; поверхность ручья матрицы при этом в одном случае имела продольные и поперечные риски, в другом случае была обработана чистовым резцом, в третьем случае на поверхность ручья наносились различные твердые пленки: пористого хрома, коллоидального графита и др.

Пластическая деформация образцов в таких матрицах показала различные значения величины прилипания.

Максимальное снижение прилипания было при покрытии ручья матрицы различными пленками: фосфата железа, коллоидального графита и пористого хрома (табл. 4).

Грубая обработка поверхности ручья в виде заметных на глаз продольных рисков в сильной степени повышает трение по контакту, вследствие чего прилипание резко возрастает.

POOR ORIGINAL

Значения коэффициентов трения при пластической деформации цилиндрических образцов из сплава АК6 в матрице из стали марки 5ХНБ без смазки даны в табл. 4.

Таблица 4

Состояние поверхности ручья матрицы	Коэффициент внешнего трения (для матрицы с углом конусности, равным 3°)
Покрота пленкой фосфата	0,65
Покрота пленкой коллоидального графита	0,06
Покрота пленкой пористого хрома	0,086
Обработка чистовым резцом	0,166
Нанесены продольные риски	0,190
Нанесены поперечные риски	0,268

Проведенный эксперимент подтверждает, что состояние поверхности ручья штампа оказывает сильное влияние на прилипание, а следовательно, и на условия извлечения поковки из ручья после окончания штамповки.

ВЫВОДЫ

На основании исследовательских работ экспериментально подтверждена важная роль смазки в условиях горячего пластического деформирования металла. Результаты экспериментов позволяют прийти к выводу, что смазка для штампов является необходимым элементом технологического процесса изготовления поволок в штампах.

Методом снятия диаграмм «усилие — ход пуансона» проведено исследование и сравнительная оценка значительного количества смазок.

Установлено, что фактор прилипания поволок к штампу относится к важнейшим параметрам, характеризующим качество смазки. Однако этот параметр оказывается недостаточным для окончательного выбора смазки. Оценку эффективности технологической смазки удобно проводить, рассматривая, как она влияет на следующие качественные характеристики процесса горячей объемной штамповки поволок.

- а) получение высококачественных поволок;
- б) обеспечение минимального прилипания поволок к штампу;
- в) снижение усилий, требуемых для деформации;
- г) обеспечение максимальной стойкости ручья штампа.

Получение оптимальных значений этих характеристик возможно при условии, что смазка обладает высокой смазочной способностью и термостойкостью, хорошо прилипает к горячей поверхности штам-

па, способствует интенсивному охлаждению ручьев, предупреждает потерю поверхностной твердости и подсадку ручьев.

При выборе смазки следует принимать во внимание также и такие ее качества как безвредность для рабочих, невысокая стоимость, несложность приготовления, недефицитность компонентов, возможность механизации подачи смазки на штамп и другие факторы.

При изготовлении поволок в глубоких ручьях штампа прилипание (застывание) обусловлено не только наличием значительного трения по контакту, но и явлением усадки металла поковки.

Из числа исследованных смазок установлено, что водноохлаждающие эмульсии в малой степени понижают прилипание. Это обстоятельство затрудняет использование их при изготовлении поволок сложных конфигураций (при глубоких полостях ручья штампа). К достоинствам этого вида смазок следует отнести: способность интенсивно охлаждать поверхность штампа, безвредность, малую стоимость, несложность приготовления и т. д.

Высоковязкие смазки типа мазута, тяжелых масел непригодны для данного процесса из-за большого газообразования, вредно отражающегося на стойкости ручья штампа и условиях гигиены труда.

Смазки в виде тонких твердых пленок на фигуре штампа, получающиеся при графитировании, фосфатировании и других процессах, технологически наиболее приемлемы. Однако малая стойкость их в процессе штамповки требует дальнейших исследований в этом направлении.

Наилучшие результаты при изготовлении поволок получены с использованием смазки следующего состава:

Эмульсия 3%-ная (НРПД)	75%
Жидкое стекло	22%
Графит	3%

Этот вид смазки позволяет расширить номенклатуру штампуемых поволок, включая поковки сложной формы, так как она имеет следующие преимущества: незначительное прилипание, облегчающее удаление готовой поковки из ручья штампа, малое газообразование при сгорании, малую стоимость, несложность приготовления, хорошее охлаждающее действие, возможность механизации подачи расплавленным и т. д.

ЛИТЕРАТУРА

1. Ребиндер П. А. Влияние активных смазочно-охлаждающих жидкостей на качество поверхности при обработке металлов. Изд. АН СССР, М., 1940.
2. Трение и граничная смазка. Сборник статей под ред. И. В. Крагелского. Изд. Иностранной литературы, 1933.

POOR ORIGINAL

POOR ORIGINAL

С. М. ВОРОНОВ и В. И. ЕЛАГИН

ПРОЦЕССЫ, ПРОИСХОДЯЩИЕ ПРИ ГОМОГЕНИЗАЦИИ
АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ ПРИ ГОМОГЕНИЗАЦИИ В АЛЮМИНИЕВЫХ
СПЛАВАХ, СОДЕРЖАЩИХ МАРГАНЕЦ

Гомогенизация является видом термической обработки, нашедшим широкое применение при производстве полуфабрикатов из прочных алюминиевых сплавов (Д1, Д16, Д6, АК8, В95, АК6). Гомогенизация обычно заключается в довольно длительном (20—40 час.) нагреве слитков при 480—500°.

Цель гомогенизации — повысить пластичность литого материала перед обработкой давлением.

В настоящее время принято считать, что процессы, происходящие при гомогенизации алюминиевых сплавов, сводятся к растворению в алюминии неравновесных, образовавшихся в результате дендритной ликвации химических соединений, залегающих по границам зерен в виде хрупких прослоек. В результате этого сплав приобретает однородную гомогенную структуру твердого раствора, что сопровождается резким повышением пластичности. Выделяющиеся из твердого раствора при охлаждении слитков с температуры гомогенизации частицы химических соединений равномерно распределяются в зернах твердого раствора; они не образуют хрупких прослоек, а поэтому и не снижают пластичности сплава. Другими словами, при гомогенизации происходит преобразование первичных интерметаллидов во вторичные.

Такое понимание явления, как выяснилось в работе, проведенной в МАТИ под руководством С. М. Воронова [1], далеко не всегда соответствует действительности. В этой работе, посвященной явлению пресоэффекта в алюминиевых сплавах, показано, что в процессе кристаллизации алюминиевых сплавов с марганцем (а как известно, большинство деформируемых алюминиевых сплавов имеют в своем составе марганец) образуется твердый раствор, содержащий большую часть марганца, находящегося в сплаве (речь идет, конечно, о тех количествах марганца, которые вводят в промышленные сплавы). Такой твердый раствор пересыщен марганцем не только при комнатной температуре, но и при 400—500°, поскольку равновесная растворимость марганца при этих температурах даже в чистом алюминии не превышает 0,3% (рис. 1), а в твердых растворах промышленных сплавов она значительно ниже. Вполне понятно поэтому, что при гомогенизации, при нагреве слитков перед обработкой давлением, в процессе горячей деформации, при нагреве деформированных полуфабрикатов под закалку будет происходить распад твердого раствора марганца в алюминии с выделением частиц марганцевых химических соединений либо нагрева во всех перечисленных случаях происходит в интервале температур 400—500°. В процессе производства полуфабрикатов из этих

POOR ORIGINAL

алюминиевых сплавов гомогенизации является первым и наиболее длительным нагревом, следовательно, она в наибольшей степени вызывает распад твердого раствора марганца в алюминии.

Таким образом, при гомогенизации слитков в сплавах, содержащих марганец (а также другие компоненты, взаимодействующие с алюминием аналогично марганцу, — хром, цирконий, титан [2]), происходит как процессы растворения, так и процессы выделения: растворяется химические соединения меди, магнезии, цинка, кремния, а выделяются марганцовистые химические соединения.

В свете изложенных представлений нагрев слитков из твердых алюминиевых сплавов при температуре примерно 500°C не является в полном смысле этого слова «гомогенизацией», так как этот нагрев, оказывая определенное гомогенизирующее действие, вместе с тем является причиной и гетерогенизации структуры. Правда, в конечном счете, после указанной термической обработки слиток становится более однородным, более гомогенным, чем он был до нее, так что термин «гомогенизация» в данном случае имеет смысл. Следует только иметь в виду, что гомогенизация прочных алюминиевых сплавов всегда сопровождается некоторой гетерогенизацией, обусловленной присутствием марганца (в сплаве В95 — и хрома). Последнее обстоятельство весьма важно, так как степень распада твердого раствора марганца в алюминии, величина образовавшихся частиц марганцовистых химических соединений, характер их распределения в зернах твердого раствора — все это существенно влияет на механические свойства готовых полуфабрикатов.

Принимая во внимание распад твердого раствора марганца в алюминии, легко объяснить некоторые факты, давно известные производителям, но не имеющие удовлетворительного объяснения. Деформированные полуфабрикаты из дуралюмина (листы, профили, прутки), полученные из гомогенизированных слитков, как правило, имеют предел прочности и предел текучести на $1-3 \text{ кг/мм}^2$ ниже, чем полуфабрикаты, полученные из негомогенизированных слитков, причем температура рекристаллизации первых значительно ниже, чем вторых.

Меньшая прочность и более низкая температура рекристаллизации полуфабрикатов, полученных из гомогенизированных слитков, являются, по нашему мнению, результатом того, что включение гомогенизации в технологический процесс приводит к более полному распаду твердого раствора марганца в алюминии и коагуляции продуктов распада. Таким образом, в структуре полуфабрикатов, полученных из гомогенизированных слитков, частицы марганцовистых химических соединений будут значительно менее дисперсны и их будет меньше, чем в структуре полуфабрикатов, изготовленных из негомогенизированных слитков; следовательно, они будут в меньшей степени упрочнять сплав и в меньшей степени препятствовать прохождению процесса рекристаллизации.

Особенно велика роль твердого раствора марганца в алюминии и продуктов распада этого твердого раствора для прессованных изделий. В работе [1] показано, что так называемый пресс-эффект, другими словами

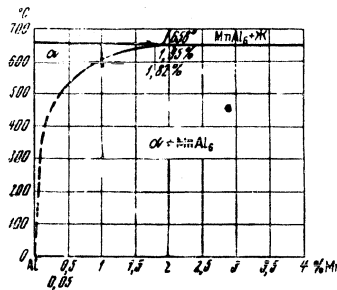


Рис. 1. Диаграмма состояния системы Al — Mn

содержанием марганца, а сплав с 2% Mn — сплаву AlMn с содержанием марганца, несколько повышенным по сравнению с марганцем исходного. Сплав Д16 был приготовлен трех составов: без марганца, с 0,4% Mn, что соответствует нижнему пределу содержания марганца (по техническим условиям), и с 0,9% Mn, что соответствует верхнему пределу.

Химический состав приготовленных сплавов

N сплава	Cu	Mg	Mn	Fe	Si	Al
1	—	—	—	0,12	0,15	Остальное
2	—	—	0,96	0,16	0,16	*
3	—	—	1,90	0,16	0,15	*
4	4,56	1,40	—	0,12	0,17	*
5	4,57	1,40	0,40	0,12	0,16	*
6	4,62	1,37	0,94	0,12	0,18	*

В качестве исходных материалов для приготовления сплавов использовались: алюминий марки А-00, алюмоманганомарганцевая (12,07% Mn) и алюминий-медная (50% Cu) заготовки, приготовленные на этом алюминии, и чистый магний марки Mg1.

Плавку производили в электрической печи сопротивления, в графитовой тигле. Вес каждой плавки был равен 20 кг. Температура литья (температура расплава перед разливкой) поддерживалась равной 740°. На каждой плавке методом непрерывного литья отливали слитки диаметром 56 мм и длиной 300—700 мм. Скорость литья (скорость опускания поддона) для всех сплавов была 200 мм/мин.

Перед прессованием заготовки как из дуралюмина, так и из сплавов Al — Mn гомогенизировались при 500° в течение 12, 24, 48, 120 и 240 час. (на каждый режим две заготовки). Слитки из сплавов Al — Mn гомогенизировались также при 630° в течение 3, 6, 12 и 24 час., и обрабатывались по сложному режиму: нагрев при 630° в течение 24 час., а затем при 500° в течение 24 час. Последний комбинационный режим взят с целью получения наиболее полного распада твердого раствора марганца в алюминии и максимальной коагуляции продуктов распада. Нагрев при 500° осуществлялся в селитровой ванне. Гомогенизация при 630° проводилась в настольной электрической печи, в которой точность регулирования была ±6°.

Заготовки, подвергнутые термической обработке по указанным режимам (а также две заготовки из каждого сплава, не обработанные термически), прессовались на прутки диаметром 12 мм, что соответствует степени деформации 93,4%. Прессование производилось на гидравлическом прессе мощностью 300 т методом прямого прессования без смазки. Температура прессования была 420°. Перед прессованием слитки нагревались в электрической печи до 420° и выдерживались в течение 3—3,5 час. Скорость истечения при прессовании поддерживалась постоянной — 0,7 мм/мин. Часть заготовок (как из дуралюмина, так и из сплавов Al — Mn) подвергалась закалке с 500° после выдержки при этой температуре в течение 60 мин.

Образцы из сплавов Al — Mn испытывались в прессованном, термически не обработанном состоянии. Образцы из дуралюмина испытывались после закалки и естественного старения в течение 7 суток. При испытании на растяжение определялись предел прочности, предел текучести и относительное удлинение.

Для исследования структуры сплавов применялись микроструктурный и рентгеноструктурный анализы. Микрошлифы из сплавов Al — Mn выточились электролитически полировкой и электролите следующего состава: 400 см³ H₂PO₄ (концентрированного), 100 см³ H₂SO₄ (концентрированного), 50 см³ H₂O и 50 г CrCl₃. Режим полировки: температура электролита 50—60°, плотность тока 0,8—1,0 А/см², время полировки 8—10 мин.

Микрошлифы из дуралюмина изготавливались механической полировкой. Микроструктура электролитически отполированных сплавов Al — Mn в основном исследовалась без травления. Шлифы из дуралюмина травлились смесью кислот следующего состава: 2,5 см³ HNO₃; 1,5 см³ HCl; 0,5 см³ HF; 95,5 см³ H₂O.

Рентгеноструктурный анализ проводился с целью: 1) качественно определить концентрацию марганца в твердом растворе; 2) установить степень прохождения рекристаллизации и прессованных прутков как в процессе самого прессования, так и в процессе последующих термических обработок.

Для качественной характеристики содержания марганца в твердом растворе определялся параметр кристаллической решетки твердого раствора по рентгенограммам, снятым с плоских шлифов в камере обратной съемки. Для съемки рентгенограмм применялся источник излучения: анодия была равна 3 час. Расчет волнового параметра производился по расстоянию 2l между линиями K_α от кристаллографических плоскостей (311).

Для установления степени рекристаллизации, прошедшей в прутках, рентгенограммы снимались «на просвет» по методу Дебая — Штерера в камере с плоской кассетой. Примененный в этом случае образец нагревался из середины прутка в ванне изопетлов, обработанной соляной кислотой до толщины 0,5 мм, а затем травлился в концентрированной соляной кислоте до толщины 0,10—0,15 мм. Для таких образцов эквивалентная толщина была равна 30—40 мм. По характеру полученных рентгенограмм можно было приблизительно судить о соотношении рекристаллизованной и перекристаллизованной структуры в прутках.

РЕЗУЛЬТАТЫ ЭКСПЕРИМЕНТОВ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ¹

Первой задачей, входившей в работу, было изучение тех изменений, которые происходят в литых сплавах при гомогенизации.

Микроанализ и рентгеноструктурный анализ слитков, подвергнутых нагреву при 500° в течение различных периодов (от 3 до 240 час.), показали, что как в слитках из сплавов Al — Mn, так и в слитках из дуралюмина при 500° происходит распад твердого раствора марганца и алюминия и коагуляция продуктов распада, причем в чем большей степени, чем больше время нагрева. Особенно четкая картина получалась для сплавов Al — Mn, в которых не происходит других изменений, кроме распада твердого раствора марганца в алюминии.

После того как было изучено влияние времени нагрева при 500° на структуру слитков, мы перешли к выяснению основного вопроса — как влияет различная структура слитков, полученная в результате различных режимов гомогенизации, точнее отжига (так как для сплавов Al — Mn нагрев при температуре 500° не может быть назван гомогенизацией), на свойства и структуру прессованных прутков из этих сплавов.

Рассмотрим сначала результаты, полученные для сплавов Al — Mn, а затем — для сплавов типа Д16.

¹ Эксперименты выполнялись при участии Б. С. Касбановой и М. В. Казановой.

Сплавов Al — Mn. Микроструктура сплавов, полученных методом непрерывного литья из сплава алюминия с 1 и 2% Mn, а также изменения в структуре, происходящие при нагреве слитков в течение 3, 12, 24, 120 и 240 час. при 500°, показаны на рис. 2.

В литых сплавах по границам дендритных ячеек твердого раствора имеется сравнительно небольшое количество эвтектических включений химического соединения MnAl₃, внутри ячеек никаких выделений не наблюдается. Трехчасовая выдержка слитков при 500° приводит уже к заметному распаду твердого раствора, причем распад начинается и в большей степени проходит по границам зерна, так как вследствие внутридендритной ликвации периферийные зоны зерна в большей степени перенасыщены марганцем, чем внутренние зоны. Последняя особенность более ярко выражена для сплава с 1,0% Mn, в котором, как это и следовало ожидать, неравномерность распределения марганца по микрозону больше.

С увеличением времени выдержки при 500° происходит дальнейший распад и коагуляция выделенных частиц; как видно на рисунке, после 240-часовой выдержки скоагулировали даже крупные эвтектические включения по границам зерен.

Данные микроструктурного анализа были подтверждены и уточнены результатами рентгеноструктурного анализа.

Марганец, атомный радиус которого меньше, чем атомный радиус алюминия ($r_{Mn} = 1,29 \text{ \AA}$, $r_{Al} = 1,43 \text{ \AA}$), растворяясь в твердом алюминии, приводит к уменьшению параметра кристаллической решетки алюминия. При распаде твердого раствора марганца в алюминии марганец выдвигается из кристаллической решетки твердого раствора, и параметр кристаллической решетки последнего увеличивается.

По рис. 3 видно, что в литых сплавах Al — Mn марганец резко снижает параметр кристаллической решетки (нижняя кривая) — с 4,0413 \AA для чистого алюминия до 4,0355 \AA для сплава с 2% Mn. После нагрева сплавов чистого алюминия до 500° параметр решетки твердого раствора резко увеличивается как в сплаве с 1,0% Mn, так и в сплаве с 2,0% Mn, что свидетельствует о значительном распаде твердого раствора, произошедшем за эти три часа. Увеличение выдержки при 500° до 6 час. приводит почти к полному распаду (такому же, как и через 240 час.) распаду твердого раствора и сплаве с 2,0% Mn; в сплаве же с 1,0% Mn распад идет значительно медленнее и заканчивается только через 240 час.

Судя по данным, приведенным на рис. 3, в сплаве с 2% Mn при 500° процесс собственно распада заканчивается в течение 6 час., дальнейшее увеличение выдержки ведет только к коагуляции продуктов распада; в сплаве с 1% Mn по мере увеличения выдержки, вплоть до 240 час., идет процесс распада и одновременно коагуляции.

Нужно отметить, что в литых сплавах Al — Mn марганец резко снижает параметр кристаллической решетки (нижняя кривая) — с 4,0413 \AA для чистого алюминия до 4,0355 \AA для сплава с 2% Mn. После нагрева сплавов чистого алюминия до 500° параметр решетки твердого раствора резко увеличивается как в сплаве с 1,0% Mn, так и в сплаве с 2,0% Mn, что свидетельствует о значительном распаде твердого раствора, произошедшем за эти три часа. Увеличение выдержки при 500° до 6 час. приводит почти к полному распаду (такому же, как и через 240 час.) распаду твердого раствора и сплаве с 2,0% Mn; в сплаве же с 1,0% Mn распад идет значительно медленнее и заканчивается только через 240 час.

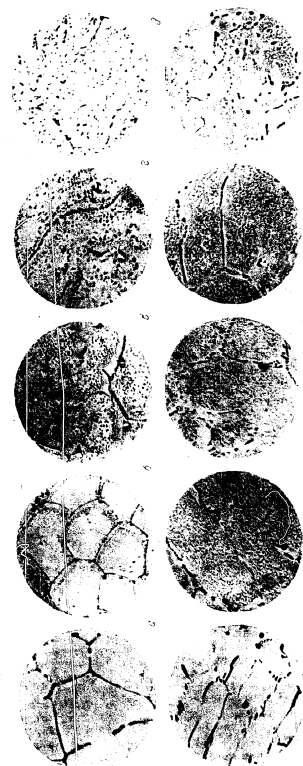


Рис. 2. Изменение микроструктуры сплавов Al — Mn с 1% Mn (верхний ряд) и 2% Mn (нижний ряд). Нагревание (°C, час): 1 — 500, 2 — 500, 3 — 500, 4 — 500, 5 — 500, 6 — 500, 7 — 500, 8 — 500, 9 — 500, 10 — 500, 11 — 500, 12 — 500.

POOR ORIGINAL

за счет окисления выделяющейся фазы на этих включениях. На фотографических микроструктурах сплавы с 1% Mn (рис. 4) видно, что с увеличением длительности нагрева прослойки марганцевой фазы по границам зерен становятся более толстыми.

В сплаве с 2% Mn распад твердого раствора при 630°, так же как и при 500°, происходит более быстро, чем в сплаве с 1,0% Mn: через три часа он практически заканчивается (рис. 5).

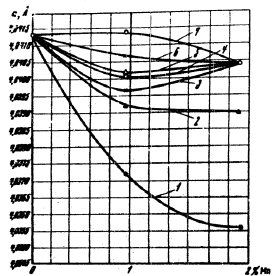


Рис. 3. Изменение параметра кристаллической решетки твердого раствора в слитках из сплавов Al—Mn в зависимости от содержания марганца и времени отжига при 500°

1 — без отжига; 2 — отжиг 3 часа; 3 — 4 часа; 4 — 12 час.; 5 — 24 часа; 6 — 120 час.; 7 — 240 час.

Сопоставляя значение параметра решетки твердого раствора после отжига при 500 и при 630°, легко заметить, что после отжига при 630° параметр меньше, т. е. больше марганца остается в твердом растворе, как это и должно быть согласно диаграмме состояния. Однако важно отметить, что при 630° даже в сплаве с 1,0% Mn распад твердого раствора происходит в весьма интенсивно, следовательно, и в сплаве с 1,0% Mn после литья в твердом растворе находится значительно больше марганца, чем может раствориться при 630° в равновесных условиях.

Исследование механических свойств прессованных прутков, полученных из слитков, отожженных по разным режимам, показало, что чем длительнее отжигались слитки, т. е. чем полнее прошел распад твердого раствора и чем в большей степени сфоугулированы продукты распада, тем ниже прочностные характеристики прутков и тем выше их показатели пластичности.

На рис. 6,а показано изменение механических свойств (σ_b , σ_s , δ) прессованных прутков, полученных из слитков, отожженных при 500° в течение разного времени, в зависимости от содержания марганца в сплаве. Как видно из кривых, прутки из сплавов алюминия с 1% Mn, изготовленный из слитка, не прошедшего никакой термической обработки, имеет

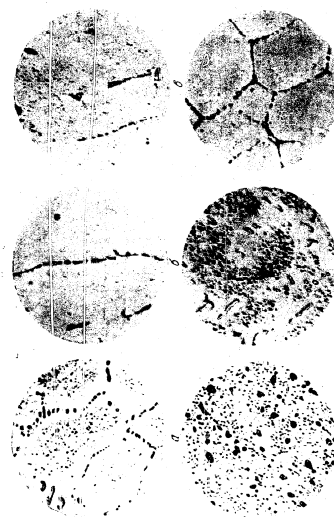


Рис. 4. Влияние времени отжига при 630° на микроструктуру сплавов из сплавов Al—Mn с 1% Mn (верхний ряд) и 2% Mn (нижний ряд). Отжигалено (с-437): а — отжиг 3 часа; б — 24 часа; в — 3 часа; г — 24 часа; д — 120 часов; е — 240 часов.

POOR ORIGINAL

предел прочности 13,5 кг/мм^2 , предел текучести 9,5 кг/мм^2 , относительное удлинение 30%; пруток из этого же сплава, изготовленный из слитка, отожженного при 500° в течение 240 час, имеет предел прочности 9,3 кг/мм^2 , предел текучести 5,2 кг/мм^2 , относительное удлинение 33,2%. Для сплава с 2% Мп различие в механических свойствах прутков, прессованных из слитков, не обработанных термически и отожженных при 500° в течение 240 час., еще больше.

Для объяснения приведенных результатов структура прутков исследовалась рентгеноструктурным анализом. На рис. 7, а и б представлены

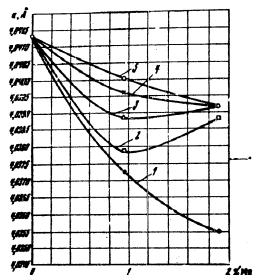


Рис. 5. Изменение параметра кристаллической решетки твердого раствора в слитках из сплавов Al — Mn в зависимости от содержания марганца и времени отжига при 630°
1 — без отжига; 2 — отожг 3 час.; 3 — 6 час.; 4 — 12 час.; 5 — 24 часа

рентгенограммы прессованных прутков из сплава с 1% Мп, один из которых получен из неотоженного слитка, а другой — из слитка, отожженного при 500° в течение 240 час. Как видно из рентгенограмм, оба прутка имеют перекристаллизованную структуру с ярко выраженной текстурой деформации. Таким образом, приведенные выше различия в механических свойствах не могут быть объяснены различной степенью ориентированности зерен твердого раствора; эти различия являются, по всей вероятности, результатом того, что в прутке, прессованном из неотоженного слитка, продукты распада твердого раствора марганца в алюминии более дисперсны, а сам твердый раствор содержит больше марганца, чем в прутке, прессованном из слитка, отожженного при 500° в течение длительного времени.

Интересно, что нагрев при 500° в течение 1 часа приводит к полной рекристаллизации структуры и образованию очень крупных рекристаллизованных зерен в прутке, полученном из слитка, отожженного в течение 240 час. при 500° (рис. 7, в). Такой же нагрев прутка, полученного из

неотоженного слитка (рис. 7, в), совершенно не изменил его структуру — в нем сохранилась ярко выраженная текстура деформации.

Отжиг слитков из сплавов Al — Mn при 630° (рис. 6, б), так же как и при 500°, приводит к снижению прочностных характеристик прессованных прутков, что и следовало ожидать, исходя из данных микроструктурного и рентгеноструктурного анализа слитков, отожженных при 630°; так же как и при 500°, при 630° происходит интенсивный распад твердого раствора.

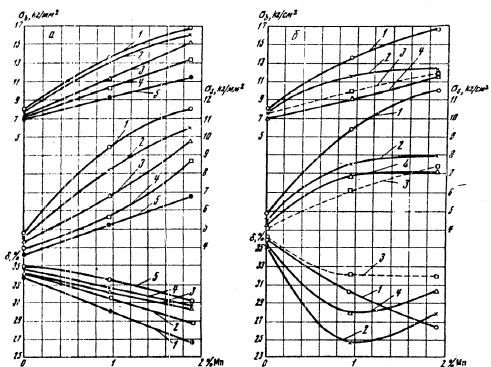


Рис. 6. Изменение механических свойств прессованных прутков из сплавов Al — Mn в зависимости от содержания марганца и времени отжига слитков
а — отжиг слитков при 500°; 1 — без отжига; 2 — отжиг 12 час.; 3 — 24 час.; 4 — 120 час.; 5 — 240 час.; б — отжиг слитков при 630°; 1 — без отжига; 2 — отжиг 12 час.; 3 — 24 + 240 час.; 4 — 24 часа

Отжиг слитков из сплавов Al — Mn по сложному режиму (24 часа при 630° плюс 240 час. при 500°) оказывает примерно такое же действие на свойства прессованных прутков, как и отжиг при 630° в течение 24 час. Это иллюстрируется ходом соответствующих кривых на рис. 6, б.

Сл и в Д16. Результаты изучения влияния гомогенизации слитков из сплава Д16 с различным содержанием марганца на их структуру, а также на свойства прутков, прессованных из этих слитков, во многом аналогичны изложенным выше результатам, относящимся к сплавам Al — Mn. Путем микроструктурного анализа удалось показать, что при нагреве слитков из сплава Д16 с марганцем при 500° приду с растворенным в алюминии таких фаз, как SnAl_3 и S, происходит распад твердого раствора марганца в алюминии; из твердого раствора выделяются и коагулируют при длительных выдержках частицы марганцевого химического соединения (по всей вероятности, фаза $\text{T}_{\text{Al-Sn-Mn}}$ может быть, и более сложной фаз).

POOR ORIGINAL

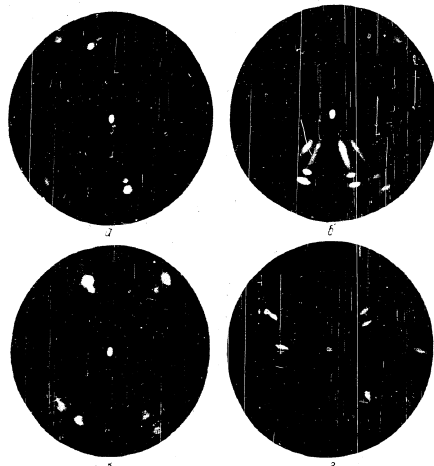


Рис. 7. Рентгенограммы прессованных прутков из сплава алюминия с 1% Mn
 а — не обработанный термически прутков, полученный из исходного слитка; б — не обработанный термически прутков, полученный из слитка, отожженного при 500° в течение 240 час.;
 в — закаленный с 500° прутков, полученный из исходного слитка; г — закаленный с 500° прутков, полученный из слитка, отожженного при 500° в течение 240 час.

На рис. 8 и 9 приведены фотографии микроструктуры слитков сплава Д16 без марганца, с 0,4% Mn и с 0,94% Mn, прошедших гомогенизацию при 500° в течение различного времени.
 Чтобы картина распада твердого раствора марганца в алюминии не затенялась мелкими частицами медных и магнийских химических соединений, могущих выделяться из твердого раствора при медленном охлаждении с высоких температур, образцы, прошедшие гомогенизацию, перед изучением их структура снова нагревались до 500° и закаливались в воде, так как охлаждение после гомогенизации не было достаточно быстрым.
 Таким образом, научная структура гомогенизированных слитков, мы могли видеть только марганцевые продукты распада твердого раствора. Гомогенизация сплава Д16 без марганца приводит к растворению интерметаллидов, залегающих в слитке по границам зерен. Этот процесс прак-

тически заканчивается в течение 24 час. Дальнейшая выдержка при 500° означает лишь некоторую коагуляцию оставшихся нерастворенными включений $SiAl_2$ и фазы δ . Только здесь, собственно говоря, и происходит гомогенизация в полном смысле этого слова, т. е. гомогенизация, не сопровождающаяся никакими процессами распада твердого раствора (рис. 8, а).
 В сплаве с 0,4% Mn уже после 24-часовой гомогенизации отчетливо видны продукты распада твердого раствора марганца в алюминии. При увеличении времени гомогенизации до 240 час. выделения укрупняются и приобретают вид довольно крупных игол, имеющих одинаковую ориентировку в пределах одного зерна (рис. 8, б).

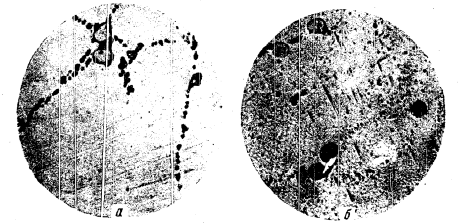


Рис. 8. Микроструктура гомогенизированных при 500° в течение 240 час. слитков из сплава Д16 (X 800)
 а — без марганца; б — с 0,4% Mn

В сплаве с 0,94% Mn некоторый распад твердого раствора происходит уже при нагреве слитка под завязку (при 500° в течение 1 часа), причем распад наблюдается только в наиболее обогащенных марганцем участках — по границам зерен (рис. 9, б). После гомогенизации (24 часа и 240 час.) структура сплава Д16 с 0,94% Mn аналогична структуре предыдущего сплава с той лишь разницей, что продуктов распада (выделений марганцевого химического соединения) гораздо больше (рис. 9, в и г).

Характер изменения параметра кристаллической решетки твердого раствора и сплавных в зависимости от термической обработки слитка подтверждают данные микроструктурного анализа, хотя здесь нет столь четкой картины, какая наблюдалась для сплавов Al — Mn, поскольку для такого многокомпонентного сплава, как Д16, характер взаимодействия компонентов значительно сложнее, чем в двойных сплавах Al — Mn.

Из рис. 10 видно, что после длительной гомогенизации слитков при 500° имеется значительное увеличение параметра кристаллической решетки твердого раствора как в сплаве с 0,4% Mn, так и в сплаве с 0,94% Mn, в то время как в сплаве, не содержащем марганца, параметр не меняется. Таким образом, увеличение параметра решетки твердого раствора в сплаве с марганцем не может быть объяснено не чем другим, кроме выделения марганца из твердого раствора, т. е. распадом твердого раствора с образованием частиц марганцевой фазы.

Результаты механических испытаний прессованных прутков, полученных из слитков, прошедших различную гомогенизацию, показали, что

POOR ORIGINAL

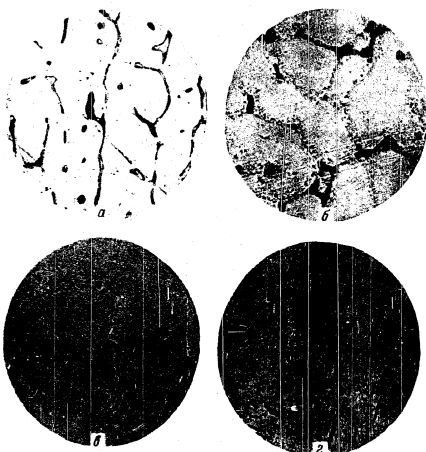


Рис. 9. Влияние времени гомогенизации при 500° на микроструктуру слитков из сплава Д16 с 0,91% Мп (X 800)
 а — литовый слиток; б — гомогенизация 1 час; в — 24 часа; г — 240 час.

металлические свойства прутков из сплава Д16 еще в большей степени, чем это наблюдалось в случае сплавов А1 — Мп, зависит от степени распада твердого раствора марганца в алюминии, происходящего при гомогенизации слитков. Механические испытания прутков проводились после выдержки в 500° (выдержка 1 час) и естественного старения в течение 7 суток.

Зависимость предела прочности, предела текучести и относительного удлинения прессованных, закаленных и естественно состаренных прутков от содержания марганца в сплаве показана на рис. 11. Ваядан кривая на графике соответствует определенному времени гомогенизации слитков при температуре 500°. Анализируя рис. 11, можно сделать следующие заключения:

1) гомогенизация слитков из сплава Д16 без марганца и течение 24-ных прутков (относительное удлинение несколько возрастает); это вполне логично, так как в данном случае при гомогенизации никакого распада твердого раствора не происходит;

2) для слитков с марганцем наблюдается вполне определенная зависимость механических свойств прутков от времени гомогенизации слитков: чем больше время гомогенизации, тем ниже прочностные характеристики и выше пластичность; особенно четко эта зависимость выражена для сплава с 0,94% Мп;

3) предел прочности прутков, прессованных из негомогенизированных слитков, по мере повышения содержания марганца от 0 до 0,94% растет с 47 до 64 кг/мм², предел текучести — с 29 до 43 кг/мм², т. е. предел прочности вырос на 17 кг/мм², а предел текучести — на 14 кг/мм²; что же

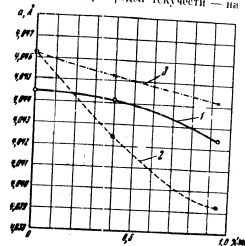


Рис. 10. Изменение параметров кристаллической решетки твердого раствора в слитках из сплава Д16 в зависимости от содержания марганца и времени гомогенизации слитков при 500°
 1 — исходное состояние; 2 — 24 часа с 500°; 3 — гомогенизация при 100°, 24 часа; 4 — закалка с 500°

касается прутков, прессованных из слитков, гомогенизированных в течение 240 час., то для них предел прочности по мере повышения содержания марганца возрастает с 46 до 51 кг/мм², т. е. всего лишь на 5 кг/мм², а предел текучести — с 28 до 31 кг/мм², т. е. на 3 кг/мм². Таким образом, в течение 240 час., марганец оказывает примерно такое же упрочняющее действие, как и в холоднодеформированных полуфабрикатах (листах, холодногнутых прутках); другими словами, гомогенизация слитков сплава Д16 в течение 240 час. полностью снимает прессэффект.

Слитки прессэффекта посредством длительной гомогенизации слитков являются результатом сильной коагуляции продуктов распада твердого раствора марганца в алюминии еще в слитке. Сравнительно крупные частицы марганцовистого химического соединения сами мало упрочняют сплав и уже не задерживают процесс рекристаллизации при нагреве прутков под закалку. Последнее явление подтверждает рис. 12, на котором показаны рентгенограммы сплава Д16 с 0,91% Мп, слитки с закалочным и естественно состаренных прутков: один из которых получен из негомогенизированного слитка, а другой — из слитка, гомогенизированного в течение 240 час. В первом (рис. 12, а) во время нагрева под закалку рекристаллизация совершенно не произошла, сохранилась текстура деформации, во втором — структура полностью рекристаллизована.

POOR ORIGINAL

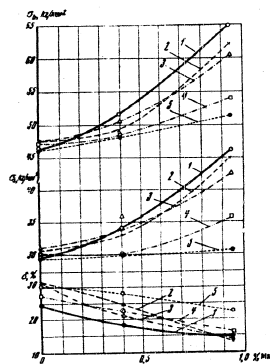


Рис. 11. Изменение механических свойств прессованных, закаленных с 500° и естественно состаренных прутков из сплава Д16 в зависимости от содержания марганца и времени гомогенизации слитков: 1 — 6ч гомогенизации; 2 — гомогенизации 24 часа; 3 — 48 час.; 4 — 120 час.; 5 — 240 час.

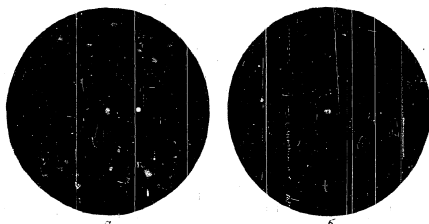


Рис. 12. Рентгенограммы прессованных, закаленных с 500° и естественно состаренных прутков из сплава Д16 с 0,94% Mn: а — ступень, высушенной на воздухе после прессования слитка; б — прутки, высушенные на воздухе, гомогенизированные при 500° в течение 240 час.

ВЫВОДЫ

В результате проведенной экспериментальной работы можно сделать следующие основные выводы.

1. При гомогенизации алюминиевых сплавов, содержащих марганец, наряду с процессами растворения происходит процесс распада твердого раствора марганца в алюминии.

2. Длительная гомогенизация слитков, вызывающая сильный распад твердого раствора и коагуляцию части марганцовистых химических соединений, выделившихся из него, приводит к резкому снижению прочностных характеристик и повышению пластичности прессованных прутков, высушенных на этих слитках.

При определенном времени гомогенизации слитков, зависящем от состава сплава и режима прессования, прессэффект может быть полностью снят.

3. В зависимости от режима гомогенизации механические свойства прессованных изделий из сплава Д16 (и других алюминиевых сплавов) могут изменяться в очень широких пределах. Гомогенизацию, таким образом, следует рассматривать не только как операцию, улучшающую технологичность сплава, но и как средство получения тех или иных механических свойств у готовых прессованных изделий. Путем длительной (и может быть, и высокотемпературной) гомогенизации можно, по всей вероятности существенно повысить пластичность крупногабаритных профилей и сплава Д16 как в продольном направлении, так и в поперечном (последнее особенно важно).

4. Подтверждены высказанные нами ранее взгляды на природу пресс-эффекта.

В заключение работы авторы выражают признательность В. А. Липанову и В. Р. Штейнбергер за предоставление возможности выполнения ряда экспериментов на заводе.

ЛИТЕРАТУРА

1. С. М. Воронов и В. И. Елагин. Тр. МАТИ, № 23, Оборонизм, 1954.
2. С. М. Воронов, В. И. Елагин и Л. П. Галактиев. Тр. МАТИ, 30, Оборонизм, 1956.

POOR ORIGINAL

POOR ORIGINAL

Канд. техн. наук В. А. ЛИВАНОВ
канд. техн. наук В. И. ЕЛАГИН

● О ПРЕССЭФФЕКТЕ ПРИ ПОВЫШЕННЫХ ТЕМПЕРАТУРАХ

Прессованные изделия (прутки, профили) из многих алюминиевых сплавов, как известно, обладают более высокой прочностью, чем изделия, полученные путем прокатки,ковки,штамповки и других видов обработки давлением.

Это явление получило название прессэффекта, поскольку оно обусловлено особенностями механизма пластической деформации, присущими прессованию.

В последние годы изучению явления прессэффекта уделялось очень много внимания: ряд работ был выполнен в МАТИ (под руководством С. М. Воронова), на заводах МАП и в других организациях.

В работах, проведенных в МАТИ¹ показано, что прессэффект обнаруживается только в сплавах, содержащих в своем составе марганец, хром или другие компоненты, взаимодействующие с алюминием аналогично марганцу и хрому (малый интервал кристаллизации твердых растворов, существенная растворимость в твердом алюминии при температурах, близких к 660°С, резко падающая с понижением температуры). К числу таких компонентов относятся цирконий и титан; подтверждены данные немецких исследователей Geuer, Seemann, Unkel, которые установили, что в прессованных изделиях, обнаруживающих прессэффект, всегда наблюдается текстура деформации, сохраняющаяся после термообработки.

Установлено, что в прессованных изделиях имеются дисперсные частички марганцовистых (или хромистых) химических соединений, являющиеся продуктами распада пересыщенного твердого раствора марганца (или хрома) в алюминии, который образуется при кристаллизации сплава, и сделано заключение, что частицы этих соединений, распределяющихся по всему твердому раствору и особенно по границам дендритных ячеек, препятствуют прохождению процесса рекристаллизации в сплаве и тем самым обуславливают сохранение текстуры деформации в прессованных изделиях.

Вместе с тем отмечено, что сохранение текстуры деформации в прессованных изделиях есть результат повышения температуры

¹ В. И. Елагин, статьи в сборнике «Труды МАТИ» № 30. Оборонгиз, 1956.

РЕЗУЛЬТАТЫ ОПЫТОВ
Сплавы Al—Mg с добавками хрома
 Химический состав исследованных сплавов, приводится в табл. 1.

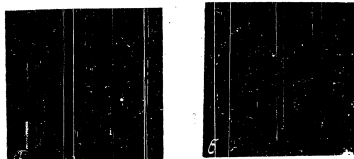
Таблица 1

№ сплавов	Химический состав в %				Al
	Mg	Cr	Fe	Si	
1	2,08	—	0,10	0,13	Остальное
2	2,03	0,40	0,10	0,13	
3	2,05	0,81	0,10	0,13	
4	2,56	0,38	0,10	0,13	
5	2,54	0,84	0,10	0,13	
6	3,23	—	0,10	0,13	
7	3,12	0,42	0,10	0,13	
8	3,02	0,82	0,10	0,13	
9	3,57	0,40	0,10	0,13	
10	3,55	0,82	0,10	0,13	
11	4,37	—	0,10	0,13	
12	4,13	0,41	0,10	0,13	
13	4,18	0,82	0,10	0,13	
14	5,55	—	0,10	0,13	
15	5,17	0,30	0,10	0,13	
16	5,17	0,80	0,10	0,13	
17	6,56	—	0,10	0,13	
18	6,31	0,35	0,10	0,13	
19	6,39	0,81	0,10	0,13	

Все сплавы могут быть разбиты на ряд серий, характеризующихся постоянным содержанием магния. Например, в первую серию входят сплавы 1, 2, 3, содержащие приблизительно 2% Mg; во вторую серию — сплавы 4 и 5, в которых содержится 2,5% Mg и т. д. Рентгеноструктурный анализ прутков, отожженных при 400°С в течение 4 час., показал, что полностью рекристаллизованную структуру имеют только сплавы без хрома (фиг. 1). В сплавах, содержащих хром, несмотря на то, что они подверглись значительной холодной деформации после прессования (38%), при указанном режиме отжига сохраняется в большей или меньшей степени тек-

стура деформации (фиг. 2). Наличие текстуры в полуфабрикатах, прошедших термическую обработку, как известно, является признаком прессэффекта.

Для того чтобы иметь представление о жаропрочности сплавов, приведенных в табл. 1, при отсутствии прессэффекта (как это имеет место, например, для листовых полуфабрикатов) прутки из сплавов



Фиг. 1. Рентгенограммы прутков из сплавов Al—Mg, отожженных при 400°С 4 час.
 а — сплав 1 (2% Mg), б — сплав 17 (6% Mg).

с хромом отжигали до полной рекристаллизации по следующим режимам: сплавы 2, 3, 4, 5, 7, 8, 9, 10, 12 — при температуре 530°С в течение 6 час., сплав 13 — при 530°С в течение 10 час., сплавы 15, 16, 18, 19 — при 450°С в течение 8 час.



Фиг. 2. Рентгенограммы прутков из сплава, содержащего 4% Mg и а) 0,4% Cr, б) 0,6% Cr; отжиг при 400°С 4 час.

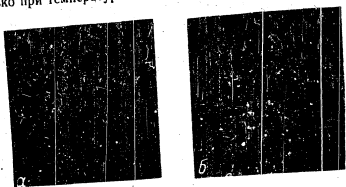
После отжига по указанным режимам прутки из всех сплавов имели полностью рекристаллизованную структуру. В качестве примера на фиг. 3 даны рентгенограммы тех же сплавов, что и на фиг. 2, после отжига до полной рекристаллизации.

На фиг. 4, 5 представлены кривые изменения предела прочности и предела текучести при кратковременных испытаниях на растяже-

POOR ORIGINAL

ше в зависимости от содержания хрома после отжига при 400°С и после отжига до полной рекристаллизации. Температуры испытания — 20, 150 и 300°С.

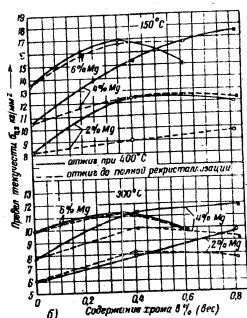
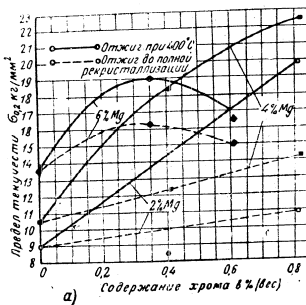
Как видно из фиг. 4, а, б, с увеличением содержания хрома в сплавах предел текучести прутков, отожженных до 400°С, растет значительно сильнее, чем предел текучести прутков, отожженных до полной рекристаллизации. Повышенный предел текучести первых (из сплавов с хромом) является результатом сохранения дислокаций (пресс-эффекта). Следует подчеркнуть, что упрочнение, связанное с пресс-эффектом, имеет место не только при комнатной температуре, но при повышенных температурах (до 300°С включительно). Для предела прочности аналогичная закономерность наблюдается только при температуре 300°С (фиг. 5, б). При 20° и 150°С сил-



Фиг. 3. Рентгенограммы прутков из сплава, содержащего 4% Mg и а) 0,4% Cr (отжиг при 530° 6 час.), б) 0,8% Cr (отжиг при 530° 10 час.).

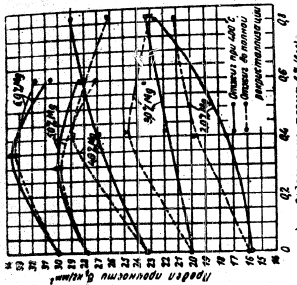
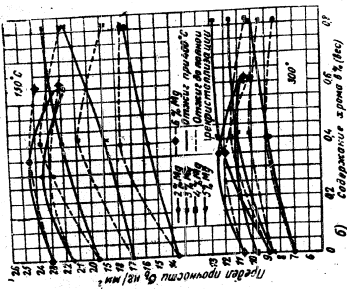
лы, содержащие до 4% Mg и 0,4% Cr, после отжига до полной рекристаллизации (530°С) имеют более высокий предел прочности. Таким образом, отжиг чем после отжига при 400°С (фиг. 6, а, б). Таким образом, отжиг указанных сплавов при повышенной температуре, приводит к понижению предела текучести (фиг. 4, а, б), вместе с тем повышает предел прочности (фиг. 5, а, б). Такие явления наблюдаются в сплавах в тех случаях, когда структура становится более однородной. Отсюда можно сделать предположение, что рост предела прочности упомянутых выше сплавов в результате отжига при 530°С (несмотря на прошедшую рекристаллизацию) связан с более полным растворением примесей и хрома. Таким образом, очевидно, что отжиг сплавов, содержащих хром, при повышенной температуре (530°С), с одной стороны, должен приводить к разупрочнению за счет снятия пресс-эффекта, а с другой стороны, — к упрочнению за счет более полного растворения примесей и хрома.

Для ряда сплавов, например, для сплава 12 (4,13% Mg; 0,41% Cr) при 20° и 150°С второй фактор перекрывает первый и этот сплав оказывается более прочным после отжига при 530°С, чем при 400°С, а при 300°С первый фактор перекрывает второй



Фиг. 4. Зависимость предела текучести отожженных сплавов системы Al—Mg—Cr от содержания Mg и Cr. а—при 20°С, б—при 150 и 300°С.

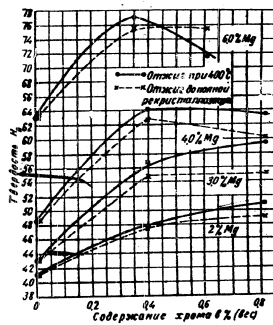
POOR ORIGINAL



Фиг. 5. Зависимость предела прочности отожженных сплавов системы Al—Mg—Cr от содержания Mg и Cr. а—при 200°С, б—при 300°С.

и при этой температуре сплав имеет больший предел прочности после отжига при 400°С, чем при 530°С. Отсюда видно, что упрочнение, обусловленное пресс-эффектом, не только сохраняется при повышенных температурах, но и более эффективно, чем, например, упрочнение, вызванное легированием твердого раствора.

Однако приведенные выше данные характеризуют лишь кратковременную прочность. Большой интерес представляет вопрос о том, сохраняется ли пресс-эффект в условиях длительного действия нагрузки при повышенных температурах, обнаруживается ли он при испытаниях на длительную твердость.



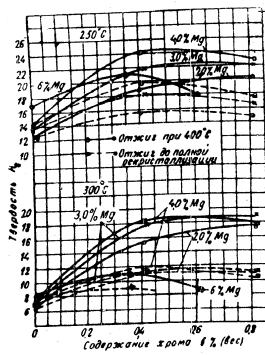
Фиг. 6. Зависимость твердости отожженных сплавов системы Al—Mg—Cr от содержания Mg и Cr при 20°С.

На фиг. 6, 7 показаны кривые изменения длительной твердости сплавов с различным содержанием магния в зависимости от количества хрома в сплаве после отжига при 400°С и после отжига до полной рекристаллизации.

Из рассмотрения кривых можно сделать следующие выводы: длительная твердость сплавов, содержащих хром, после отжига до полной рекристаллизации, ниже, чем после отжига при 400°С, когда в сплавах сохраняется еще текстура деформации. Различие в длительной твердости не полностью рекристаллизованных образцов (отжиг 400°С) и образцов, прошедших полную рекристаллизацию, для сплавов с постоянным содержанием магния увеличивается с

POOR ORIGINAL

повышением содержания хрома. Следует отметить также, что указанное различие для каждого сплава, содержащего хром, тем больше, чем выше температура испытания. Так, для сплава 13 (4% Mg и 0,8% Cr) при 20° оно приблизительно равно 3 единицам, при 250° — 5 единицам, а при 300°С — 7 единицам, причем различие наблюдается при значительном снижении абсолютных значений длительной твердости с повышением температуры.



Фиг. 7. Зависимость длительной твердости от содержания Mg и Cr при 250°С и 300°С.

Таким образом, прессэффект влияет и на длительную твердость не только при комнатной, но и при повышенных температурах, причем (для наших сплавов) упрочнение, обусловленное прессэффектом, с повышением температуры не уменьшается, а растет.

Оптимальной добавкой хрома для сплавов с любым из исследованных содержаний магния является 0,35—0,40% Cr. Повышение содержания хрома до 0,6—0,8% приводит к росту длительной твердости только для сплавов с низким содержанием магния, да и то только при наличии прессэффекта, т. е. после отжига прутков при 400°С.

При комнатной температуре наибольшую твердость из числа исследованных сплавов имеет сплав, содержащий 6% Mg и 0,35% Cr. При температуре 250°С этот сплав уже уступает по своим свойствам

сплаву с 4,0% Mg и 0,4% Cr, а при 300°С его длительная твердость ниже, чем у всех прочих сплавов.

Как видно из фиг. 7, лучшим сплавом для длительной работы при 250—300°С является сплав, содержащий 4% Mg и 0,4% Cr.

Сплавы Al—Mg с добавками хрома и марганца

Химический состав сплавов этой группы приведен в табл. 2. Количество магния в сплавах, как видно из табл. 2, меняется в пределах от 2 до 4%; содержание хрома во всех сплавах примерно постоянно и равно 0,4%, что является оптимальным для сплавов алюминия с магнием; содержание марганца меняется в пределах с 0 (с учетом сплавов, приведенных в табл. 1) до 1,5%. Вся группа сплавов (табл. 2) состоит из пяти серий, каждая серия характеризуется постоянным содержанием магния и хрома. В первую серию, например, входят сплавы 11M, 12M, 13M, в которых примерно 2% Mg и 0,4% Cr; во вторую серию входят сплавы 14M, 15M, 16M, в которых содержится приблизительно 2,5% Mg и 0,4% Cr и т. д.

Таблица 2

№ сплавов	Химический состав в %					
	Mg	Cr	Mn	Fe	Si	Al
11M	2,05	0,41	0,52	0,11	0,12	Остальное
12M	2,02	0,40	1,24	0,11	0,12	.
13M	1,92	0,38	1,58	0,11	0,12	.
14M	2,49	0,40	0,54	0,11	0,12	.
15M	2,65	0,41	1,08	0,11	0,12	.
16M	2,56	0,42	1,70	0,11	0,12	.
17M	3,01	0,40	0,55	0,11	0,12	.
18M	3,03	0,39	1,29	0,11	0,12	.
19M	3,03	0,36	1,64	0,11	0,12	.
20M	3,54	0,38	0,55	0,11	0,12	.
21M	3,59	0,40	1,09	0,11	0,12	.
22M	3,58	0,42	1,61	0,11	0,12	.
23M	3,80	0,40	0,57	0,11	0,12	.
24M	3,90	0,41	1,12	0,11	0,12	.
25M	3,82	0,39	1,71	0,11	0,12	.

Из всех сплавов изготавливали доломнодеформированные прутки по методике, описанной выше. Прутки подвергали отжигу при 400°С в течение 4 час. и отжигу до полной рекристаллизации для

POOR ORIGINAL

Таблица 3

М-сплавы	Химический состав, в %		Механические свойства при температуре испытания								
	Al	Mg	30° С	150° С	250° С	300° С	300° С	300° С			
	г/кг	г/кг	σ _{0,2} кг/мм ²	σ _{0,2} кг/мм ²	σ _{0,2} кг/мм ²	σ _{0,2} кг/мм ²	σ _{0,2} кг/мм ²	σ _{0,2} кг/мм ²			
15М	2,65	0,41	33,5	25,5	23,9	20,0	19,3	34,4	14,5	12,7	51,7
23М	3,80	0,40	34,6	27,5	28,1	30,3	20,1	57,8	14,5	12,6	69,6

чего все сплавы, за исключением 15М и 23М, отжигали при 500° С в течение 6 час., а сплавы 15М и 23М — при 500° С 6 час. плюс 10 час. при 530° С.

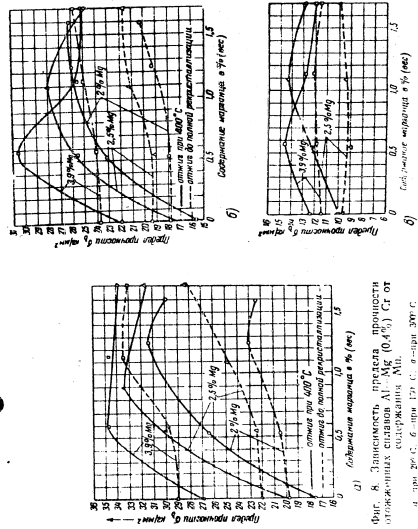
Некоторые результаты испытаний сплавов на растяжение и на длительную твердость после отжига при 400° С (прессэффект имеет место) и после отжига до полной рекристаллизации (прессэффект отсутствует) представлены на фиг. 8—10.

На фиг. 8, а, б, в даны кривые зависимости предела прочности сплавов с постоянной концентрацией магния и хрома от содержания марганца, а на фиг. 9—10 кривые зависимости твердости тех же сплавов от содержания в них марганца.

Как видно из фиг. 8, а, б, в, введение марганца в сплавы Al—Mg с хромом приводит к значительному росту предела прочности при комнатной температуре, при 150° и при 300° С, в то время как для полностью рекристаллизованных прутков наблюдается гораздо меньший рост предела прочности за счет марганца, и тем меньший, чем выше температура испытания (при температуре 300° С увеличения прочности вообще не наблюдается).

При наличии прессэффекта в сплавах Al—Mg с добавками хрома и марганца можно получить очень высокие механические свойства как при комнатной, так и при повышенных температурах. В табл. даны значения механических свойств для двух наиболее жаропрочных сплавов.

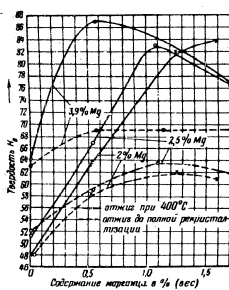
Обусловленное прессэффектом упрочнение сплавов Al—Mg с добавками хрома и марганца с повышением температуры испытания не только не уменьшается, но увеличивается. Так, например, сплав 15М после отжига при 400° С имеет предел прочности более высокий, чем после отжига до полной рекристаллизации: при 20° на 8,5 единиц, при 150° на 7 единиц, при 300° С на 5 единиц, что составляет по сравнению с пределом прочности рекристаллизованного сплава, соответственно, 34; 33,5 и 52 %.



Фиг. 8. Зависимость предела прочности отожженных сплавов Al—Mg (0,4% Cr от сплава) от содержания Mn. а — при 20° С, б — при 150° С, в — при 300° С.

POOR ORIGINAL

Результаты испытаний на длительную твердость подтвердили данные, полученные для сплавов Al—Mg с добавками одного хрома. При наличии прессэффекта длительная твердость значительно выше. Дополнительная добавка марганца в сплав Al—Mg с хромом приводит к увеличению разности между значениями длительной твердости прутков, отожженных при 400°С и прутков, отожженных до полного снятия прессэффекта (фиг. 10, а, б), для сплавов с низким содержанием магния (2—2,5%) и уменьшению этой разности для сплавов с более высоким содержанием магния (3,9%).



Фиг. 9. Зависимость твердости отожженных сплавов Al—Mg (0,4% Cr) от содержания Mn при 20°С.

Наибольшее повышение длительной твердости, обусловленное прессэффектом, наблюдается в сплавах с 2—2,5% Mg, 0,4% Cr и 1—1,2% Mn. Прессованные изделия из такого сплава, очевидно, могут работать при повышенных температурах. Длительная твердость этого же сплава не обладающего прессэффектом, при повышенных температурах очень низкая (фиг. 10, а, б).

Все приведенные выше результаты опытов с подлой очевидно показывают, что прессованные изделия из алюминиевых сплавов, содержащих марганец или хром, значительно прочнее полуфабрикатов, полученных другими видами обработки давлением, и при повышенных температурах (250—300°С), причем это положение справедливо не только при

нительно к характеристикам кратковременной прочности (σ_{0,2}), но и применительно к характеристикам длительной прочности (например, длительной твердости).

Следовательно, прессэффект связан с такими особенностями структуры, которые определяют повышенную прочность и при низких и при высоких температурах.

При низких температурах упрочнение сплавов достигается за счет механического деформирования; легирования основного металла компонентами, входящими в твердый раствор; образования дисперсных выделений при старении; гетерогенизации структуры за счет твердых фаз, не растворяющихся в твердом растворе и располагающихся в форме сетки или скелета. К числу факторов, влияющих на упрочнение, можно отнести и измельчение зерна твердого раствора.

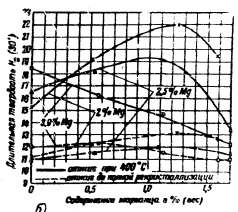
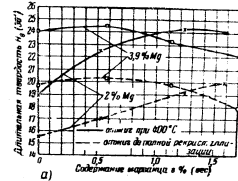
При повышении температуры, как показал А. А. Бочвар⁴, упрочняющее действие всех этих факторов (за исключением гетерогенизации) уменьшается и при температурах выше 0,6 от абсолютной температуры солидуса (это для наших сплавов примерно 250°С) упрочнение сплавов достигается, в основном, за счет гетерогенизации структуры как при помощи видимых в микроскоп сетчатых включений твердых фаз, так и при помощи внутриверных прослоек, не видимых в микроскоп.

Сохранение прессэффекта при температуре 300°С в условиях длительных испытаний на жаропрочность подтверждает высказанное С. М. Вороновым и В. И. Елагиним предположение о том, что прессэффект обусловлен, наряду с текстурой деформации, также упрочняющим действием дисперсных частиц марганцовистых и хромистых химических соединений, являющихся продуктами распада твердого раствора и залегающих главным образом по границам дендритных ячеек (т. е. образующих сетку или скелет).

Приведенные выше экспериментальные данные, а также данные ряда других исследователей позволяют сделать заключение, что повышенная прочность прессованных изделий определяется не только степенью распада твердого раствора марганца (или хрома) в алюминии (дисперсностью продуктов распада), но и характером их распределения в зернах твердого раствора.

Повышенная жаропрочность прессованных изделий по сравнению с другими деформированными полуфабрикатами свидетельствует, по нашему мнению, о том, что структура прессованных изделий более близка к литой структуре, т. е. в ней в значительной степени сохраняется дендритное строение зерен.

Течение металла при прессовании может быть названо «климатическим»; ветви дендритов не перемешиваются, не перемалываются,



Фиг. 10. Зависимость длительной твердости отожженных сплавов Al—Mg (0,4% Cr) от содержания Mn: а—при 20°С, б—при 300°С.

⁴ А. А. Бочвар, Известия АН СССР, ОТН, № 10, 1947.

POOR ORIGINAL

а плавню вытягиваются в направлении прессования. Таким образом, каждое волокно в прессованном изделии состоит из большого числа тонких вытянутых в направлении прессования дендритных веток, разведенных друг от друга «концентрационными барьерами» (слоями твердого раствора с повышенным содержанием марганца или хрома), а также дисперсными частицами марганцовистых и хромистых химических соединений, образующими в волокне сетку или скелет интерметаллидов, аналогично тому, как это имеет место в литом материале.

В работе, предшествующей изложенной¹, была исследована микроструктура прессованных прутков из сплава авиаль с добавками циркония. При травлении поперечных шлифов специальным травителем на образцах с ярко выраженным прессэффектом из зерен твердого раствора были обнаружены причудливые «узоры», свидетельствующие об их дендритном строении. На образцах, которые не обнаруживали прессэффекта, подобных «узоров» (при том же травлении) не наблюдалось.

При горячей прокатке условия деформации иные и течение металла при прокатке можно назвать «турбулентным», так как в этом случае происходят значительные сдвиги одних частей зерен по отношению к другим, ветви дендритов перемешиваются. В деформированном зерне никаких «концентрационных барьеров» нет, продукты распада твердого раствора марганца (или хрома) в алюминии расположены беспорядочно, поэтому их действие на процесс рекристаллизации и прочность совершенно другое, чем в прессованном изделии. Отсюда понятна разная прочность прессованного и катаного при одинаковой температуре дуралюмина.

Механизм деформации тех зон прессованных полуфабрикатов, в которых отсутствует прессэффект (крупнокристаллический оболоч) аналогичен прокатке и даже, по-видимому, характеризуется еще большей степенью «турбулентности».

Изложенное выше представление о природе прессэффекта позволяет объяснить отмеченный В. И. Добаткиным факт одинаковой микротвердости прессованного прутка из дуралюмина как в сердце, так и в оболочке (где прессэффект есть), так и в крупнокристаллическом оболочке (где прессэффект отсутствует). В данном случае степень распада твердого раствора марганца в алюминии, а следовательно, и дисперсность продуктов распада одинакова как в средней части прутка, так и в оболочке. Основное различие в структуре этих зон заключается в характере распределения продуктов распада твердого раствора в зернах. Это различие, сильно влияя на характеристики прочности, полученные при испытании на растяжение, почти не влияет на твердость твердого раствора, особенно на твердость малых объемов твердого раствора.

Вместе с тем, необходимо отметить, что одинаковая микротвердость при наличии и при отсутствии прессэффекта наблюдается

¹ С. М. Воронов, В. И. Елагин, Л. И. Глазштейн. Труды МАТИ, вып. 30, Оборонизд, 1956.

только у дуралюмина и не характерна для других алюминиевых сплавов, содержащих марганец. Например, прессованные прутки из сплавов Al—Mn и Al—Mg—Mn обладают более высокой микротвердостью, чем холоднодеформированные прутки из тех же сплавов после одинаковой термической обработки.

В свете изложенных в настоящей работе данных, диспергирование структуры, о котором пишет В. И. Добаткин, вряд ли может играть решающую роль в упрочнении прессованных изделий. С точки зрения диспергированной, полигональной структуры трудно объяснить повышенную жаропрочность прессованных изделий. Известно, что жаропрочность многих сплавов, в том числе и алюминиевых, при измельчении зерна уменьшается. Примеры этого можно найти в книге А. Салли «Получение металлов и жаропрочные сплавы». Правда, они относятся к температурам испытания, превышающим порог рекристаллизации для данного сплава, но вместе с тем в литературе имеются данные, показывающие, что при испытаниях на жаропрочность рекристаллизация начинается при температурах гораздо более низких, чем порог рекристаллизации.

Вполне возможно, что те «субзерна», которые можно наблюдать в прессованных изделиях и которые В. И. Добаткин считает результатом пластической деформации, являются результатом наследственности от литой структуры и представляют собой не что иное, как вытянутые в направлении деформации ветви дендритов или блоки литого зерна.

ВЫВОДЫ

1. В результате исследования установлено, что сплавы Al—Mg с добавками хрома и хрома вместе с марганцем обладают сильным прессэффектом, сохраняющимся после значительной холодной деформации прессованных прутков (~38%).

Прессэффект в этих сплавах сохраняется и при повышенных температурах (300°С) и обнаруживается как по данным статкопрессенной прочности, так и по данным длительной твердости.

2. Установлено, что наиболее высокую длительную твердость при 250—300°С имеют сплавы, содержащие 2—2,5% Mg; 0,3—0,4% Cr и 1—1,2% Mn. По результатам испытаний на кратковременную прочность лучшими из числа исследованных сплавов оказались: сплав, содержащий 6% Mg и 0,3—0,4% Cr, и сплав, содержащий 4% Mg; 0,4% Cr и 0,5% Mn.

ЛИТЕРАТУРА

1. Елагин В. И. «Изучение явления прессэффекта в алюминиевых сплавах». Кандидатская диссертация, МАТИ, 1952.
2. Воронов С. М., Елагин В. И. О природе прессэффекта. Труды МАТИ, вып. 23, 1954.
3. Воронов С. М., Елагин В. И., Глазштейн Л. И. Труды МАТИ, вып. 30, Оборонизд, 1956.

POOR ORIGINAL

POOR ORIGINAL

4. Dreyer K. L. und Seemann H. I., Aluminium, 1941, S. 437; Zeitschrift für Metallkunde, 1944, № 1.
5. Unkel H., Metallwirtschaft, 1940, S. 37; 1942, S. 185 und 531
6. Воронов С. М., Елагин В. И., Труды всесоюзной конференции по легким сплавам, АН СССР, 1956.
7. Власова Т. А., Труды Всесоюзной конференции по легким сплавам, АН СССР, 1958.
8. Добаткин В. И., Докторская диссертация, 1956.
9. Бочвар А. А., Известия АН СССР, О.Т.Н., № 10, 1947.
10. Салли А., Ползуемость металлов и жаропрочные сплавы, Оборонгиз, 1953.

STAT

Page Denied

Next 6 Page(s) In Document Denied

Докт техн. наук проф. А. И. ИСАЕВ,
канд. техн. наук Г. П. ГРИХНО

ИССЛЕДОВАНИЕ ПРОЦЕССА РАЗМЕРНОЙ ПОДНАЛАДКИ РЕЗЦОВ

ВВЕДЕНИЕ

В процессе создания автоматических станков, автоматических линий, цехов и заводов возникает задача изыскания методов автоматической компенсации погрешностей обработки, вызываемых размерным износом режущего инструмента.

Введение автоматической размерной подналадки инструмента позволяет автоматизировать весь процесс механической обработки изделия, повышает удельный вес машинного времени и тем самым стимулирует дальнейшее повышение режимов резания.

Однако вопросы, связанные с подналадкой инструмента в процессе обработки, еще нельзя считать достаточно изученными. В некоторых научных институтах ведутся исследования в области размерной подналадки резцов путем перемещения резца в направлении поперечной подачи. Такая схема подналадки, с нашей точки зрения, не может быть признана удовлетворительной, так как дает возможность достигать только компенсации потери размера детали, но оставляет неизменными те условия, которые имеют место при точении затупившимся резцом, в результате чего, как показали исследования, ухудшается чистота обработанной поверхности, снижается производительность, возрастает сила резания.

В связи с этим возник вопрос о разработке такого метода подналадки, который давал бы возможность не только осуществлять размерную подналадку резца, но и одновременно восстанавливать режущую его способность.

В ранее опубликованной работе, посвященной этому вопросу¹, была изложена сущность метода подналадки, основанного на повороте резца около некоторой оси, а также были приведены результаты первых, предварительных экспериментов. Проведенными исследованиями было установлено, что данный метод позволяет осуществлять размерную подналадку резца, однако несовершенство конструкции приспособления не позволяло получить достаточно надежных по стабильности показателей, характеризующих технологические

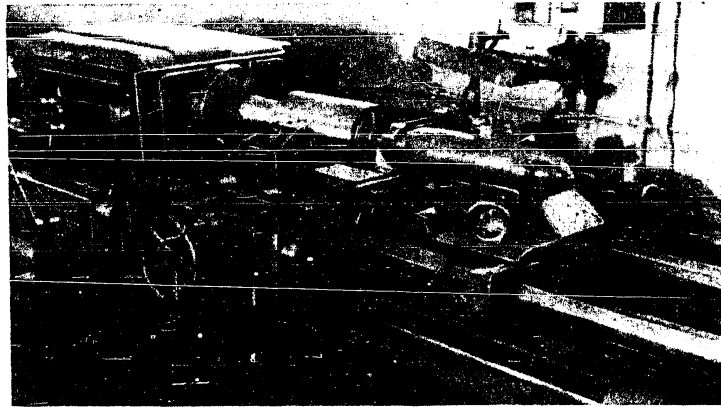
¹ А. И. Каширин, Г. П. Грихно, П. И. Бобрик, Д. Ф. Заморев. Исследование механизма для подналадки резца при наружной обточке. Оборонгиз, 1954.

возможности данного метода подналадки. Поэтому возникла необходимость конструирования более совершенного приспособления для подналадки резца на ходу. После устранения недостатков прежней конструкции было разработано новое приспособление для подналадки резца на ходу при обточке.

Используя это приспособление, в лаборатории резания кафедры «Технология механической обработки» МАТИ, проведена серия экспериментов, направленных на выяснение влияния поворота резца в процессе подналадки на точность обработки, чистоту обработанной поверхности, силы резания и состояние поверхностного слоя обработанного изделия.

Конструкция приспособления для подналадки резца на ходу

Приспособление для подналадки резца на ходу при обточке устанавливается вместо резцедержателя на поперечных салазках станка ИР63 (фиг. 1).



Фиг. 1. Общий вид установки для исследования подналадки резца на ходу при обточке.

Приспособление работает следующим образом. Для осуществления поворота резца при подналадке применяется червячная пара. Червяк 2 (фиг. 2), установленный и закрепленный в массивном жестком корпусе 1 приспособления, находится в зацеплении с червячным сектором 3, являющимся в то же время резцедержателем. При вращении червяка резцедержатель поворачивается относительно некоторой оси, при этом своими цилиндрическими поясками скользит по круговым направляющим, расточенным в корпусе приспособления. Для предотвращения отжатия резцедержателя служат два пальца 4, которые упираются в трапецевидный кольцевой паз, проточенный на боковой поверхности резцедержателя. При затяжке винтов 5 осе-

вое перемещение пальцев приводит к поджатию резцедержателя в сторону червяка.

Для предотвращения осевого перемещения червяка при его вращении служит крышка 6, которая крепится к корпусу приспособления тремя винтами 7. На свободном конце червяка установлен градуированный лимб 8, по которому отсчитываются углы поворота резца 9.

Червячное колесо, частью которого является резцедержатель, имеет 200 зубьев (модуль 1 мм). При однозаходном червяке один поворот червяка соответствует повороту резцедержателя вместе с резцом на $1,8^\circ$. В этом случае поворот червяка на одно деление лимба, на котором нанесено 22 деления, соответствует повороту резца на $5'$.

Общий вид приспособления представлен на фиг. 3.

Резец устанавливается в резцедержатель по специальному шаблону, чем обеспечивается установка вершины резца относительно оси поворота и одновременно по высоте линии центров.

Расчет величины компенсации радиального износа резца при подналадке

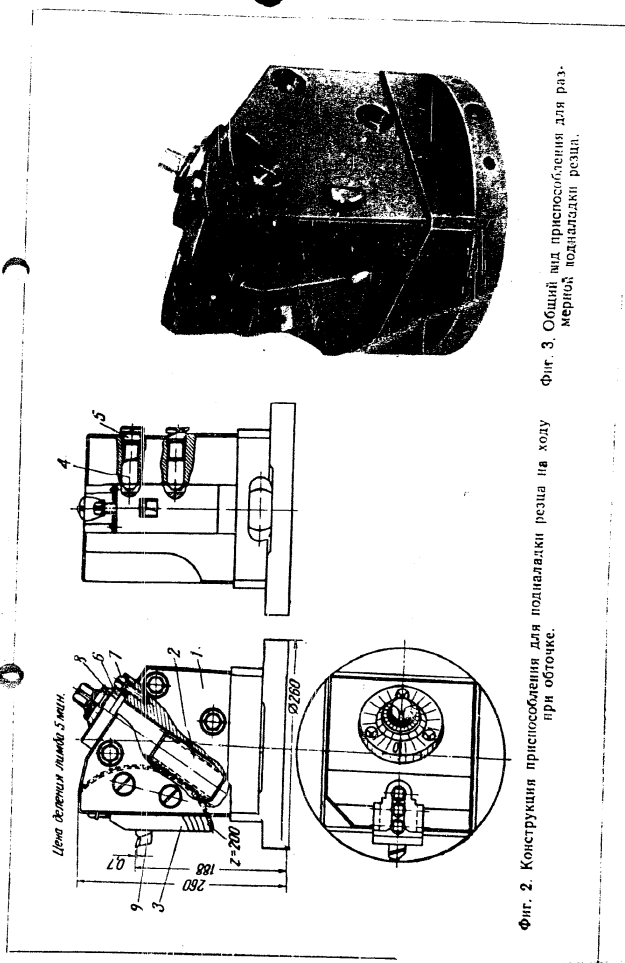
В описанном выше приспособлении для поворота резца при подналадке поворот резца осуществляется в плоскости, перпендикулярной оси обрабатываемой детали и проходящей через вершину резца. Благодаря этому обстоятельству отпадает необходимость для каждого резца с различными углами в плане иметь свою плоскость поворота резца (см. кн. А. И. Каширина и др. «Исследование механизма для подналадки резца при наружной обточке») и делать пересчет углов заточки. Поворот резца в плоскости, перпендикулярной оси обрабатываемой детали, дает возможность делать более точные расчеты, особенно еще и потому, что центр поворота резца определяется одной координатой, так как он лежит на оси, проходящей через вершину резца перпендикулярно основной плоскости. У данного приспособления положение центра поворота резца остается неизменным.

Радиус поворота вершины резца (после его износа до определенной степени) может изменяться в зависимости от того, какова величина площадки износа по задней поверхности и, следовательно, как далеко сместилась вершина от того положения, в котором находилась вершина незатупленного резца.

Следовательно, радиус поворота резца при подналадке в каждый отдельный момент его работы не остается неизменным и поэтому однозначно определен быть не может.

Расчет величины компенсации износа резца можно вести исходя из знания интенсивности износа резца, что следует установить до начала работы с подналадкой или же в процессе работы.

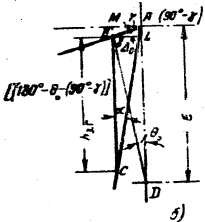
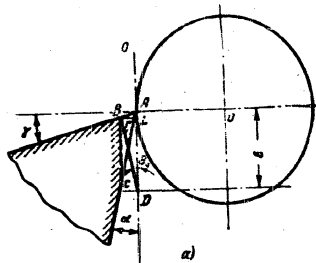
Как уже указывалось выше, положение центра поворота резца все время остается постоянным — это одна координата, по которой можно вести расчет. В процессе подналадки резец может быть повернут на определенный угол, величина которого определяется по



Фиг. 3. Общий вид приспособления для раз-
вертки подналадки резца.

Фиг. 2. Конструкция приспособления для подналадки резца на ходу
при обточке.

лимбу. — это вторая координата, по которой можно вести расчет. Наконец, как это будет видно из дальнейших рассуждений и позже строгий, на величину компенсации износа реза влияет передний угол реза.



Фиг. 4. К расчету величины компенсации радиального износа реза.

Определим радиус поворота вершины изношенного реза (точка В). Из треугольника ABD получим:

$$\frac{e}{\sin [180 - \theta_0 - (90 - \gamma)]} = \frac{r}{\sin (90 - \gamma)}$$

откуда

$$\frac{e}{\cos (\theta_0 - \gamma)} = \frac{r}{\cos \gamma}$$

тогда

$$r = \frac{e \cos \gamma}{\cos (\theta_0 - \gamma)} \quad (1)$$

В исследуемом приспособлении для подналадки реза, как указывалось выше, величина e остается постоянной. Величина e есть расстояние от вершины нового реза (точка А) до горизонтальной

Таким образом, расчет величины радиального смещения реза при подналадке можно вести исходя из знания некоторых геометрических параметров реза, конструктивных особенностей самого приспособления, а также в зависимости от угла поворота реза при подналадке.

Рассмотрим сечение проходного реза плоскостью, проходящей через вершину реза перпендикулярно оси обрабатываемой детали (фиг. 4). Появление на задней поверхности площадки износа вызывает погрешность обработки. Для компенсации этой погрешности необходимо повернуть резец на угол θ_0 . Такой поворот приведет к тому, что новая вершина реза (точка В) займет какое-то положение на вертикали OZ.

Установим зависимость между различными величинами, определяющими точность подналадки.

оси червячного колеса, т. е. это эксцентриситет оси червячного колеса относительно оси обрабатываемой детали (в вертикальной плоскости).

Передний угол γ для данного реза также является постоянным (если в первом приближении пренебречь увеличением переднего угла за счет образования лунки на передней поверхности реза при его износе).

Для полной компенсации радиального износа реза, как указывалось ранее, резец необходимо повернуть на угол θ_0 , т. е. приблизить вершину реза В к обрабатываемой детали на величину BL, т. е. на величину радиального износа реза.

Величина $BL = \Delta_0$ определяется площадкой износа реза по задней поверхности и задним углом. Для большей точности необходимо еще учесть и влияние переднего угла (см. фиг. 4,б).

Пусть $CB = h_{z.n} = CM - BM$.
Здесь $CM = MA \operatorname{ctg} \alpha = \Delta_0 \operatorname{ctg} \alpha$,
 $BM = \Delta_0 \operatorname{tg} \gamma$,

тогда
 $h_{z.n} = \Delta_0 \operatorname{ctg} \alpha - \Delta_0 \operatorname{tg} \gamma$,
откуда

$$\Delta_0 = \frac{h_{z.n}}{\operatorname{ctg} \alpha - \operatorname{tg} \gamma}$$

В то же время

$$\sin \theta_0 = \frac{\Delta_0}{r}$$

или

$$r = \frac{\Delta_0}{\sin \theta_0} \quad (2)$$

Приравняв правые части равенств (1) и (2), получим

$$\frac{e \cos \gamma}{\cos (\theta_0 - \gamma)} = \frac{\Delta_0}{\sin \theta_0}$$

откуда

$$\Delta_0 = \frac{e \cos \gamma \sin \theta_0}{\cos (\theta_0 - \gamma)} \quad (3)$$

В полученной формуле (3) величина износа реза по задней поверхности участвует в неявном виде. При всех остальных постоянных параметрах, входящих в эту формулу, переменная величина θ_0 определяет величину компенсации радиального износа реза при подналадке.

Зависимость точности подналадки от диаметра обрабатываемого изделия

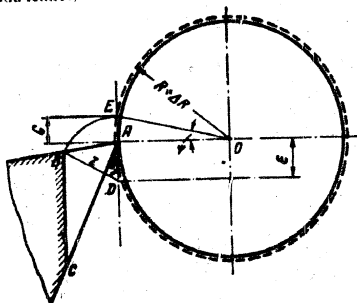
В зависимости от величины площадки износа реза по задней поверхности при повороте реза на один и тот же угол новая вершина реза (точка В, см. фиг. 4) может занять различное положение на вертикали OZ.

Первое положение — точка *B* расположена выше оси обрабатываемой детали. Это будет иметь место в том случае, когда радиус поворота новой вершины резца будет больше эксцентриситета, т. е. $r > \varepsilon$.

Второе положение — точка *B* совместится с точкой *A*. Это произойдет, когда $r = \varepsilon$.

Третье положение — точка *B* расположена ниже оси обрабатываемой детали. Это будет иметь место, когда $r < \varepsilon$.

В первом и третьем случаях полной компенсации радиального износа резца получить не удастся, так как при этом обрабатываемая деталь получит некоторое приращение диаметра по сравнению с заданным его значением.



Фиг. 5. К определению зависимости точности подналадки от диаметра обрабатываемой детали.

При прочих постоянных условиях точность подналадки в определенной степени должна зависеть от величины диаметра обрабатываемой детали.

Для выяснения характера влияния величины диаметра обрабатываемой детали на точность подналадки рассмотрим фиг. 5.

При повороте резца на угол θ_0 (см. фиг. 4) точка *B*, предположим, займет положение *E* (фиг. 5). Для определения приращения радиуса рассмотрим треугольник *OAE*.

Здесь

$$\cos \psi = \frac{R}{R + \Delta R}$$

откуда

$$\Delta R = \frac{R(1 - \cos \psi)}{\cos \psi} \quad (4)$$

Выразим угол ψ через известные величины:

$$\begin{aligned} \operatorname{tg} \psi &= \frac{c}{R}, \\ c &= r - \varepsilon, \end{aligned}$$

тогда

$$\operatorname{tg} \psi = \frac{r - \varepsilon}{R}$$

откуда

$$\psi = \arccos \operatorname{tg} \frac{r - \varepsilon}{R}$$

Так как

$$r = \frac{\varepsilon \cos \gamma}{\cos(\theta_0 - \gamma)}$$

то

$$\psi = \arccos \operatorname{tg} \frac{\varepsilon \cos \gamma}{\cos(\theta_0 - \gamma)} - \varepsilon$$

В формулу (4) подставим значение ее составляющих и получим

$$\Delta R = \frac{R \left[1 - \cos \arccos \operatorname{tg} \frac{1}{R} \left(\frac{\varepsilon \cos \gamma}{\cos(\theta_0 - \gamma)} - \varepsilon \right) \right]}{\cos \arccos \operatorname{tg} \frac{1}{R} \left(\frac{\varepsilon \cos \gamma}{\cos(\theta_0 - \gamma)} - \varepsilon \right)}$$

или

$$\Delta R = \frac{R}{\cos \arccos \operatorname{tg} \frac{\varepsilon \cos \gamma}{\cos(\theta_0 - \gamma)} - \varepsilon} - R \quad (5)$$

В качестве примера был произведен расчет приращения диаметра при следующих данных:

$$D = 180 \text{ мм}, \quad \varepsilon = 0,7 \text{ мм}, \quad \theta_0 = 4^\circ, \quad \gamma = 15^\circ$$

$$\Delta R = \frac{90}{\cos \arccos \operatorname{tg} \left[\frac{0,7 \cos 15 - \cos(-11)}{90} \right]} - 90 = 0.$$

Таким образом, при большом диаметре обрабатываемой детали точность подналадки не зависит от диаметра. Подсчеты показывают, что только при диаметре обрабатываемой детали, равном 20 мм и ниже, начинает сказываться влияние диаметра обрабатываемой детали на точность подналадки.

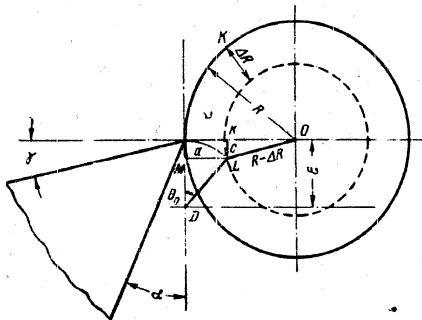
Вполне понятно, что в данном случае учитывается только влияние величины диаметра обрабатываемой детали на точность подналадки, влияние же других факторов здесь не учитывается.

К таким факторам относится точность изготовления самого приспособления для подналадки резца, постоянство величины компенсации радиального износа резца, угол поворота резца на один и тот же угол (величина импульса), постоянство величины компенсации при следующих один за другим поворотах резца, а также кинематиче-

ская и геометрическая точность станка, на котором установлено данное приспособление для подналадки резца при обточке.

Тарировка приспособления для подналадки резца

Для определения величины компенсации радиального износа резца в зависимости от угла поворота резца во время подналадки рассмотрим сечение резца плоскостью, проходящее через вершину проходного резца перпендикулярно оси обрабатываемой детали (фиг. 6).



Фиг. 6. Принципиальная схема тарировки приспособления для подналадки резца на ходу при обточке.

При повороте нового резца на угол θ_0 радиус точения уменьшится на величину ΔR , определяемую из треугольника OLK :

$$(R - \Delta R)^2 = c^2 + (R - a)^2$$

или

$$c^2 + a^2 = \Delta R^2 - 2R\Delta R + 2Ra.$$

Выразим величины c и a через ϵ и угол поворота θ_0 . Из треугольника LDM получим

$$a = \epsilon \sin \theta_0,$$

$$c = \epsilon (1 - \cos \theta_0),$$

тогда

$$a^2 + c^2 = 2\epsilon^2 (1 - \cos \theta_0). \quad (6)$$

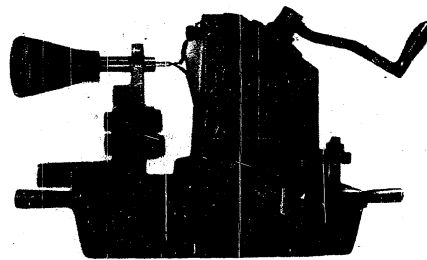
Подставляя значение $(a^2 + c^2)$, получаем

$$\Delta R^2 - 2R\Delta R + 2Ra = 2\epsilon^2 (1 - \cos \theta_0).$$

Решая это уравнение относительно ΔR , получим величину приращения (уменьшения) радиуса в зависимости от угла поворота резца:

$$\Delta R = R \pm \sqrt{R^2 - [2R\epsilon \sin \theta_0 - 2\epsilon^2 (1 - \cos \theta_0)]}. \quad (7)$$

При анализе формулы (7) можно заметить, что в данном случае величина изменения радиуса точения не зависит от геометрических параметров резца. И это вполне естественно, так как здесь подналадывается еще не изношенный резец. Следовательно, по данной схеме можно производить тарировку приспособления независимо от того, какова геометрия резца, которым будет производиться обработка детали.



Фиг. 7. Установка для тарировки приспособления для подналадки резца на ходу при обточке.

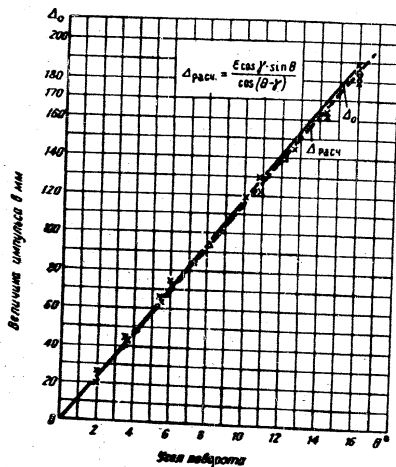
Практически величина компенсации радиального износа резца в зависимости от угла его поворота определяется на установке, приведенной на фиг. 7.

Поворот резца на угол θ_0 приводит к тому, что плоская ножка миниметра, по которой при своем повороте скользит вершина резца, перемещается на столько, на сколько сместилась вершина резца в связи с его поворотом.

На фиг. 8 представлен тарировочный график приспособления для подналадки резца при наружной обточке. Здесь по оси абсцисс отложены величины углов поворота резца, по вертикали — соответствующие этим углам значения смещения вершины резца, т. е. величины компенсации радиального износа резца при подналадке в процессе точения.

На этом же графике нанесены точки, полученные путем расчета по формуле (3).

Как видно из фиг. 8, экспериментальные и расчетные значения величины подналадки в зависимости от угла поворота лежат весьма



Фиг. 8. График тарировки приспособления для подналадки реза на ходу при обточке.

близко, что свидетельствует о хорошей точности изготовления приспособления.

Исследование точности подналадки

При тарировке приспособления была определена зависимость величины компенсации размерного износа реза от угла поворота.

Для определения стабильности величины компенсации при повороте реза на определенный угол было сделано 100 замеров величины компенсации при повороте реза на 4°.

Размах варьирования

$$R_z = \Delta_{\max} - \Delta_{\min} = 50 - 49 = 1 \text{ мк.}$$

Средневзвешенная значений замеров

$$\bar{X} = \frac{49 \cdot 20 + 49,5 \cdot 23 + 50 \cdot 57}{100} = 49,68 \text{ мк.}$$

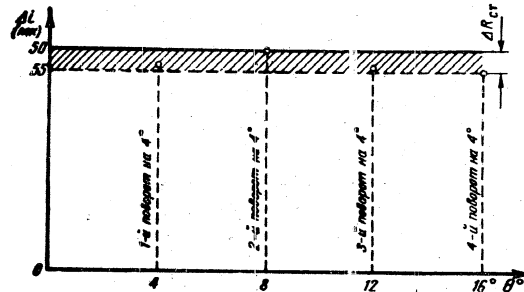
Наибольшее отклонение от средневзвешенного значения

$$49 - 49,68 = -0,68 \text{ мк.}$$

Таким образом, отклонение величины компенсации от среднего значения не превышает величины погрешности измерения при пользовании микрометром с ценой деления 0,001 мк.

Аналогичные данные были получены при повороте реза на 8°, 12° и 16°.

Однако было установлено, что если отклонение величины компенсации радиального износа реза от среднего значения не превышает 1 мк при многократном арретировании на один и тот же угол, то отклонение величины компенсации от среднего значения при последовательном, нарастающем увеличении угла поворота реза значительно больше. Объясняется это тем, что, как видно из тарировочного графика, равным углам поворота реза соответствуют неравные величины компенсации радиального износа реза.



Фиг. 9. К определению статической точности подналадки.

На фиг. 9 по оси абсцисс отложены равные отрезки, каждый из которых соответствует 4° поворота реза. По вертикали отложены величины компенсации износа реза при 1, 2, 3 и 4-м поворотах реза на 4°.

Анализ этого графика показывает, что вследствие неустойчивости величины компенсации может иметь место погрешность при подналадке в процессе работы. Величина этой погрешности, как это приведено на фиг. 9, равна 5 мк на радиус, что в пересчете на диаметр даст 10 мк.

Таким образом, исследуя точность подналадки в процессе работы реза, необходимо учитывать ту погрешность, которая может вноситься самим приспособлением для подналадки реза.

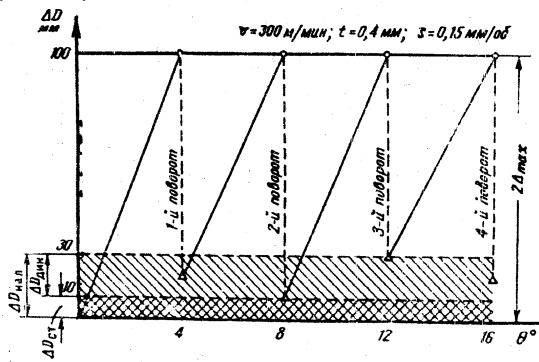
На точность подналадки будут оказывать влияние различные факторы: точность станка, на котором производится обточка детали, отжимы суппорта вместе с резцом, тепловые деформации и т. д.

Для оценки суммарного влияния всех этих факторов была проведена серия экспериментов по определению точности подналадки в процессе точения.

При обработке по 3-му классу точности вала диаметром 196 мм допуск равен 90 мк. Следовательно, в этом случае подналадку надо производить тогда, когда радиальный износ реза будет равен 45 мк. Точение производилось со скоростью 300 м/мин, при глубине резания 0,4 мм и подаче 0,15 мм/об.

На фиг. 10 представлен график увеличения диаметра детали в связи с износом реза и уменьшение диаметра детали вследствие подналадки реза. В данном случае резец в процессе работы подналадывался 4 раза, каждый раз на 4°.

Замер обработанной заготовки производился на пояске в конце прохода перед подналадкой реза и в начале прохода после под-



Фиг. 10. К определению динамической точности подналадки.

наладки. В результате первой подналадки диаметр точения уменьшился на 80 мк, в результате второй — на 90 мк, третьей — на 70 мк и четвертой — на 80 мк.

Таким образом, величина компенсации радиального износа реза при подналадке в процессе точения не соответствует величине компенсации при подналадке в статических условиях. Эта разница в величине компенсации складывается из погрешности, вносимой приспособлением, и погрешности, вносимой станком.

Проведенные исследования показали, что при работе на станке ИПБЗ погрешность, вносимая станком, составляет 20% от величины компенсации радиального износа (100 мк на диаметр при повороте реза на 4°).

Учитывая общую точность подналадки в процессе обработки, можно решать вопрос о том, для каких классов точности и каких размеров диаметра детали будет пригоден исследуемый способ подналадки.

Так, например, при точении с подналадкой на станке ИПБЗ можно получить детали по 3-му классу точности, если их диаметр не

ниже 10 мм. По 2-му классу точности можно обработать детали диаметром от 260 мм и выше.

Таким образом, проведенные исследования точности подналадки дают возможность рекомендовать данный метод подналадки для внедрения на станках обычной точности.

Влияние поворота реза в процессе подналадки на чистоту обработанной поверхности

При исследовании размерной подналадки резов в связи с их износом нельзя не обратить внимания на характер изменения чистоты обработанной поверхности при точении подналаданным резцом.

При проведении экспериментов по исследованию влияния поворота реза на чистоту обработанной поверхности в качестве критерия износа реза, оснащенного пластинкой твердого сплава Т15К6, была принята площадка износа по задней поверхности реза, равная 0,3 мм. При таком критерии износа и принятом режиме резания ($v=200-250$ м/мин, $t=0,4$ мм, $s=0,15$ мм/об) чистота обработанной поверхности до момента образования площадки износа предельной величины соответствовала 6-му классу чистоты по ГОСТ 2789-51.

При повороте реза в процессе подналадки изменяются следующие геометрические параметры реза: задний угол α , передний угол γ , углы в плане. При подналадке также изменяется величина контактной площадки между обработанной поверхностью и задней поверхностью реза. Кроме этого, подналадке подвергается резец, у которого форма контура режущей кромки значительно отличается от первоначальной. Все эти факторы в определенной степени могут влиять на чистоту обработанной поверхности при точении подналаданным резцом.

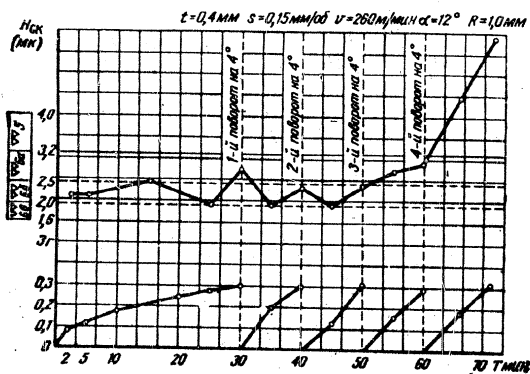
При проведении экспериментов по исследованию влияния поворота реза на чистоту обработанной поверхности влияние всех этих факторов изучалось одновременно.

На фиг. 11 показана зависимость чистоты обработанной поверхности от поворота реза в процессе подналадки. До появления на задней поверхности площадки износа, равной 0,3 мм, резец работал 30 мин. При этом чистота обработанной поверхности находилась в пределах 6-го класса чистоты. С начала точения чистота обработанной поверхности в течение 3 мин. оставалась постоянной, затем она начала ухудшаться. После 15 мин. работы максимальное значение высоты микронеровностей определялось величиной $H_{\text{к}}=2,5$ мк. Затем чистота поверхности стала улучшаться, достигла своего высшего предела — $H_{\text{к}}=2,0$ мк, после чего чистота поверхности начала резко ухудшаться, и по истечении 30 мин. с начала работы она определялась величиной $H_{\text{к}}=2,8$ мк.

Поворот реза на 4° вызвал улучшение чистоты обработанной поверхности, причем она оставалась в пределах 6б класса чистоты в течение 10 мин. работы реза после его подналадки.

Последующие два поворота реза каждый раз на 4° также привели к улучшению чистоты обработанной поверхности на величину того же порядка, что и при первом повороте. Однако четвертый поворот реза на 4° уже не дал улучшения чистоты обработанной поверхности. В этом случае кривая изменения чистоты поверхности начала резко расти, выходя за пределы не только 6-го, но даже и 5-го класса чистоты.

Таким образом, проведенные исследования свидетельствуют о том, что поворот реза в процессе подналадки не вызывает ухудшения чистоты обработанной поверхности, а наоборот, улучшает



Фиг. 11. Влияние поворота реза в процессе подналадки на чистоту обработанной поверхности.

чистоту обработанной поверхности по сравнению с тем ее значением, которым характеризуется чистота обработанной поверхности при точении резцом, имеющим критическую величину площади износа по задней поверхности.

Экспериментально полученные результаты при исследовании влияния поворота реза на чистоту обработанной поверхности могут быть объяснены следующим образом.

Как уже указывалось выше, поворот реза влечет за собой увеличение заднего угла, уменьшение переднего угла и соответствующее изменение углов в плане.

Изменение переднего угла в широком диапазоне не оказывает существенного влияния на чистоту обработанной поверхности¹. Что же касается заднего угла, то он не просто увеличивается, а до не-

¹ А. И. Исаев, Процесс образования поверхностного слоя при обработке резанием, Машгиз, 1950.

которой степени «восстанавливается», так как в результате износа реза по задней поверхности задний угол с течением времени становится равным нулю. Поэтому поворот реза и вызванное им увеличение заднего угла должно привести к улучшению чистоты обработанной поверхности, так как при этом уменьшается контактная площадка между задней поверхностью реза и обработанной поверхностью.

Если же учесть, что незначительное изменение углов в плане, вызванное поворотом реза, не может привести к существенному изменению чистоты обработанной поверхности, то «восстановление» заднего угла или, иными словами, уменьшение контактной площадки на задней поверхности является основным фактором, который приводит к улучшению чистоты обработанной поверхности после поворота реза.

Влияние изменения формы контура режущей кромки реза на чистоту обработанной поверхности

Выше указывалось, что чистота обработанной поверхности зависит от формы контура режущей кромки реза.

В результате износа реза по передней и задней поверхностям форма контура режущей кромки реза, которая является следом пересечения передней и задней поверхностей, претерпевает значительные изменения.

Последовательное изменение формы контура режущей кромки реза при точении со скоростью 250 м/мин показано на фиг. 12. Изменение формы контура режущей кромки реза в процессе работы фиксировалось на проекторе при увеличении $\times 50$.

При указанной скорости резания уже по истечении 2 мин. после начала работы намечилась отклонение контура режущей кромки от первоначальной формы.

Через 10 мин. на главной режущей кромке появились две зазубрины. Участок режущей кромки, участвующий в образовании профиля, переместился в сторону вспомогательной режущей кромки.

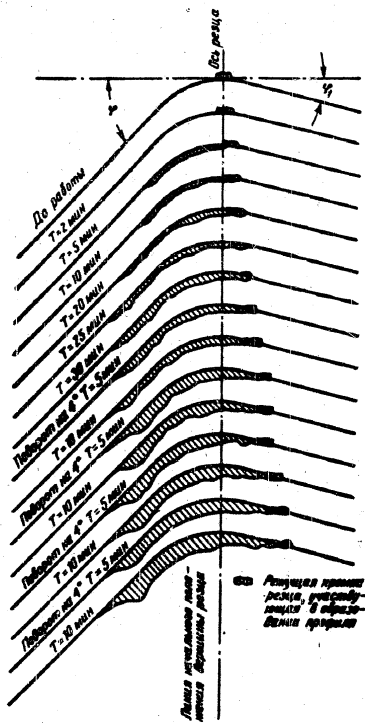
До момента появления на задней поверхности реза площадки износа, равной 0,3 мм, резец работал в течение 30 мин., после чего был повернут на 4° . Последующая работа реза в течение 15 мин. существенных отклонений в характер изменения контура режущей кромки не внесла.

После второго поворота реза на 4° форма контура режущей кромки реза продолжала изменяться. Калибрующий участок режущей кромки еще больше переместился в сторону вспомогательной режущей кромки.

Последующие два поворота реза приводили к тому, что сначала изменение формы контура происходило медленно, а затем в нарастающем темпе.

Анализ изменения формы контура режущей кромки реза в процессе его подналадки показывает, что после поворота реза существенных отклонений в протекании процесса изменения формы контура режущей кромки реза не наблюдается. Поворот реза не вле-

чет за собой его аварийного износа или чрезмерного отклонения формы контура режущей кромки от первоначальной, т. е. той, какой она была перед поворотом. Изменение формы контура режущей



Фиг. 12. Изменение контура режущей кромки реза с течением времени работы с подналадкой.

кромки протекает в нарастающем темпе — с течением времени работы реза с подналадкой форма контура режущей кромки реза все больше и больше отклоняется от первоначальной, и, наконец, наступает такой момент, когда контур режущей кромки приобретает

112

такую форму, при которой чистота обработанной поверхности реза ухудшается (см. фиг. 12).

Следовательно, с течением времени работы контур режущей кромки приобретает такую форму, при которой последующий поворот реза уже не улучшает чистоты обработанной поверхности, а это свидетельствует о том, что в этом случае основным фактором, определяющим чистоту обработанной поверхности при точении подналадочным резцом, является не величина контактной площадки между обработанной поверхностью и задней поверхностью реза, а форма контура режущей кромки реза. В этом случае глубина зазубрин на режущей кромке реза, которые в процессе резания копируются на обработанной поверхности, выходит за верхний предел поля допуска по принятому классу чистоты обработанной поверхности.

Можно считать, что поворот реза в процессе его подналадки в связи с износом по задней поверхности несколько замедляет скорость протекания процесса изменения формы контура режущей кромки реза и тем самым способствует улучшению чистоты обработанной поверхности.

Проведенные исследования влияния поворота реза в процессе его подналадки на чистоту обработанной поверхности показывают, что рассматриваемый метод подналадки вполне удовлетворяет поставленным требованиям с точки зрения получения заданной чистоты обработанной поверхности.

Влияние поворота реза на силы резания

Установив влияние поворота реза на чистоту обработанной поверхности и выяснив, что чистота обработанной поверхности при точении резцом после его подналадки отвечает заданным условиям, следует выяснить, как сказывается работа подналадочным резцом на деформации упругой технологической системы. Для этого исследовано влияние поворота реза на силы резания.

Для определения сил резания при обточке были использованы упругие механические динамометры. Перемещение упругого элемента консольной балки динамометра фиксировалось с помощью рычажного микрометра (микрокатора).

Для тарировки динамометров была использована упругая тарировочная скоба и индикатор часового типа с ценой деления 0,01 мм.

Тарировка динамометров производилась двумя методами: 1) нагружением равнодействующей всех сил резания и 2) нагружением составляющими P_z , P_y и P_x .

Во втором случае каждая составляющая силы резания тарировалась отдельно путем нагружения динамометра силой, совпадающей по направлению с составляющей силы резания.

Из сопоставления данных, полученных при тарировке динамометров по первому и второму методам, было установлено, что расхождение между ними несущественно.

Учитывая то обстоятельство, что тарировка при нагружении равнодействующей действительно только для конкретных геометриче-

8 1737

113

24

25

параметров реза и определенного режима резания и что при этом хотя бы одного параметра тарировочная кривая изменится. Подборку динамометров, при проведении всех экспериментов.

Значению сил резания при точении с подналадкой, произведенном изменением составляющих силы резания.

Столько же значение такого метода тарировки при исследовании сил резания с подналадкой говорит то, что нас интересует не резца в процессе значения сил резания, сколько их относительная величина в связи с изменением геометрических параметров реза.

На фиг. 13 подналадки и изменившимся условиями резания. Экспериментально сводный тарировочный график динамометрами резами.

200 м/мин, подаче $s=0,15$ мм, значение сил резания при точении подналадкой до 2,0 мм. В оттарированный динамометр замеры сил резания при точении велась до появления на задней поверхности реза, равной 0,3 мм, после чего снова замерялись силы резания. Показано влияние износа реза по заднему углу реза. На фиг. 14 значения при точении стали 45.

Анализ фиг. 14 показывает, что износ поверхности реза приводит к увеличению всех составляющих сил резания.

Увеличение сил резания в связи с износом реза по заднему углу реза объясняется тем, что износ реза по заднему углу приводит к увеличению контактной площадки между поверхностью реза и обработанной поверхностью, что приводит к уменьшению нормальной силы $P_{н1}$ и силы трения F_1 , действующих на заднюю поверхность реза.

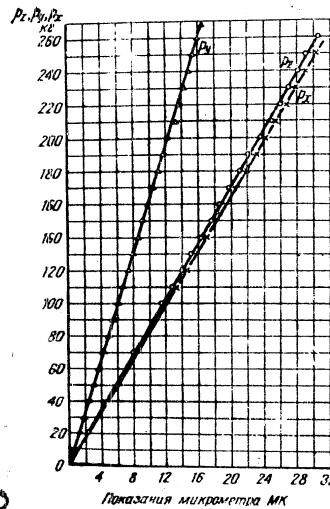
По достижении на задней поверхности реза площадки износа, равной 0,3 мм, и замера сил резания производилась подналадка реза, т. е. его поворот. Первоначально резец поворачивался на 4° и при этом замерялись силы резания, затем резец изнашивался до появления на задней поверхности площадки износа, равной 0,3 мм, замерялись силы резания, резец снова поворачивался на 4° и т. д. Суммарный угол поворота реза равнялся 12°, так как резец в процессе его работы подналаживался три раза.

На фиг. 15 показано влияние износа и поворота реза в процессе подналадки на силы резания при обработке стали 45.

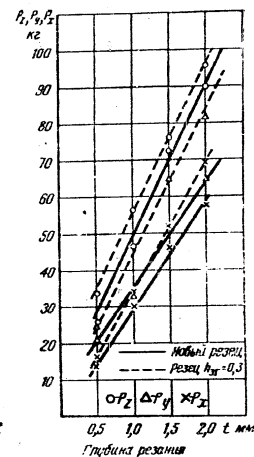
Как видно из приведенного графика, первый поворот реза на 4° привел к снижению всех составляющих сил резания до уровня, соответствующего силам резания при точении новым резцом. Последний поворот реза также вызвал уменьшение сил резания, однако уже на меньшую величину. При третьем повороте реза на 4°

значения сил резания остались приблизительно на том же уровне, которым характеризуется значение сил резания при точении резцом, имеющим после второго поворота на задней поверхности площадку износа, равную 0,3 мм.

В этом случае начинает сказываться влияние изменения переднего угла на силы резания. Следует предположить, что уменьшение сил резания путем устранения контактной площадки большой величины между задней поверхностью реза и обработанной поверхностью,



Фиг. 13. Сводный график тарировки динамометров.



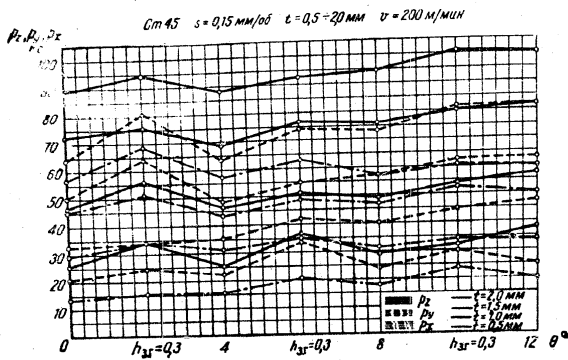
Фиг. 14. Влияние износа реза по задней поверхности на силы резания.

достигаемое поворотом реза, компенсируется увеличением сил резания в связи с уменьшением переднего угла (см. кн. Г. И. Грановского и др. «Резание металлов»).

Однако, как это видно из графика, возрастание сил резания при работе у верхней границы допустимого суммарного угла поворота реза (16°) незначительно — не превышает 10—12%.

Следовательно, поворот реза в процессе подналадки не вызывает каких-либо значительных изменений в динамике процесса резания и, следовательно, не может оказывать практического влияния на деформацию технологической упругой системы.

Г. И. Грановский, П. П. Грудов, В. А. Кривоухов, М. Н. Ларин, А. Я. Малкин. Резание металлов, Машиз, 1954.



Фиг. 15. Влияние износа реза по задней поверхности и его поворота в процессе подналадки на силы резания.

Исследование влияния поворота реза в процессе подналадки на состояние поверхностного слоя детали

Качество поверхностного слоя деталей во многом определяет эксплуатационные свойства машин. Как известно, в процессе резания поверхностный слой претерпевает весьма значительные пластические деформации. По этой причине свойства поверхностного слоя обработанной детали могут в значительной степени отличаться от свойств исходного металла.

Нами ниже будет рассмотрено влияние износа реза по задней поверхности и его поворота в процессе подналадки на микротвердость поверхностного слоя.

Экспериментами установлено, что микротвердость поверхности, обработанной резцом, имеющим по задней поверхности площадку износа определенной величины (0,3 мм), значительно возрастает по сравнению с микротвердостью поверхности, обработанной новым резцом.

Для выяснения влияния поворота реза на микротвердость обработанной поверхности проведена серия экспериментов. Эксперименты проводились по стали 30 резами, оснащенными пластинками твердого сплава Т15К6.

Заточенный и доведенный резец устанавливался в приспособление для подналадки реза, после чего производилась отточка первой заготовки. Из первой заготовки с того конца, откуда была начата обработка новым резцом, был вырезан образец для изготовления косо шлифа (образец № 1).

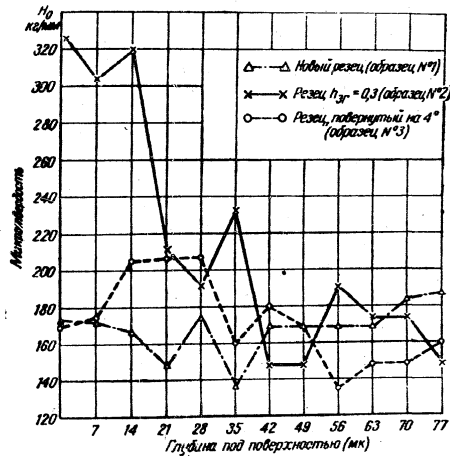
Затем точение продолжалось до тех пор, пока на задней поверхности не образовалась площадка износа, равная 0,3 мм. Из заготовки,

обработанной резцом, имеющим по задней поверхности площадку износа, равную 0,3 мм, был вырезан образец для изготовления косо шлифа (образец № 2).

После этого резец был повернут на 4°. Из заготовки, обработанной повернутым резцом, был вырезан образец для изготовления косо шлифа (образец № 3).

Полученные таким путем образцы были подготовлены затем для исследования микротвердости поверхностного слоя.

Микротвердость обработанной поверхности определялась на приборе ПМТ-3.



Фиг. 16. Влияние поворота реза на микротвердость обработанной поверхности.

Исследование микротвердости обработанной поверхности показало, что обработка новым резцом вызывает весьма незначительное увеличение микротвердости, — она остается приблизительно на уровне 175 кг/мм². Износ реза приводит к резкому увеличению микротвердости обработанной поверхности. Так, при образовании по задней поверхности площадки износа шириной 0,3 мм микротвердость обработанной поверхности возрастает до 320 кг/мм². В этом случае главной причиной, вызывающей увеличение микротвердости обработанной поверхности, является износ по задней поверхности, так как все другие параметры остаются без изменения.

Поворот реза в процессе подналадки приводит к существенному изменению микротвердости обработанной поверхности. В результате

поворота резца на 4° микротвердость обработанной поверхности снизилась до значения, соответствующего микротвердости при точении новым резцом (170 кг/мм^2).

На фиг. 16 показано изменение микротвердости обработанной поверхности по глубине при точении острым, изношенным и подналадочным резцом.

Таким образом, проведенные исследования показывают, что поворот резца в процессе подналадки приводит к снижению микротвердости обработанной поверхности по сравнению с тем ее значением, которое имеет место при точении затупившимся резцом.

Все вопросы, затронутые при исследовании размерной подналадки резцов при наружной обточке, были подвергнуты исследованию при изучении размерной подналадки расточных резцов, для чего было сконструировано и изготовлено приспособление для подналадки расточного резца в процессе работы.

Все выводы, относящиеся к подналадке резцов при обточке, остаются действительными и для случая подналадки расточных резцов.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

1. Выполненная работа дает основание полагать, что исследовательский метод подналадки может быть использован при проектировании и изготовлении устройств для подналадки инструмента на станках токарной группы и особенно на станках, предназначенных для обработки крупногабаритных деталей.

2. Дальнейшие исследования в этом направлении следует вести по пути автоматизации данного метода подналадки, для чего необходима разработка измерительного устройства, позволяющего осуществлять контроль размера детали в процессе обработки и поворот приспособления с резцом по исследованной схеме.

ЛИТЕРАТУРА

1. Каширин А. И., Грихно Г. П., Бобрин П. И., Заборов Д. Ф., Исследование механизма для подналадки резца при наружной обточке, Оборонгиз, 1954.
2. Исаев А. И., Процесс образования поверхностного слоя при обработке резанием, Машгиз, 1950.
3. Грановский Г. И., Грудов П. П., Кривоухов В. А., Ларин М. Н., Малкин А. Я., Резание металлов, Машгиз, 1954.

Докт. техн. наук проф. А. И. ИСАЕВ.
канд. техн. наук А. М. ЕГОРОВ

ИССЛЕДОВАНИЕ ВИБРОУСТОЙЧИВОСТИ УПРУГОЙ СИСТЕМЫ ПРИ ТОКАРНОЙ ОБРАБОТКЕ

ВВЕДЕНИЕ

Процесс резания резцами с малыми углами в плане часто протекает весьма неустойчиво вследствие возникновения значительных радиальных сил резания, а следовательно, и взаимных отжатий элементов в упругой системе стаяк—деталь—инструмент.

Возникающие при этом вибрации¹ ограничивают повышение производительности труда при механической обработке, снижают точность обработки, качество обрабатываемой поверхности, стойкость режущего инструмента, долговечность металлорежущих станков и т. п.

Поэтому успешное применение высокопроизводительных методов работы инструментами с малыми углами в плане и широкими резцами связано с разрешением вопроса о средствах борьбы с вибрациями.

Исходя из сказанного авторы в своих исследованиях задалась целью экспериментально изучить вопросы, связанные с жесткостью и взаимными перемещениями узловых звеньев упругой системы токарного станка при различных условиях его нагружения, и с помощью осциллографической аппаратуры изучить условия, необходимые для создания устойчивого, безвибрационного процесса резания.

I. ДЕФОРМАЦИИ УПРУГОЙ СИСТЕМЫ

Для оценки способности станка сопротивляться появлению упругих отжатий под нагрузкой была поставлена серия опытов, имевших целью выявить влияние направления действия результирующей силы резания на величину и направление упругих деформаций основных узлов токарного станка.

В процессе токарной обработки суппортная часть станка через резец полностью воспринимает всю силу резания, в то время как шпиндельный узел и задняя бабка станка делят эту нагрузку между собой.

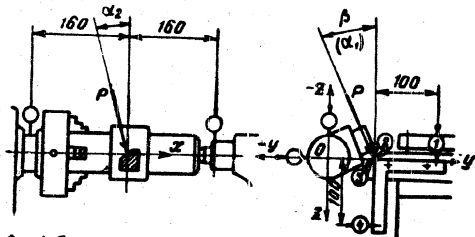
¹ В дальнейшем для краткости изложения под вибрациями будет подразумеваться основной вид колебаний, возникающих при точении в системе станок—деталь—инструмент, а именно, автоколебания.

Кроме того, суппорт токарного станка имеет большое количество подвижных и неподвижных стыковых соединений, поэтому чаще всего суппорт станка имеет наименьшую жесткость.

Как известно, зависимость суммарной жесткости токарного станка от жесткости его узлов выражается уравнением

$$\frac{1}{j_c} = \frac{1}{j_{сум}} + \frac{1}{4} \left(\frac{1}{j_{з.б.}} + \frac{1}{j_{п.б.}} \right) \quad [кг/мм],$$

где j_c — жесткость станка;
 $j_{сум}$ — жесткость суппорта;
 $j_{з.б.}$ — жесткость задней бабки;
 $j_{п.б.}$ — жесткость передней бабки.



Фиг. 1. Схема нагружения и отсчета при испытании станка на жесткость.

Из этого уравнения следует, что на величину жесткости станка в целом наибольшее влияние оказывает жесткость суппорта и в меньшей степени — жесткость передней и задней бабок.

Исходя из изложенного, при рассмотрении жесткости узлов токарного станка большее внимание было уделено упругим деформациям суппорта.

Общая схема нагружения и регистрации соответствующих деформаций упругой системы представлена на фиг. 1, из которой видно, что нагружение системы производилось силой P с помощью динамометрического приспособления¹, установленного на токарном станке.

Регистрация перемещений велась в плоскости поперечных отжигий упругой системы — ZOY , причем в процессе нагружения системы при изменении отношений $\frac{P_y}{P_x}$ за счет угла нагружения — β одновременно учитывалось и действие силы — $P_y = 0,3 P_x$ (за счет угла α_2), принятый постоянной для всех опытов.

Введение силы P_y при рассмотрении деформаций в плоскости ZOY было необходимым, поскольку, как показали исследования, она может влиять на общую характеристику жесткости системы.

¹ Конструкция канд. техн. наук А. Воронина.

В суппорт, на место реза, закреплялась его модель с вылетом 40 мм, имеющая наклонную площадку с заранее заданными углами наклона в плоскостях ZOY и ZOX , в соответствии с углами нагружения упругой системы.

Если нормально к этой площадке приложить силу P , являющуюся равнодействующей трех составляющих P_z , P_y и P_x , то последние определяются по формулам

$$P_z = \frac{P}{\sqrt{1 + \text{tg}^2 \alpha_1 + \text{tg}^2 \alpha_2}}; \quad P_y = \frac{P \text{tg} \alpha_1}{\sqrt{1 + \text{tg}^2 \alpha_1 + \text{tg}^2 \alpha_2}};$$

$$P_x = \frac{P \text{tg} \alpha_2}{\sqrt{1 + \text{tg}^2 \alpha_1 + \text{tg}^2 \alpha_2}}.$$

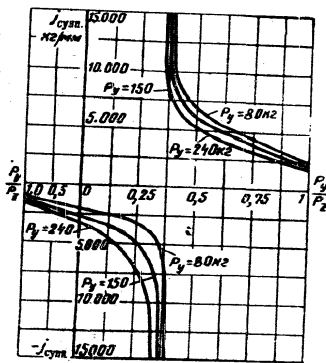
Величина равнодействующей силы P регистрировалась плоским пружинным динамометром, установленным между моделью реза и нагруженным болтом приспособления.

При определении перемещений в плоскости ZOY за положительное направление было принято перемещение по оси Z — вниз, а по оси Y — на рабочее.

Пересчет равнодействующей силы — P , замеренной динамометром, на радиальную силу — P_y и тангенциальную силу P_x , для определения жесткости системы в зависимости от значения $\lambda = \frac{P_y}{P_x}$ производился по приведенным выше формулам.

Исследования проводились на трех типах токарно-винторезных станков: А, Б, В (см. приложение), причем было установлено, что принципиально для этих станков характер зависимости жесткости суппорта от отношения $\frac{P_y}{P_x}$ не изменялся, поэтому рассмотрим представленный на фиг. 2 график, выполненный для станка В, который дает возможность сделать следующие выводы:

1. Существуют такие соотношения между составляющими силы резания, которым в процессе нагружения упругой системы соответствуют ее наименьшие деформации в радиальном направлении. Равнодействующая силы резания в этом случае нагружает упругую систему в направлении ее наивысшей устойчивости.



Фиг. 2. Зависимость жесткости суппорта от отношения $\lambda = \frac{P_y}{P_x}$.

2. Нагружение упругой системы вдоль оси наивысшей устойчивости (для нашего случая в плоскости ZOY — $\beta_0 = 15^\circ$, а в плоскости ZOX — $\alpha_0 = 16^\circ 30'$) соответствует ее наивысшей жесткости в направлении оси — Y и является зоной разрыва непрерывности при переходе от «отрицательных» значений жесткости суппорта (в нашем случае при $\beta < 15^\circ$) к положительным (при $\beta > 15^\circ$) ее значениям в зависимости от отношения составляющих сил резания, особенно от λ , изменяющей картину нагружения системы в поперечной плоскости ZOY.

3. По мере уменьшения значения λ увеличивается жесткость системы и при достижении оптимального угла нагружения (для нашего случая $\beta_0 = 15^\circ$ или $\lambda_0 = 0,268$) жесткость системы имеет наивысшее значение. Дальнейшее уменьшение λ приводит к разрыву непрерывности зависимости жесткости суппорта от отношения λ . Система суппорта изменяет знак перемещений, придавая жесткости «отрицательные» значения.

4. Направление оси наивысшей устойчивости системы зависит от соотношения между составляющими силы резания и общего состояния упругой системы.

5. Если воспользоваться подобными свойствами упругой системы и нагружать ее вдоль оси наивысшей устойчивости, то ее упругие деформации под нагрузкой не будут иметь характер опасный с точки зрения возникновения вибраций.

Шпиндель и задняя бабка станка в процессе статического нагружения системы, при уменьшении отношения $\frac{P_y}{P_x}$, также увеличивают свою жесткость, хотя и в несколько меньшей степени, и, поскольку их работа в значительной мере зависит от динамики процесса резания, их виброустойчивость будет рассмотрена при осциллографических исследованиях.

II. БОРЬБА С НИЗКОЧАСТОТНЫМИ ВИБРАЦИЯМИ ПУТЕМ ИЗМЕНЕНИЯ НАПРАВЛЕНИЯ ВЕКТОРА РАВНОДЕЙСТВУЮЩЕЙ СИЛЫ РЕЗАНИЯ ОТНОСИТЕЛЬНО СТАНИНЫ СТАНКА

A. Условия, необходимые для получения устойчивого нагружения упругой системы станок—деталь—инструмент, при различных отношениях составляющих сил резания

Как показали статические исследования, жесткость упругой системы весьма сильно зависит от направления равнодействующей силы при нагружении основных узлов токарного станка.

Отсюда следует, что изменение направления результирующей силы резания относительно станины станка, особенно в поперечной плоскости ZOY, приведет, по мере увеличения отношения $\frac{P_y}{P_x}$, к различным условиям нагружения упругой системы, росту радиальных отжатий в замыкающем звене системы (резец—деталь), а следовательно, к возбуждению и интенсификации процесса вибраций.

В то же время для каждого станка существуют такие оптимальные отношения между составляющими силы резания, при которых виброустойчивость системы становится наивысшей. Отсюда следует вывод, что если воспользоваться этим положением и изменить тем или иным способом схему нагружения упругой системы, направив результирующую силу резания в направлении оси, соответствующей наивысшей устойчивости системы, то можно будет получить условия, обеспечивающие создание спокойного, виброустойчивого процесса резания.

Изменение схемы нагружения упругой системы составляющими силы резания относительно станины станка можно осуществить:

а) за счет изменения геометрии режущего инструмента,

б) за счет поворота резца (при сохранении рабочих углов резания) относительно оси центров станка и оси OY.

Первый путь наиболее прост, но он не может позволить производить устойчивого нагружения системы при больших отношениях $\frac{P_y}{P_x}$, поскольку для токарных станков оптимальный угол нагружения — β_0 сравнительно мал и соответствует обычно отношению $\frac{P_y}{P_x} = 0,25 \div 0,4$.

Однако промышленность часто интересуют высокопроизводительные методы механической обработки при использовании резцов с малыми углами в плане — φ , которые в процессе резания создают значительные отношения $\frac{P_y}{P_x} = 0,8 \div 1$, а это соответствует углу нагружения системы в плоскости ZOY, доходящему до $\beta = 45^\circ$.

Поэтому для создания устойчивых условий работы изменение схемы нагружения упругой системы в этих случаях необходимо осуществлять поворотом резца относительно оси центров станка и оси OY.

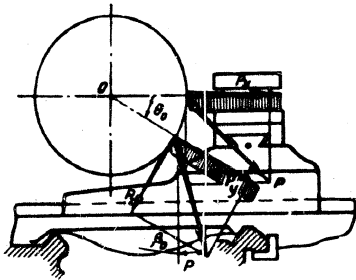
Рассмотрим схему нагружения упругой системы в плоскости ZOY, приведенную на фиг. 3, отношением $\frac{P_y}{P_x} = 1$, имея в виду

то обстоятельство, что нагружение системы производится равнодействующей силой P, а угол β_0 соответствует наивысшей ее виброустойчивости в плоскости ZOY.

При обычной установке резца в резцедержателе суппорта при $\lambda = 1$ создаются значительные радиальные отжатия системы в основном за счет подвижных и неподвижных стыковых соединений, а следовательно, и условия, способствующие возбуждению вибраций. Чтобы изменить эти неблагоприятные условия нагружения суппорта, необходимо направить результирующую силу резания вдоль оси наивысшей устойчивости системы.

Эта ось, как показали статические исследования, проходит в плоскости ZOY под углом — β_0 , а следовательно, для того чтобы получить наилучшие условия устойчивости, необходимо изменить характер нагружения упругой системы, а следовательно, и условия вос-

принятия этого нагружения системой, для чего следует повернуть резец относительно оси центров станка и оси OY на угол $-\theta_0$.



Фиг. 3. Схема нагружения суппорта при различных углах θ_0 .

Из схемы нагружения упругой системы (см. фиг. 3) можно получить аналитическое выражение, соответствующее наивысшей ее устойчивости для различных отношений $\frac{P_y}{P_x}$, а именно:

$$\theta_0 = \arctg \frac{P_y}{P_x} - \beta_0 = \arctg \lambda - \beta_0.$$

Б. Исследование условий получения устойчивого, безвибрационного процесса резания при работе с различными

$$\text{отношениями } \frac{P_y}{P_x}$$

1. Аппаратура для регистрации перемещений в процессе вибраций

В качестве измерительных средств, фиксирующих быстро протекающие процессы, использовалась электронизмерительная аппаратура, которая будучи практически безынерционной, благодаря высокой чувствительности, точности и стабильности показаний позволила производить регистрацию исследуемых перемещений с хорошей степенью точности.

Примененная аппаратура давала возможность судить о характере совместных перемещений различных звеньев упругой системы; выявить истинную величину амплитуд взаимных колебаний, не исключая и весьма интенсивных вибраций, когда резец периодически теряет контакт с обрабатываемой заготовкой; четко регистрировать частоту колебаний при различных условиях нагружения упругой системы, а следовательно, и судить о характере устойчивости процесса резания.

Электронизмерительная аппаратура состояла из:

- приемного и преобразующего устройства (датчика);
- регистрирующего устройства (осциллографа МПО-2);
- соединительных экранированных проводов.

Высокая чувствительность применяемых датчиков и вибраторов осциллографа позволили вести измерение перемещений без применения аппаратуры, усиливающей электрический импульс от датчика, и избежать при этом ошибок, имеющих место при работе с усилителем. Электрическая схема измерений намного упростилась.

а) Датчики

Применявшиеся при исследованиях электродинамические датчики сейсмического типа характерны тем, что первоначальное перемещение вызывает в них ЭДС, величина которой соответствует скорости этого перемещения.

Датчики прочно закреплялись на объекте, перемещения которого требовалось измерить, и таким образом, совершали те же движения, что и колеблющийся объект.

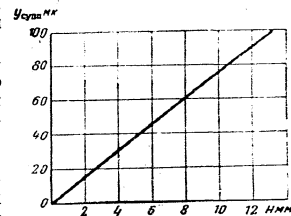
Чувствительный элемент датчика укреплялся на специальных подвесках, обеспечивающих его прямолинейное перемещение в воздушном зазоре в направлении измеряемых перемещений.

При достаточно большой массе и малой жесткости пружин собственной частота чувствительного элемента для различных датчиков колебалась в пределах $\nu = 8-10$ гц. При наименьшей измеряемой частоте вибраций f , равной 50 гц, отношение $\frac{f}{\nu} > 4$, поэтому можно считать, что масса чувствительного элемента оставалась неподвижной относительно земли и при этом каркас с катушкой датчика точно воспроизводил измеряемое перемещение.

Тарирование электродинамических датчиков было осуществлено на заводе «Энергоприбор» на специальном вибростенде.

На фиг. 4 приведен тарировочный график зависимости отклонения зайчика вибратора от механических перемещений, зафиксированной на фотопленке при четырехкратном увеличении в определенных условиях работы.

Поскольку изготовленные датчики и вибраторы осциллографа с соединительными проводами имели различную чувствительность и сопротивления, то при тарировании датчиков были введены коэффициенты, связывающие величины механических колебаний и записанных на фотопленке соответствующих им перемещений, при различных сочетаниях датчиков и вибраторов осциллографа, которые указаны в табл. 1.



Фиг. 4. Тарировочный график. Электродинамический датчик Д₁, $f = 80$ гц.

Таблица 1

№ по пор.	№ датчика	Измеряемое направление перемещений	№ вибратора	Чувствительность вибратора в м.м./ма	Общий коэффициент чувствительности К
1	D ₁	Y _{супп}	26421	14,37	600
2	D ₂	X _{супп}	10671	12,5	520
3	D ₃	Z _{супп}	10622	11,8	732
4	D ₄	Z _{пни}	29559	2,7	1980
5	D ₅	Y _{пни}	29363	1,2	792

Все осциллограммы, записанные на фотоленте, при обработке результатов для получения большей точности измерения подвергались четырехкратному увеличению.

б) Частота измеряемых колебаний

Частота колебаний в герцах определялась сопоставлением записанных на пленке колебаний с отметкой времени, которая наносилась на край осциллограммы независимым шлейфом, представляющим собой микрофонный зуммер, подвижная часть которого (с зеркальцем) совершает 500 колебаний в секунду.

В процессе исследований частота изменения колеблющегося объекта f всегда была ниже собственной частоты шлейфа — p , при этом соблюдалось условие $0 < \frac{f}{p} < 0,7$.

в) Регистрация взаимных перемещений упругой системы в процессе вибраций

Все осциллограммы были записаны с помощью регистрирующего на фотопленку устройства — магнитоэлектрического переносного восьмишлейфного универсального осциллографа типа МПО-2 и вибраторов типа АОВ-2.

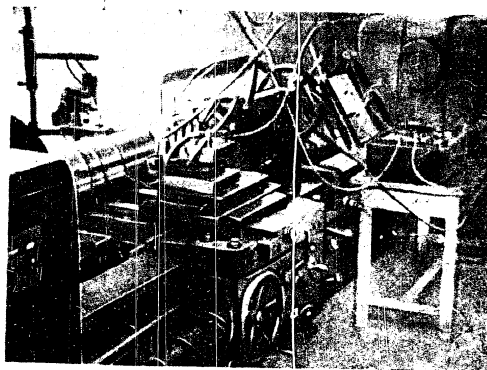
В процессе исследований для регистрации перемещений реза датчики крепились с помощью специального основания в суппорте станка (фиг. 5), а при работе с установочно-поворотным приспособлением они крепились через основание непосредственно к его резцедержателю.

На каждом применявшемся резе сверху была нанесена установочная риска на расстоянии 15 мм от вершины реза в поперечном направлении к оси стержня реза. Эта риска служила для идентичной установки основания с датчиками относительно вершины реза, перед закреплением реза и основания в резцедержателе производилось тщательное совмещение вертикальной площадки основания, обращенной к детали с установочной риской, нанесенной на резце.

Для определения колебаний опор, несущих заготовку, производилась запись колебаний пинноли задней бабки токарного станка, как

более податливого звена упругой системы по сравнению с передней бабкой.

При вылете пинноли задней бабки, равном 200 мм, на нее было установлено и закреплено специальное кольцо, к которому в двух направлениях по осям Z и Y жестко крепились датчики, регистрирующие перемещения конца пинноли задней бабки станка по этим осям координат.



Фиг. 5. Общий вид установки для исследования вибраций.

Для быстрой ориентации при расшифровке осциллограмм взаимные колебания упругой системы записывались на ней в строго определенном порядке.

2. Описание работы установочно-поворотного приспособления

Получение различных вариантов схем нагружения упругой системы осуществлялось посредством поворота реза относительно осей центров станка в плоскости ZOY, причем в процессе этого поворота реза должны были полностью сохраняться геометрические параметры рабочих углов режущего инструмента.

Установочно-поворотное приспособление (фиг. 6) состояло из установочно-направляющей части 1, к которой приваривалась Г-образная державка 2 для крепления всего приспособления в резцедержателе суппорта токарного станка.

По наружным дугообразным направляющим детали 1 могла перемещаться поворотная часть приспособления 3 и с помощью четырех болтов (головки которых находятся в двух дугообразных прорезях) жестко закрепляться на ней в желаемом положении, которое опре-

с одинаковым моментом заземления. Всего применялось четыре вида резцов: ВРт, Рт12, Рт30 и Рт45. Основная геометрия режущей части резца ВРт была следующей:

Главный угол в плане	$\varphi = 5^\circ$
Вспомогательный угол в плане	$\varphi_1 = 5^\circ$
Передний угол	$\gamma = 0^\circ$
Задний угол	$\lambda = 12^\circ$
Угол наклона главной режущей кромки	$\lambda_p = 0^\circ$
Радиус закругления вершины	$r = 0,5 \text{ мм}$

Остальные резцы отличались от резца ВРт только значением главного угла в плане φ .

Резцы, рассмотренные выше, при работе в трехкомпонентном динамометре дали следующие значения отношения $\lambda_{cp} = \frac{P_y}{P_z}$ (табл. 2):

Таблица 2

№ по пор.	Вид резца	Главный угол в плане φ	Среднее значение	
			λ_{cp}	$\frac{P_y}{P_z}$
1	ВРт	5°	1	
2	Рт12	12°	0,8	
3	Рт30	30°	0,56	
4	Рт45	45°	0,35	

Все резцы после соответствующей заточки на заточном станке доводились по режущим поверхностям на доводочном станке чугунным дисковым притиром с пастой из карбида бора зернистостью 180—240.

Контроль размеров и формы резцов по режущим поверхностям осуществлялся относительно базовых поверхностей стержня резца с помощью оптического угломера. Наибольший допустимый износ резцов по задней поверхности не превышал $h_z = 0,3 \text{ мм}$.

Режимы резания не изменялись в течение всех опытов и были подобраны в соответствии с требованиями исследований: скорость резания $v = 150 \text{ м/мин}$ обеспечивалась постоянной благодаря бесступенчатому регулированию числа оборотов шпинделя станка: подача $s = 0,21 \text{ мм/об}$.

Интенсификация процесса вибрации осуществлялась путем изменения ширины среза.

Определение ширины b и толщины a среза производили исходя из наилучших условий с точки зрения возникновения вибраций, которые возможно было создать на станке в соответствии с геометрией режущего инструмента. Отношение $\frac{b}{a}$, являющееся основной характеристикой гибростойкости режима резания, в несколько

18

сот раз превышало обычно применяющиеся отношения при получении точности, что создавало весьма тяжелые условия протекания процесса резания.

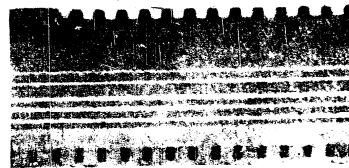
4. Частота свободных затухающих колебаний различных звеньев упругой системы

Определение частоты свободных колебаний звеньев упругой системы требовалось для анализа влияния источников колебаний на частоту вибраций и, кроме того, давало возможность судить о жесткости отдельных звеньев системы.

Перед началом исследований с помощью электродинамических датчиков сейсмического типа и осциллографа была записана частота свободных колебаний звеньев упругой системы на фотопленку после вывода каждого из этих звеньев поочередно из состояния равновесия резким ударом в направлении оси Y . Частота свободных затухающих колебаний упругого звена системы заготовка—опора составляла $f_n = 69,5—70,2 \text{ гц}$; пиноли задней бабки — $f_n = 82—85 \text{ гц}$; резцедержателя на суппорте — $f_{cm} = 200—212 \text{ гц}$.

5. Характер колебаний резцедержателя с суппортом и пиноли задней бабки при включенных шпинделе и продольном самоходе станка, но без осуществления процесса резания

Для выявления картины воздействия на суппорт и пиноль задней бабки станка колебаний, исходящих как от привода шпинделя, так и от привода рабочей продольной подачи, но без осуществления процесса резания были записаны осциллограммы (фиг. 7).

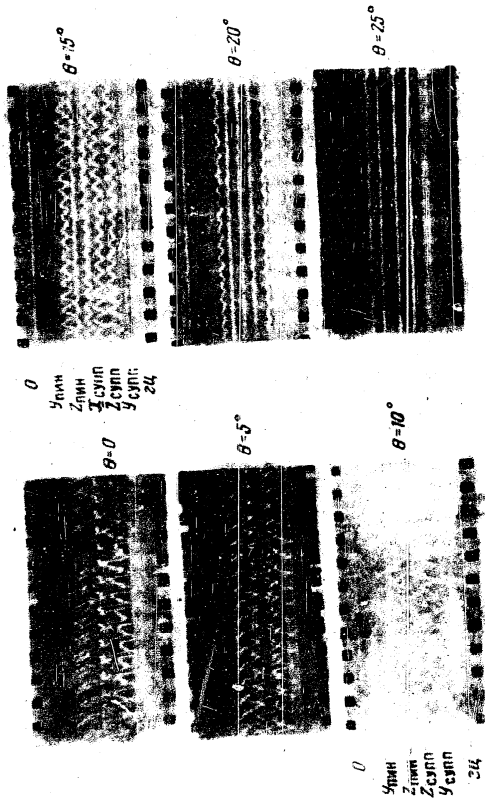


Фиг. 7. Осциллограмма вибрации суппорта при отсутствии процесса резания.

Оказалось, что при отсутствии процесса резания суппорт и пиноль задней бабки при включенных шпинделе и продольной подаче совершают некоторые довольно неустойчивые колебания, причем зарегистрированные на отдельных участках колебания суппорта имеют частоту в вертикальном направлении $f_{cmz} = 357—370 \text{ гц}$, а частота горизонтальных колебаний несколько ниже и составляет $f_{cmx} = 314—342 \text{ гц}$. Пиноль станка колеблется (на отдельных участках)

2

19

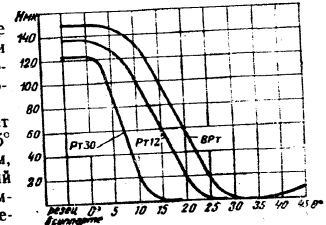


Фиг. 8. Осциллограммы вибраций суппорта при различных углах поворота θ .

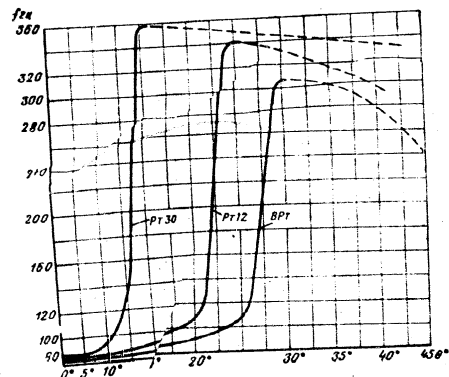
79 до 91 гц. Характерно отметить, что частота собственных колебаний заготовки на опорах в направлении оси Y составляет 69,5—70,2 гц, а частота свободных колебаний пиноли задней бабки равна 82—85 гц.

Следовательно, в этой зоне частота вибраций при резании определяется в основном частотой свободных колебаний заготовки на опорах.

Вторая стадия соответствует зоне поворота реза от $\theta = 15^\circ$ до $\theta = 30^\circ$. Она характерна тем, что здесь наблюдается резкий скачок изменения частот взаимных колебаний упругой системы, одновременно с этим происходит и резкое падение интенсивности взаимных колебаний. Высота волны на поверхности резания падает до нуля. Эти два обстоятельства свидетельствуют о начале резкого увеличения динамической устойчивости упругой системы в целом.



Фиг. 9. Влияние условий нагружения системы станок—инструмент—деталь на амплитуду колебаний.



Фиг. 10. Влияние условий нагружения системы станок—инструмент—деталь на частоту колебаний.

Третья стадия соответствует зоне поворота реза от $\theta = 30^\circ$ до $\theta = 35^\circ$. Она характеризуется тем, что обеспечивает получение устойчивого, безвибрационного процесса резания. Частота взаимных колебаний

94

на задачу наших исследований.

исследования были прекращены, поскольку это выходило за пределы исследования процесса инверсии, в связи с чем осциллографические сигналы инверсии угла поворота реза приводят к инверсии угла поворота реза на детали.

Дальнейшее увеличение угла поворота реза приводит к инверсии угла поворота реза на детали.

Приходит к «затронутому» реза на детали.

а жесткость последнего принимает «отрицательные» значения, что приводит к частоте свободных колебаний резецержающей с суппортом.

Поэтому следует считать, что в этой зоне частота зигзагов за- том составляет 200—212 гц.

метит, что частота свободных колебаний резецержающей с суппор- том составляет 200 до 210 гц. Характерно от- ки совпадают и лежат в пределах от 200 до 210 гц. Характерно от- верхности резания. Частоты колебаний как реза, так и задней баб- следствие — появление и нарастание волны колебаний на по- ходит снижение частот взаимных колебаний угловой системы и как

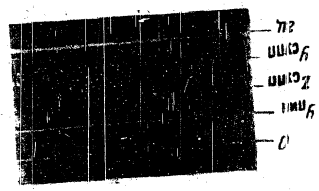
Фиг. 11. Форма стружки при «затронутом» реза в сторону оси центро.



паления динамической устойчивости угловой системы. Здесь пропе- поворота реза от $\theta = 40^\circ$ до $\theta = 45^\circ$. Эта стадия характерна началом «первая стадия» соответствует дальнейшему увеличению угла инверсии резания отсутствует.

Естественно, что в этих условиях резания высота волны колеба- ний на поверхности устойчивого процесса резания, полностью обеспечивается подогретыми условиями резания, полностью на осциллограммах, и, как это было показано выше, полностью в виде незаметных возникающих, то вновь пропадают участков ганий угловой системы вообще плохо улавливаются, появиться то

Фиг. 12. Осциллограмма соответствующая процессу «затрону- тая» реза.



Подобные стадии и сния характера работы угловой системы в процессе поворота режущего инструмента относительно оси цен- тральной станции и осей ОУ в равной степени относятся и к остальным резам (Р112, Р130 и Р145), только зоны эти уменьшаются по мере увеличения λ за счет главного угла в плане.

При нарушении условий процесса резания, лежащих в области (до $\theta = 45^\circ$), состояние угловой системы в зоне, соответствующей $\theta = 40^\circ$, преисполняется по отношению к зонам поворота реза, лежащих в области $\theta = 45^\circ$. Так, не говоря уже о более высокой частоте взаимных ко- лебаний системы и значительной меньшей их интенсивности, необ- ходимо особо отметить весьма благоприятное и устойчивое поведе- ние в процессе колебаний опор, несущих заточку.

Из осциллограммы также видно, что, несмотря на такой бурный колебательный процесс суппорта в направлении оси — Y , опоры, несущие заготовку в том же направлении — Y , ведут себя весьма устойчиво, не поддаваясь влиянию колебаний, происходящих в зоне резания.

Проведенные исследования показали, что предложенный метод борьбы с вибрациями весьма благоприятно нагружает силами резания как суппорт станка, так и его опоры, несущие заготовку, что в комплексе и создает получение в неблагоприятных условиях (при больших λ) устойчивого процесса рабочего движения резания.

Необходимо отметить, что аналогичные динамические исследования были проведены на трех видах токарно-винторезных станков А, Б и В, отличающихся по своим габаритам и жесткости.

На этих станках обрабатывались заготовки различных размеров, относящиеся между собой по весу, как 1 : 2, 6 : 12, имеющие различную жесткость и разные механические свойства.

Режимы резания применялись самые различные как по скорости резания, лежащей в диапазоне от 36 до 314 м/мин, так и по продольной подаче $s=0,21$ до 6 мм/об.

Ширина среза колебалась в пределах от 4 до 16 мм.

Основная характеристика режима резания на виброустойчивость — отношение ширины среза к его толщине — изменялась в очень широких пределах от $\frac{b}{a}=7,5$ до $\frac{b}{a}=888$.

Режущий инструмент, применявшийся при исследованиях, был оснащен как пластинками Р18, так и пластинками Т15К6 с различной геометрией режущей части, начиная от широких резцов с $\varphi=0^\circ$ и шириной 16 мм до обычных проходных резцов с $\varphi=45^\circ$.

Кроме того, применялось два вида установочно-поворотных приспособлений в зависимости от высоты центров станка и диаметра обрабатываемой детали. Первое установочно-поворотное приспособление позволяло обрабатывать детали с наружным диаметром до 150 мм, второе — с наружным диаметром до 300 мм.

Несмотря на указанные различия в условиях проведения экспериментальных исследований, результаты их были аналогичны исследованиям, рассмотренным выше.

На основе изложенного можно сделать следующие основные выводы.

а) О характере взаимных колебаний системы станок — деталь — инструмент

1. В процессе механической обработки на исправных станках при отсутствии внешних периодических сил рабочее движение резания не является вполне устойчивым. В зависимости от состояния системы и характера обработки на него накладываются результаты взаимных колебаний замыкающего звена упругой системы резец — деталь, которые могут быть либо практически незаметными либо в зависимости от условий резания иметь весьма интенсивный характер, лимитирующий повышение производительности механической

обработки, ухудшающий чистоту и точность обрабатываемой детали, снижающий стойкость инструмента, время службы станка и т. д.

2. При низкочастотных вибрациях (обычно не более 500 гц) во взаимных колебаниях в основном принимают участие два упругих звена системы: деталь на опорах и резец с суппортом.

Частота автоколебаний в этом случае близка к частоте свободных затухающих колебаний детали на опорах и зависит от жесткости и масс упругих звеньев колеблющейся системы.

3. Взаимные колебания резца и опор, несущих заготовку, в поперечных к оси станка направлениях (Z и Y) значительно преобладают над перемещениями в продольном направлении (по оси X), причем перемещения эти взаимосвязаны и в значительной мере определяются характеристикой жесткости звеньев упругой системы и характером их нагружения составляющими силами резания.

4. Направление и характер перемещений резца и опор, несущих заготовку, зависит от угла нагружения упругой системы.

б) О схеме нагружения упругой системы

1. Жесткость составляющих звеньев упругой системы, а следовательно, и степень упругих отжатий в замыкающем звене резец — деталь, характеризующая интенсивность возникающих вибраций, в значительной мере зависит от схемы нагружения упругой системы составляющими силами резания.

2. По мере увеличения значения λ жесткость упругой системы падает, что приводит к интенсификации процесса вибраций, причем существуют такие значения λ_0 (лежащие в сравнительно узких пределах от $\lambda_0=0,25$ до $\lambda_0=0,4$), которым практически соответствует бесконечно большая жесткость суппорта.

Это оптимальное значение λ_0 является зоной разрыва непрерывности зависимости жесткости суппорта от λ , при уменьшении которого направление отжатий изменяет знак своих перемещений, получая значения «отрицательной» жесткости.

3. Используя это свойство упругой системы, можно управлять ее нагружением так, что даже при весьма больших значениях λ возможно получить благоприятные условия ее нагружения, которые будут соответствовать ее наивысшей виброустойчивости.

4. Осуществляя изменение схемы нагружения упругой системы поворотом резца в плоскости ZOY на оптимальный угол θ_0 относительно оси центров станка, можно создать условия, которые заставят звенья упругой системы работать в направлении ее наивысшей динамической устойчивости.

в) Об устойчивости рабочего движения резания

1. Как это показали осциллографические исследования, рабочее движение резания, несмотря на внешне спокойное протекание процесса стружкообразования, не является вполне устойчивым. Абсолютно «спокойного» резания, видимо, не существует.

2. Возникновение вибраций при резании металлов обычно носит характер самовозбуждающихся автоколебаний, обусловленных физическими явлениями, протекающими в процессе резания. Эти автоколебания в значительной степени дополнительно усиливаются в первую очередь вследствие периодического изменения сечения среза, а следовательно, и сил резания.

3. В процессе работы в колебания вступают вначале упругие звенья системы, обладающие меньшими массами и жесткостью. При слабых вибрациях можно вести борьбу с ними путем ужесточения стыковых зазоров в упругой системе.

При интенсификации процесса вибраций, когда в колебания вступают уже более массивные звенья упругой системы, а режущий инструмент начинает периодически терять контакт с обрабатываемой деталью, необходимо переходить к изменению схемы нагружения упругой системы, к созданию условий восприятия этого нагружения упругой системой в направлении ее наивысшей динамической устойчивости.

4. Направление наивысшей динамической устойчивости упругой системы зависит от ее жесткости по осям Z , Y и X , поэтому какому отношению составляющих сил резания соответствует определенный оптимальный угол нагружения резца относительно оси Z , каковы соотношения составляющих сил резания, который при любых поворотах режущего инструмента относительно оси центров станка и оси OY на некоторый угол θ_0 .

5. Используя свойства упругой системы изменять свою жесткость и направление результирующих перемещений при различных условиях ее нагружения, можно путем поворота резца относительно оси центров станка в плоскости ZOY существенным образом изменить характер восприятия этого нагружения упругими звеньями системы, что приводит одновременно к изменению частоты и амплитуды взаимных колебаний.

Осциллографические исследования показали, что по мере увеличения угла поворота резца до оптимальных значений наблюдается увеличение частоты с одновременным падением амплитуд колебаний, что говорит о значительно возрастающей устойчивости рабочего движения резания. Дальнейшее увеличение угла поворота резца, превышающее оптимальное значение, направляет вектор равнодействующей силы резания таким образом, что способствует «затягиванию» резца с суппортом в сторону оси центров станка.

В этих случаях упругая система работает в условиях «отрицательной» жесткости суппорта, частота колебаний начинает постепенно уменьшаться, а амплитуда увеличивается, что говорит о падении устойчивости рабочего движения резания.

6. Динамические исследования, проведенные в различных сочетаниях применяемого оборудования, масс обрабатываемых заготовок, режущего инструмента и режимов резания, показали, что рационального направления результирующей силы резания относительно станины станка можно, изменив характер нагружения упругой системы, создать условия, необходимые для получения

этого процесса резания при всех практически встречающихся отношениях $\frac{P_y}{P_x}$.

7. Наиболее слабым звеном упругой системы является суппорт токарного станка, обладающий наибольшим количеством подвижных и неподвижных стыковых соединений и всегда полностью принимающий нагрузку в процессе резания, которая, воздействуя на замыкающее звено упругой системы резец—деталь, создает те или иные отжатия, копирующиеся на обработанной поверхности детали.

8. Исследования показали, что необходимо конструировать основные звенья упругой системы станка и особенно его суппортную часть, обладающую наибольшим количеством подвижных и неподвижных стыковых соединений, так, чтобы вектор равнодействующей силы резания способствовал увеличению динамической устойчивости упругой системы и был направлен по возможности вдоль оси наивысшей устойчивости этой системы, что создает условия для спокойного, безвибрационного рабочего движения.

Такое направление вектора или силы резания, как показали осциллографические исследования, весьма благоприятно влияет не только на устойчивость суппорта, но и на устойчивость опор, несущих заготовку, энергично снижая интенсивность и значительно увеличивая частоту их взаимных колебаний даже в исключительных условиях протекания процесса резания.

Приложение

Оборудование, использованное при исследованиях

№ по пор.	Обозначение в тексте	Уч. фирма станка	Высота центров в мм	Расстояние между центрами в мм	Диапазон осей оборотов в мин.	Диапазон подачи в мм/об	Мощность привода в кВт
1	А	Токарно-винторезный	220	1000	11,8—6000	0,118—2,1	5
2	Б	Токарный „Магдебург“	280	1000	16—820	0,09—3	7,5
3	В	Токарный „Шисс-Десфриз“	350	2500	27—800	0,21—4	22

1 Подачи указаны от ходового вала.

2 Станок модернизирован, повышены числа оборотов шпинделя.

3 Электродвигатель постоянно тока. Бесступенчатое регулирование числа оборотов шпинделя.

ТЕХНОЛОГИЯ МАШИНОСТРОЕНИЯ

ОБРАБОТКА МЕТАЛЛОВ РЕЗАНИЕМ

Скоростное точение чугуна керамическими резцами

Д-р техн. наук А. И. ИСАЕВ, канд. техн. наук Н. Н. ЗОРЕВ и канд. техн. наук Л. Н. КУЧМА

Высокие режущие свойства инструментальных материалов определяются в первую очередь их красностойкостью, т. е. способностью сохранять механические свойства при высоких температурах, и высокой сопротивляемостью инструментального материала абразивному износу. С этой точки зрения весьма перспективными инструментальными материалами являются минеральные и, в частности, керамические материалы, обладающие очень высокой красностойкостью; некоторые из них сохраняют прочность при температурах плавления стали. Можно отметить и другие достоинства этих материалов: они обладают меньшим, чем металл, коэффициентом расширения, вследствие чего при прочих равных условиях паростогообразование в процессе резания уменьшается, а качество обработанной поверхности улучшается; минеральные материалы сравнительно дешевы, замена ими быстрорежущей стали и твердых сплавов может дать большой экономический эффект (не говоря уже об экономии таких металлов, как кобальт, вольфрам, титан и др.).

Наряду с отмеченными достоинствами минеральные режущие материалы имеют существенные недостатки, главными из которых являются пониженное сопротивление разрушению от нормальных напряжений, малая пластичность и низкий предел усталости.

Проблема применения минеральных материалов для изготовления режущих инструментов была решена советскими учеными и

инженерами, проводившими работы в этом направлении в течение ряда лет.

В 1932 г. инженеры Ленинградского завода им. Ломоносова предложили использовать керамические резцы для обточки при изготовлении изделий из фарфора, пластмассы и цветных металлов; в период 1937—1940 гг. в Томском политехническом институте и ЦНИИТМАШ проводились опыты по резанию минеральными резцами стали; в 1948 г. исследования в этой области были в ЦНИИТМАШ возобновлены и закончены разработкой в 1949 г. ряда вопросов, без решения которых практическое применение минерало-керамики для целей резания металлов было бы невозможно. К этим вопросам относятся: изыскание минерального материала, обладающего достаточной прочностью, твердостью и износоустойчивостью при высоких температурах; установление оптимальных геометрических параметров режущей части минеральных резцов и выбор режимов резания; разработка методов крепления пластины из минерального материала к металлической державке, а также технологии заточки и доводки инструмента, оснащенного минерало-керамическими пластинами.

В результате этой работы в МХТИ им. Менделеева и ВНИИИП разработаны методы изготовления

В МХТИ им. Менделеева работами руководил проф. И. И. Китайгородский и доц. э. т. М. Павлов, во ВНИИИП — ст. науч. сотрудник С. С. Голубев.

POOR ORIGINAL

металлического материала удалось значительно повысить. ВНИИ МСС выполнены работы по созданию новых конструкций керамических инструментов и определению их режущих свойств.

Как показали производственные испытания, минерало-керамические материалы с успехом могут использоваться взамен твердого сплава при чистовом и получистовом точении стали и чугуна. В настоящее время они применяются на многих машиностроительных заводах, причем с значительно более высокими скоростями резания, чем для твердосплавного инструмента. Так, например, токарь-новатор Г. Борткевич достиг при точении чугуна скорости резания 1400 м/мин, передовики Рижского завода ВЭФ — 1700 м/мин, а токарь-новатор П. Быков — 1845 м/мин.

Ниже излагаются результаты исследований по применению резцов из минерало-керамических материалов для обработки чугуна. Работа проводилась с резцами, оснащенными пластинками из материалов ЦМ-332 и ЦВ-13 — двух лучших марок керамических режущих материалов, рекомендуемых в настоящее время для применения на заводах. Материал ЦВ-13 при обработке стали не уступает по своим режущим свойствам твердым сплавам; полупромышленное его производство освоено ВНИИАШ. Материал ЦМ-332, изготавливаемый Московским комбинатом твердых сплавов, превосходит по режущим свойствам материал ЦВ-13.

Режущие свойства керамического материала исследовались при обработке различных металлов, однако наибольший эффект был получен при обработке чугуна, что указывает на высокую сопротивляемость керамического материала абразивному износу при высоких температурах. Обработке (то чистую) подвергался чугун СЧ 18-36; резцы имели следующие геометрические параметры режущей части: передний угол $\gamma = 10^\circ$; задний угол $\alpha = 8^\circ$; главный угол в плане $\phi = 45^\circ$; вспомогательный угол в плане $\phi_1 = 10^\circ$; угол наклона главной режущей кромки $\lambda = 10^\circ$; радиус закругления передней режущей кромки $r = 0,5$ мм.

Износ керамических резцов при обработке чугуна происходит по передней и задней граням, причем последний тип износа является преобладающим; поэтому за критерий при выборе был принят оптимальный износ по задней грани. Износ режущей кромки, как правило, протекает равномерно по всей ее рабочей длине.

На рис. 1 приведен график износа резца с режущей частью из материала ЦМ-332 при обработке серого чугуна СЧ 18-36; скорость резания составляла 300 м/мин, глубина резания 3 мм, подача 0,3 мм/об.

Большое количество полученных на испытаниях графиков износа; аналогичный приведенному на рисунке, свидетельствует

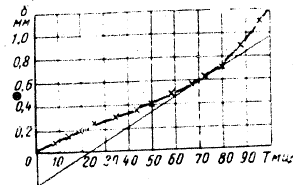
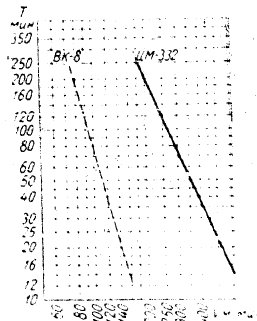


Рис. 1.

о том, что оптимальная величина износа керамических резцов по задней грани (связанная с максимальной скоростью резания) колеблется при обработке чугуна в пределах 0,6 — 0,9 мм.

Трение сходящей стружки о переднюю грань резца приводит к образованию на заднем конце резца вследствие износа передней грани процесс работы наблюдается некоторый отслаивание режущей кромки.



Влияние скорости резания на стойкость керамических резцов (при глубине резания 1 мм и подаче 0,3 мм/об.) иллюстрируется на рис. 2. Как видно из графика, 90-минутная стойкость резца соответствует скорости резания 275 м/мин. На этом же графике нанесены

POOR ORIGINAL

зависимость $T = f(v)$ для твердого сплава ВК-8, предназначенного для обработки чугуна.

Сравнение кривых показывает, что при применении резцов с режущей частью из твердого сплава ВК-8 90-минутной стойкости соответствует скорость резания 95 м/мин, что почти в 3 раза ниже скорости резания для керамического материала. При скорости резания 150 м/мин стойкость резцов с режущей частью из керамического материала значительно (более чем в 20 раз) выше, чем для резцов из твердого сплава ВК-8.

Высокие твердость и износоустойчивость керамических резцов, а также способность сопротивляться абразивному износу создают возможность скоростной обработки чугуна, обеспечивающей значительно более высокую производительность и лучшее качество поверхности, чем при обработке резцами с режущей частью из твердого сплава и быстрорежущих сталей. С повышением скорости резания стойкость керамических резцов при обработке чугуна снижается менее интенсивно, чем стойкость твердосплавных резцов. Так, например, скорость резания резцами с режущей частью из материала ЦМ-332 превышает скорость резания резцами с режущей частью из твердого сплава ВК-8 при стойкости 180 мин. в 2,7 раза, а при стойкости 20 мин. — в 3,6 раза.

Как уже указывалось, минеральные материалы обладают, в отличие от твердых сплавов и быстрорежущей стали, повышенной хрупкостью, т. е. весьма малой пластичностью и сравнительно низким пределом усталости. Поэтому важно выяснить допустимые керамическими материалами мажоральные подачи и глубину резания, при которых возможна нормальная эксплуатация резцов без преждевременного выкрашивания режущей кромки. Проведенные с целью определения влияния подачи и глубины резания на стойкость и прочность керамических резцов опыты дали следующие результаты.

На рис. 3 приведен график $T = f(s)$, построенный по значениям стойкости, соответствующим оптимальным значениям износа при $v = 300$ м/мин и $t = 1$ мм (марки чугуна и керамического материала те же, что и в предыдущих опытах).

С увеличением подачи s до 0,65 мм/об стойкость снижается постепенно. При $s = 0,65$ мм/об наблюдается выкрашивание режущей кромки, резко снижающее стой-

Рис. 4 иллюстрирует влияние на стойкость керамических резцов глубины резания при $v = 300$ м/мин и $s = 0,3$ мм/об. С увеличением t до 3 мм стойкость закономерно снижается. При дальнейшем увеличении глубины резания она снижается более интенсивно, что объясняется выкрашиванием режущей кромки. Как можно видеть из сравнения

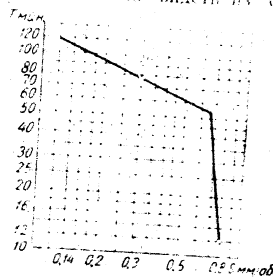


Рис. 3.

рис. 3 и 4, глубина резания и подача влияют на стойкость керамических резцов аналогично.

Таким образом, наиболее выгодной областью применения существующих керамических материалов является чистовая и подчистовая обработка.

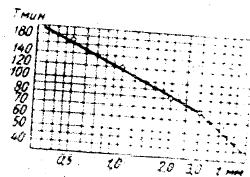


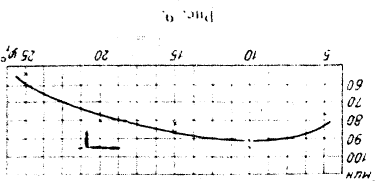
Рис. 4.

Далее проводились исследования по определению предельных сечений стружки допустимых прочностью керамических материалов. Они показали, что при точении чугуна СЧ 18-36 (после снятия литейной корки) пластинки ЦВ-13 и ЦМ-332 выдерживают глубину резания до 10 мм и подачу до 2 мм/об.

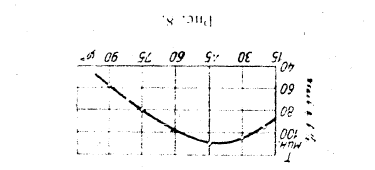
На основании результатов опытов можно рекомендовать следующую формулу для выбора режима резания при обработке чугуна резцами, оснащенными керамическим материалом ЦМ-332:

POOR ORIGINAL

Листочки приготавливаются к работе в виде пластинок размером 100x100 мм. При применении латуны отливается керамика в виде пластинок размером 100x100 мм. При применении латуны отливается керамика в виде пластинок размером 100x100 мм. При применении латуны отливается керамика в виде пластинок размером 100x100 мм.

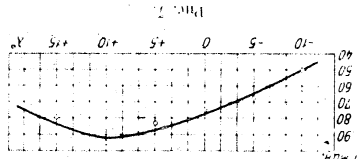


При обработке чугуна СЧ 18-36. Ошибка при обработке при скорости резания $v = 300 \text{ м/мин}$, $s = 0,3 \text{ мм/об}$ и $t = 1 \text{ мм}$. На рис. 5 изображена зависимость отклонения керамического материала LM-332 от угла обработки α .

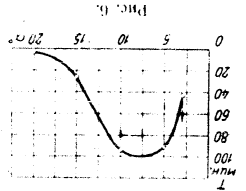


Важно, в случае больших α при малом исследовании жесткости и упругости системы станок - инструмент - лезвие отливается керамика при скорости резания $v = 6, 8, 10, 15, 20, 30, 45 \text{ м/мин}$. При исследовании жесткости системы станок - лезвие отливается керамика при скорости резания $v = 6, 8, 10, 15, 20, 30, 45 \text{ м/мин}$.

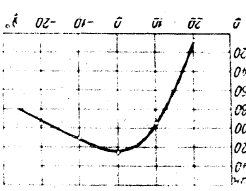
можно установить, что наибольшая ошибка при анализе кривых на этих рисунках, рис. 9 - от колебательного угла в диапазоне 8 от главного угла в диапазоне 2 и на рис. 8 от главного угла в диапазоне 2 и на рис. 7 от угла наклона лезвия α , на рис. 7 - от угла наклона лезвия α , на рис. 6 - от



при обработке чугуна СЧ 18-36. Ошибка при обработке при скорости резания $v = 300 \text{ м/мин}$, $s = 0,3 \text{ мм/об}$ и $t = 1 \text{ мм}$. На рис. 5 изображена зависимость отклонения керамического материала LM-332 от



Формула относится к средним режущим свойствам керамического материала марки LM-332; она действительна для обработки чугуна твердостью 220 - 240 НВ при глубине резания до 3 мм и подаче до 0,5 мм/об и при отсутствии ударной нагрузки и вибрации.



Формула относится к средним режущим свойствам керамического материала марки LM-332; она действительна для обработки чугуна твердостью 220 - 240 НВ при глубине резания до 3 мм и подаче до 0,5 мм/об и при отсутствии ударной нагрузки и вибрации.

POOR ORIGINAL

ской печи до 900—1000°. Примерно до такой же температуры нагревают державки. После припайки резы укладывают в печь, имеющую температуру 700—800°, и затем охлажда-ют вместе с печью.

Пластинки можно крепить на державке также путем приклеивания (в тех случаях, когда резы предназначены для снятия стружки сравнительно малого сечения). В качестве клея можно употреблять силикат-цемент, клей БФ-2 и БФ-4, а также карби-нольный клей и т. п.



Рис. 10.

Резы с механическим креплением пластинок могут иметь самые различные конструк-ции, но все они должны удовлетворять двум основным требованиям: положение пластин-ки в гнезде державки должно регулировать-ся так, чтобы вылет пластинки не превышал 0,5—0,7 мм; пластинка должна быть закреп-лена в корпусе державки таким образом, чтобы на нее не действовали сосредото-ченные реактивные нагрузки.



Рис. 11.

На рис. 12 и 13 даны чертежи двух ре-зов с механическим креплением пластинок (конструкции ЦНИИТМАШ). Обе эти кон-струкции показали хорошие результаты при эксплуатации. Преимущество реза, пока-занного на рис. 12, заключается в его про-стоте (замена керамической пластинки зани-мает всего лишь 10—15 сек.); преимущество реза второй конструкции (рис. 13) — в нали-чии стружкозащитителя и в универсальности (такие резы могут применяться и в каче-стве проходных и в качестве подрезных). Заточка керамических резов производят-ся на кругах из зеленого карборунда шес-

тостью МЗ—СМ1 в зернистостью 46—80 при медленном вращении круга (окружная ско-рость 2—5 м/сек). Рекомендуется применять охлаждение.

Резы с напаянными пластинками следует перетачивать в два приема: сначала на кар-буридовом круге обдирается державка, а за-

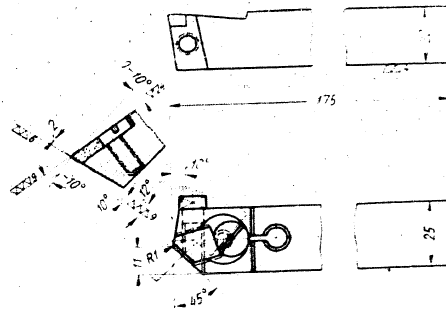


Рис. 12.

тем на карборундовом круге шлифуются задние грани пластинки. Во избежание рас-трескивания и выкраивания пластинок за-точку нужно производить хорошо отбаланси-рованным, выправленным кругом и не до-пускать сильного разогрева пластинок.

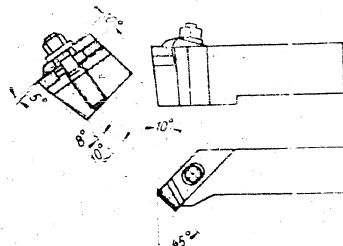


Рис. 13.

Пластинки для резов с механическим креплением затачиваются отдельно в спе-циальных державках. Доводка резов про-изводится на чугунных дисках с порошковой карбида бора зернистостью 180, 230. Ско-рость вращения диска — 1,5—2 м/мин. При нормальном износе по задней грани (0,7 мм) керамические резы рекомендуется сразу же передавать на доводку. Продолжительность

POOR ORIGINAL

операции, объединяющей заточку и доводку, не превышает 1 мин.

За последние два года достигнуто значительное улучшение режущих свойств керамических материалов. Есть все основания полагать, что в дальнейшем режущие свойства керамических резцов будут еще повышены путем усовершенствования технологии и химического состава керамических материалов. Очевидно также, что этим путем

можно добиться дальнейшего повышения прочностных характеристик керамических материалов, которые пока ограничивают область применения керамических инструментов только чистовыми и получистовыми операциями. Эти задачи должны решаться путем дальнейшей совместной работы специалистов по резанию и по технологии керамических материалов.

Влияние кинематики резания металла на точность технологической операции

Инт. А. А. СЫРОЕГИН

В машиностроении встречаются такие технологические операции, при выполнении которых на однотипных станках различных моделей, находящихся в равнозначном техническом состоянии, получается значительная разница в разбросе точности обрабатываемых изделий. Автору статьи это явление приходилось наблюдать на новых и на эксплуатируемых длительное время, но находящихся в хорошем техническом состоянии зубофрезерных, шевинговальных, отделочных, специальных и расточных станках.

На первый взгляд кажется, что нет оснований для получения изделий заметно разного качества с однотипных станков, имеющих практически равнозначные техническую характеристику и состояние станка и технологическую оснащенность.

Опыт работы по технологическому проектированию и внедрению технологических процессов на автомобильных заводах позволил гипотетически объяснить существенное различие средних характеристик точности изделий, обрабатываемых на однотипных станках различных моделей принципиально разными кинематическими схемами резания металла.

Еще в 1947 г. путем проведения специальной экспериментально-исследовательской работы представилось возможным проверить высказанную гипотезу применительно к изготовлению червяков рудового механизма автомобиля ЗИС-150.

Наряду с отработкой более технологичного метода резания глобоидных червяков рудового механизма задачей исследования было получение объяснительных данных о влиянии кинематики резания металла на точностные показатели производства. С этой целью были отобраны и испытаны в равных технологических условиях при нарезании глобоидной спиралей два совершенно новых зубофрезерных станка с равнозначными (по каталогу) техническими характеристиками в статическом состоянии, но с разными кинематическими схемами резания металла.

Был выбран статистический метод обработки результатов исследования, предусматривающий обеспе-

дование большого числа изделий и последующую обработку полученных данных с помощью математико-вероятностных законов. Выбор этот был обусловлен следующими соображениями:

1. Статистический метод является наилучшим для исследования погрешностей случайного происхождения. Колебания уровня точности зависят от действия случайных причин, так как систематические ошибки предупреждены организационно-техническими мероприятиями.
2. Статистический метод исследования при большом числе наблюдений вполне обеспечивает объективность анализа.
3. Статистический метод позволяет выявить сумму первичных погрешностей, присущих реальным и не лабораторным условиям, с учетом случайных и вместе с тем неизбежных для производства колебаний точности изделий.

Червяки нарезались в цехе непосредственно на производственной линии. Наалак станков и нарезание изделий на арбарах, так же как и нарезание червяков, выполнялись одним и тем же опытным зубофрезерщиком.

Проведенная экспериментальная работа позволила составить и решить ряд задач по выбору кинематических схем резания металла и выяснению их влияния на качество выводимой обработки.

В статье рассматривается система определения принципиальной кинематической схемы резания металла в технологическом проекте; технические меры для повышения качества изделий на каждой операции на счет правильного выбора кинематики резания; показатели точности производства червяков рудового механизма на станках с различной и другими схемами резания; законы распределения погрешностей обработки глобоидных червяков.

Выбор принципиальной кинематической схемы резания металла. Количество и направление действия элементарных составляющих вращающих моментов, действующих в рамках одной принципиальной кинематической схемы резания, являются объектами

POOR ORIGINAL

Аспирант С. С. СИЛИН

ОПРЕДЕЛЕНИЕ ТЕПЛОФИЗИЧЕСКИХ КОНСТАНТ ШЛИФОВАЛЬНЫХ КРУГОВ

ВВЕДЕНИЕ

Целый ряд научно-исследовательских работ, выполненных в последнее время советскими и зарубежными учеными, говорит о большой важности изучения тепловых процессов при шлифовании.

В связи с интенсификацией процесса температурный фактор при шлифовании приобретает весьма большое значение в формировании поверхностного слоя детали.

Однако для успешного решения вопроса о влиянии тепловых процессов на качество поверхностного слоя и производительность при шлифовании необходимо знать теплофизические константы в каждом отдельном случае как детали, так и шлифовального круга.

В настоящее время в литературе не имеется достаточных данных по теплофизическим константам различных металлов и сплавов и почти совершенно отсутствуют какие-либо данные по теплофизическим константам шлифовальных кругов. Настоящая работа посвящена определению коэффициента температуропроводности, коэффициента теплопроводности и удельной теплоемкости шлифовальных кругов различных характеристик.

1. Определение коэффициента температуропроводности a

Определение температуропроводности шлифовальных кругов проводилось с помощью первого метода регулярного теплового режима. Коэффициент a на основании этого метода подсчитывается по формуле

$$a = km, \quad (1)$$

где k — коэффициент формы исследуемого тела. Это чисто геометрическая величина, зависящая только от формы и размеров тела, безотносительно к веществу, из которого состоит тело;

m — темп нагревания тела, характеризующий быстроту регулярного нагревания тела в целом независимо от скоростей изменения температур отдельных точек.

Величина k определяется расчетным путем для каждого тела по его форме и размерам, а темп нагревания m определяется из опыта.

При пользовании первым методом теплового ударного режима, дает влияние торцев на коэффициент формы k всего 7,3%, если опыты необходимо вести при условиях, чтобы температура среды, торцы не изолированы. Наличие же в нашем случае тепловой изоляции должно исключить влияние торцев при нагреве акалориметра в кипящей воде.

В наших опытах эти условия создавались нагревом образцов в со- На основании этого коэффициент формы в данном случае рас- считывается для бесконечно длинного полого цилиндра. Из теории регулярного режима известно, что коэффициент k бесконечно дли- ного цилиндра подсчитывается по формуле

$$k = \frac{\delta^2}{a^2} \quad (2)$$

где $\delta = R - r$ — толщина цилиндрического слоя в мм;
 $a = r(1 - \eta)$, где $\eta = \frac{r}{R}$ — безразмерный параметр;
 r — наименьший корень следующего характеристиче- ского уравнения:

$$\frac{J_0(p)}{Y_0(p)} = \frac{J_1(\eta p)}{Y_1(\eta p)} \quad (3)$$

Здесь $J_0(p)$ и $J_1(\eta p)$ — функции Бесселя первого рода соответственно нулевого и первого порядков;
 $Y_0(p)$ и $Y_1(\eta p)$ — функции Бесселя второго рода соответственно нулевого и первого порядков. Так как p является функцией вели- чины η , то $a = f(\eta)$.

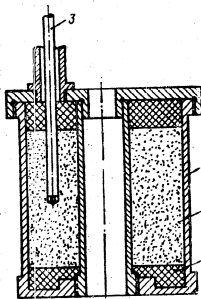
Значения величины a в зависимости от η приведены в табл. 1.

Таблица 1

Значение величин a в зависимости от η	
η	a
0	2,405
0,1	2,205
0,2	2,055
0,3	1,945
0,4	1,860
0,5	1,795
0,6	1,740
0,7	1,680
0,8	1,640
0,9	1,600
1,0	1,571



Фиг. 1. Оптимальный образец шифовального круга.



Фиг. 2. Конструктивная схема акалориметра с опытным образцом.

В качестве образцов были взяты шифовальные круги различных диаметров, но одинаковых размеров.

Чертеж образца с размерами показан на фиг. 1. Просверленное в образце отверстие $\Phi 3$ мм служит для помещения термомпары. Ввиду того, что шифовальные круги способны впитывать в большое количество влаги, образцы помещались в специально изготовленную оболочку из алюминиевого сплава Д16 с толщиной боковых стенок $k = 2$ мм.

Эта оболочка носит название трубчатого акалориметра. На фиг. 2 представлен акалориметр 1 вместе с помещенным в него шифовальным кругом 2 и термомпарой 3. Наличие на торцах образца достаточ- но толстой тепловой изоляции 4 позволяет рассматривать его как бесконечно длинный полый цилиндр, нагреваемый с внутренней и наружной цилиндрических поверхностей.

Заметим также, что высота образцов $H = 50$ мм (см. фиг. 1) в 2,5 раза больше величины $\delta = \frac{D-d}{2} = 20$ мм, что, как показали расче-

По данным этой таблицы может быть построен график $a = f(\eta)$, который позволит определить a при любых значениях η .

Определим коэффициент формы k для шифовального круга, изо- браженного на фиг. 1: $k = \frac{\delta^2}{a^2}$; $\delta = R - r = 30 - 10 = 20$ мм; $\eta = \frac{r}{R} = \frac{10}{30} = 0,333$. Значению $\eta = 0,333$ соответствует значение $a = 1,91$.

Поэтому $k = \frac{20^2}{1,91^2} = 109,5$ мм². Значение коэффициента формы $k = 109,5$ оставалось неизменным во время всех опытов, а потому формула (1) для a в нашем случае принимает вид

$$a = 109,5 \text{ мм} \quad (4)$$

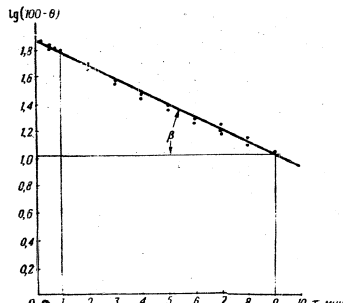
POOR ORIGINAL

Таким образом, для определения коэффициента температурной проводимости α необходимо из опытов определить m . Теоретическая формула для определения m имеет вид ¹

$$m = \frac{\ln \theta'' - \ln \theta'}{\tau_2 - \tau_1},$$

где $\theta'' = \theta_c - \theta_2$ и $\theta' = \theta_c - \theta_1$.

В нашем случае $\theta_c = 100^\circ \text{C}$, θ_1 и θ_2 — температуры, замеренные с помощью термомпары соответственно в моменты времени τ_1 и τ_2 . Следует помнить, что эта формула справедлива для регулярного теплового режима.



Фиг. 3. Определение темпа нагрева образца.

Опытные данные обрабатывались графическим способом, так как последний дает более правильное определение момента наступления регулярного режима. В процессе исследования через одинаковые промежутки времени, равные одной минуте, с помощью термомпары замерялась температура в одной точке.

При обработке результатов опыта время τ откладывается по оси абсцисс, а по оси ординат, на которой нанесена логарифмическая шкала, откладываются замеренные разности температур θ'' и θ' .

Обычный вид зависимости, который получается при нагреве аккалиметров, представлен на фиг. 3. Здесь приведено поле рассеяния, которое получилось от трех опытов, проведенных с одним и тем же шлифовальным кругом марки ЭВ100МЗБ.

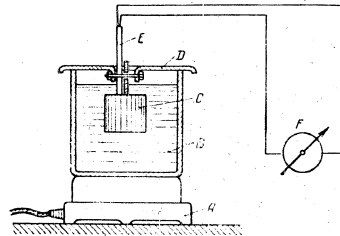
¹ Г. М. Кондратьев, Регулярный тепловой режим, ГТТИ, 1951.

Прямой участок полученной зависимости всегда соответствует регулярному тепловому режиму.

Величина темпа нагрева равняется тангенсу угла наклона полученной прямой, т. е.

$$m = \text{tg } \beta. \quad (6)$$

Схема опытной установки представлена на фиг. 4. Замер температуры проводится с помощью милливольтметра с ценой деления $0,1 \text{ мВ}$ и термомпары медь — константан, тарировка которой проводилась в водной ванне при температуре до 100°C . Опытная установка состоит из следующих основных частей: электродитки A , металлического сосуда B с водой, аккалиметра C с образцом, крышки сосуда D — трубка, предохраняющая термомпару, F — милливольтметр.



Фиг. 4. Схема опытной установки.

A — электродитка, B — металлический сосуд с водой, C — аккалиметр с образцом, D — крышка сосуда, E — трубка, предохраняющая термомпару, F — милливольтметр.

да D , трубки E , предохраняющей термомпару, милливольтметра F . Длительность опытов по определению коэффициента температуропроводности составляла от 7 до 15 мин. в зависимости от характеристики шлифовального круга.

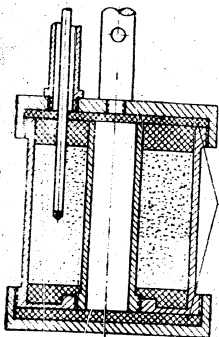
2. Определение коэффициента теплопроводности λ

Определение коэффициента теплопроводности производилось с помощью второго метода регулярного теплового режима.

Сущность этого метода состоит в том, что предварительно нагретый шлифовальный круг, заключенный в тонкую металлическую оболочку, охлаждается в среде, имеющей постоянную по объему и по времени температуру θ_0 , а также постоянный коэффициент теплоотдачи α его боковой поверхности. Испытуемый образец, как и при определении коэффициента температуропроводности, мы помещаем в ту же металлическую оболочку с той лишь разницей, что внутренняя цилиндрическая поверхность ее изолирована от окружающей

POOR ORIGINAL

после на-
перехода тепло-
никопления влаги,
случае, шлифоваль-
торцев.
Чертеж трубчатого
Он получен из ака-



Фиг. 5. Конструктивная схема ламбдакалориметра с опытным образцом.

полнительной тепловой
Замеряя «ордев»
температуру с по-
вые промежутки вре-
2 мин., определяли тем-
ния m ламбдакалориметра в
спокойного воздуха. Коэф-
 λ подсчитывался по формуле (взя-
той из работы Г. М. Кондратьева
«Регулярный тепловой режим»)

$$\lambda = \frac{a^2}{\tau(p)}, \quad (7)$$

где $p = \gamma \sqrt{\frac{m}{a}}$

Коэффициент теплоотдачи α соответствует данным условиям опыта.

Коэффициент температуропроводности a данного шлифовального круга должен быть определен первым методом регулярного режима. $\varphi(p)$ — известная функция параметра p для данной формы ламбдакалориметра. Для случая охлаждения бесконечно длинного полого цилиндра, когда его внутренняя цилиндрическая поверхность изолирована от окружающей среды, эта функция имеет вид

$$\tau(p) = p \frac{J_1(p) - \frac{J_1(\tau(p))}{Y_1(\tau(p))} Y_1(p)}{J_0(p) - \frac{J_0(\tau(p))}{Y_0(\tau(p))} Y_0(p)} \quad (8)$$

Таким образом, после каждого опыта графически определялась величина m , а затем расчетным путем по формулам (7) и (8) определялся коэффициент теплопроводности λ .

Точность определения коэффициента λ данным способом во многом зависит от правильного определения коэффициента теплоотдачи α . Опыты должны быть поставлены так, чтобы коэффициент теплоотдачи оставался постоянным.

Поэтому в нашем случае, поскольку нагретый прибор охлаждался в лабораторном помещении, выполнялись мероприятия по борьбе с воздушными потоками случайного характера, которые могли возникнуть в месте постановки опыта из-за неплотностей в дверях, окнах и т. д.

Место опыта отгораживалось экранами. Температура в месте опытов постоянно наблюдалась с помощью комнатного термометра. Поскольку температура в месте опытов оставалась постоянной, коэффициент теплоотдачи был определен однажды и в дальнейших расчетах пользовались только этим одним значением $\alpha = 11,9 \frac{\text{ккал}}{\text{м}^2 \text{час}^\circ \text{C}}$.

3. Определение коэффициента теплоотдачи α

Коэффициент теплоотдачи α определялся методом регулярного режима. Для этой цели вместо шлифовального круга в ламбдакалориметр ставился точно такой же образец из сплава Д16, коэффициент теплопроводности которого $\lambda = 147,5 \frac{\text{ккал}}{\text{м}^2 \text{час}^\circ \text{C}}$, коэффициент

температуропроводности $a = 4000 \frac{\text{м}^2 \text{с}}{\text{мин}}$, удельная теплоемкость $c = 0,22 \frac{\text{ккал}}{\text{кг}^\circ \text{C}}$ и удельный вес $\gamma = 2,8 \frac{\text{г}}{\text{см}^3}$. Таким образом, мы получили

прибор для определения коэффициента теплоотдачи α , который носит название альфакалориметра. Нагревая альфакалориметр в горячей воде с последующим охлаждением в спокойном воздухе, определяли темп охлаждения образца из сплава Д16.

Коэффициент теплоотдачи подсчитывали по следующим формулам

$$\alpha = \frac{\lambda}{b} \varphi(\xi), \quad (9)$$

где $\xi = b \sqrt{\frac{m}{a}}$

$$\varphi(\xi) = \xi \frac{J_1(\xi) - \frac{J_1(\tau(\xi))}{Y_1(\tau(\xi))} Y_1(\xi)}{J_0(\xi) - \frac{J_0(\tau(\xi))}{Y_0(\tau(\xi))} Y_0(\xi)}$$

Формула (9) получена из формулы (7) для определения коэффициента теплопроводности.

4. Определение удельной теплоемкости c

Известно, что коэффициент температуропроводности определяется формулой

$$a = \frac{\lambda}{c \rho} \quad (10)$$

POOR ORIGINAL

65

66

POOR ORIGINAL

Поэтому выражение для удельной теплоемкости принимает вид

$$c = \frac{\lambda}{a\gamma} \quad (11)$$

Коэффициент теплопроводности λ и коэффициент температуропроводности a определены из описанных выше опытов. Удельный вес γ определялся делением веса образца на его объем.

В процессе исследований были определены теплофизические константы одиннадцати шлифовальных кругов различных характеристик. Круги отличались твердостью, связкой и величиной зернистости. Результаты исследований представлены в табл. 2.

Таблица 2
Теплофизические константы шлифовальных кругов

Марка круга	λ	c	a	γ
	$\frac{\text{ккал}}{\text{м час } ^\circ\text{C}}$	$\frac{\text{ккал}}{\text{кг } ^\circ\text{C}}$	$\frac{\text{м.м}^2}{\text{мин}}$	$\frac{\text{г}}{\text{см}^3}$
ЭБ100МЗБ	1,26	0,420	24,2	2,065
ЭБ100СМ1Б	1,29	0,372	27,9	2,075
ЭБ100СМ2Б	1,32	0,360	29,23	2,090
Э80МЗК	0,894	0,324	23,9	1,93
Э80СМ1К	0,950	0,334	24,4	1,95
Э80СМ2К	1,36	0,254	40,75	2,19
ЭБ70С1К	2,0	0,306	51,25	2,13
Э60СМ2К	1,14	0,294	32,0	2,025
ЭБ80СМ2К	1,073	0,350	25,2	2,03
ЭБ60СМ2К	1,12	0,341	28,1	1,95
ЭБ46СМ2К	1,55	0,294	43,5	2,025

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Описанная выше методика определения теплофизических констант шлифовальных кругов достаточно проста и вместе с тем основана на сравнительно строгой теории. Совершенствуя в дальнейшем данную методику испытаний, ее можно будет использовать для более широких и глубоких исследований теплофизических констант шлифовальных кругов.

POOR ORIGINAL

Канд. техн. наук А. Е. МАРТЫШКИН

НЕУРАВНОВЕШЕННОСТЬ И ПОГРЕШНОСТЬ ОБРАБОТКИ ИЗ-ЗА НЕУРАВНОВЕШЕННОСТИ В СТАНКАХ

ВВЕДЕНИЕ

Современные металлорежущие станки наряду с высокой производительностью должны обеспечивать высокую точность и чистоту обработки.

Среди многочисленных факторов, влияющих на точность и чистоту обработки, особое место — в связи с повышением быстроходности — занимают колебания.

Наличие колебаний в станках при определенных условиях может резко ухудшить качество обработанной поверхности. Кроме того, колебания понижают долговечность и производительность станка, а также приводят к повышенной утомляемости обслуживающего персонала вследствие вызываемого этими колебаниями шума.

Исследованию причин колебаний в станках при резании, равно как установлению путей к их устранению, посвящены работы ряда отечественных ученых (Н. А. Дроздов, А. И. Каширин, А. П. Соколовский, Д. Н. Решетов и др.).

Однако следует признать, что вопрос о колебаниях в металлорежущих станках разработан недостаточно.

Наиболее слабо освещено в литературе влияние неуравновешенности вращающихся деталей на колебания в станках.

В большинстве работ, посвященных технологии механической обработки и колебаниям в станках, отмечается вредное влияние колебаний от неуравновешенности и указывается на необходимость уравнивания вращающихся деталей. Однако ни одна работа не содержит обоснованных норм на уравнивание станочных деталей и приспособлений.

Следует отметить, что и в общем машиностроении нормы на уравнивание вращающихся деталей установлены лишь для небольшого числа машин, причем и эти нормы отражают скорее то, что можно получить, а не то, что минимально необходимо. Таким образом, научное обоснование этих норм отсутствует. Исключение представляет работа канд. техн. наук Б. В. Шиткова «Динамическая балансировка роторов турбин при постройке и ремонте», в которой впервые делается попытка установить научно обоснованные величины допустимой неуравновешенности. Однако возможность практиче-

POOR ORIGINAL

ского использования результатов, полученных В. Н. Штирковым ограничена ввиду того, что им не учитывается наличие масляного слоя в подшипниках и рассматриваются лишь колебания из-за неуравновешенности в области, далекой от резонанса. Таким образом, явно недостаточная научная обоснованность величин допустимой неуравновешенности в общем машиностроении и неприменимость их к станкостроению, а также почти полное отсутствие норм на неуравновешенность вращающихся станочных деталей и приспособлений делают настоятельной необходимостью изучение всего комплекса вопросов о влиянии неуравновешенности в станках.

В связи с этим в настоящей работе приводятся и рассматриваются величины неуравновешенности типовых узлов, деталей и приспособлений, а также инструмента и заготовок, определенные расчетным и экспериментальным способами.

Кроме того, в работе дается методика экспериментального исследования и установление величины допустимой неуравновешенности как в области, далекой от резонанса, так и в области резонанса.

I. ВЕЛИЧИНА НЕУРАВНОВЕШЕННОСТИ ТИПОВЫХ ДЕТАЛЕЙ И УЗЛОВ СТАНКОВ, А ТАКЖЕ ПРИСПОСОБЛЕНИЙ, ИНСТРУМЕНТОВ И ЗАГОТОВОК

Непосредственное измерение неуравновешенности деталей и узлов станков оказывается практически не всегда допустимым, так как для измерения возникает необходимость разборки станка и требуется специальное оборудование. Поэтому для более полного решения задачи по определению неуравновешенности деталей станков, особенно при их конструировании, нами применен и экспериментально проверен расчетный способ.

Последний основан на допущении однородности материала, из которого изготавливаются детали, и сводится к определению возможного (из условий допусков на изготовление) положения главной оси инерции детали относительно ее оси вращения.

В результате применения этого способа и непосредственного измерения установлены величины неуравновешенности: трехкулачковых патронов в зависимости от их наружного диаметра (фиг. 1); суммарной неуравновешенности планшайбы с пальцем и хомутиком и планшайбы с прорезями и хомутиком (фиг. 2); фрезы в зависимости от стачивания ножей (фиг. 3); шпоночного соединения из-за части шпонки, выступающей из вала, и из-за зазора над шпонкой (фиг. 4); заготовок из проката при закреплении в трехкулачковом патроне (фиг. 5); штамповки при закреплении ее в трехкулачковом патроне (фиг. 6); поковки при закреплении ее в трехкулачковом патроне (фиг. 7); отливки при закреплении в трехкулачковом патроне (фиг. 8).

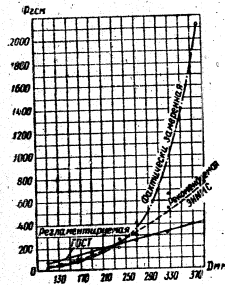
Неуравновешенность шпинделей (в собранном виде) станков моделей ДИП-300; 1А-62; 316 колеблется от 70 до 160 гсм.

Неуравновешенность зубчатых колес станков весом от 2 до 15 кг оказалась в пределах 8—70 гсм.

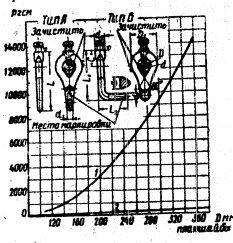
Измеренно установлено:

1. Большинство вращающихся деталей станков имеет большую величину неуравновешенности. В ряде случаев современное оборудование для уравновешивания позволяет без особых затрат уменьшить эту неуравновешенность в 10—20 раз.

2. Значительную неуравновешенность имеют узлы станков и приспособления в собранном виде. Величина их неуравновешенности обуславливается в первую очередь тем, что при соединении (посадке) деталей их центры тяжести смещаются относительно оси вращения узла за счет зазоров в соединении и контактных деформаций. Поэтому целесообразнее производить уравновешивание узла в собранном виде.



Фиг. 1. Неуравновешенность трехлапчатых патронов в зависимости от их наружного диаметра.

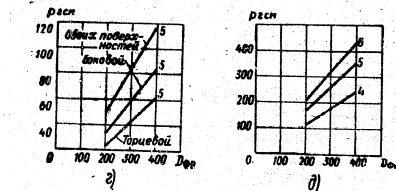
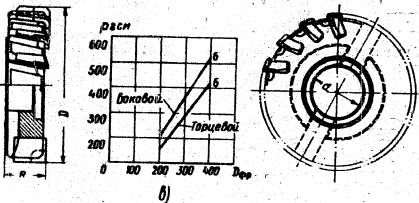
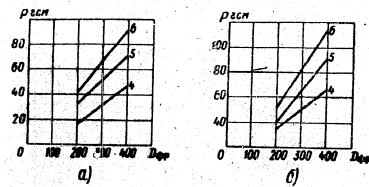


Фиг. 2. Суммарная неуравновешенность. 1—плашайбы с лальцем и конусом типа А, 2—плашайбы с прорезания и конусом типа Б.

3. Весьма больших значений достигает величина неуравновешенности цилиндрических загосток при закреплении их на станках токарной группы. Поэтому в связи с ростом скорости обработки резанием особенно важными являются мероприятия, обеспечивающие уменьшение вредного влияния от неуравновешенности загостки.

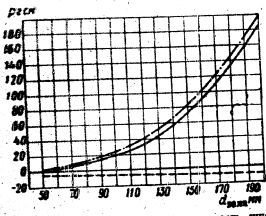
Таковыми мероприятиями могут быть:

- а) улучшение формы загостки (уменьшение кривизны, биения по сечению и т. п.);
 - б) уменьшение величины допуска на зацентровку;
 - в) обработка при закреплении загостки в центрах.
4. ГОСТ 1654—47 и 3060—45 регламентирующие неуравновешенность трехлапчатых патронов и шлифовальных кругов лишь в зависимости от их геометрических параметров, не могут быть распространены при использовании трехлапчатых патронов и шлифовальных кругов на скоростных режимах.



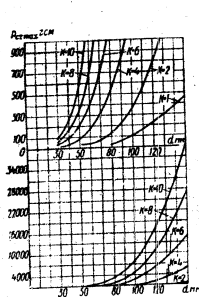
Фиг. 3. Неуравновешенность фрезы в зависимости от стачивания ножей. а—Боковой поверхности одного зуба на 1,5 мм, б—торцевой поверхности одного зуба на 1,5 мм, в—при максимально допустимом стачивании одного зуба, г—при стачивании на 1,5 мм, д—при максимально допустимом стачивании торцевых и боковых поверхностей, е, в, б—номера ножей.

POOR ORIGINAL

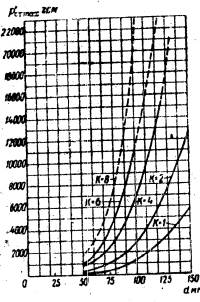


Фиг. 4. Возможная неравномерность шпоночного соединения для диаметра 1 см. — вращающемся соединении; - - - в зажиме пальца и шпоночки.

Так, например, следует признать целесообразным использование поводковых патронов с пальцами в соединении с хомутками типа А



Фиг. 5. Максимально возможная неравномерность заготовки из проката при закреплении в трехлапчатый патрон или в трехлапчатый патрон с упором заднего центра.



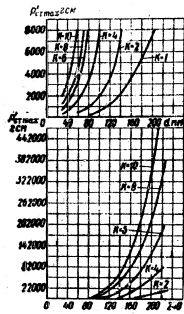
Фиг. 6. Максимально возможная неравномерность заготовки из стали, полученной путем штамповки при закреплении в трехлапчатый патрон или в трехлапчатый патрон с упором заднего центра.

по ГОСТ 2572--53, поскольку они имеют несравненно большую величину неравномерности, чем поводковые патроны с прорезями в

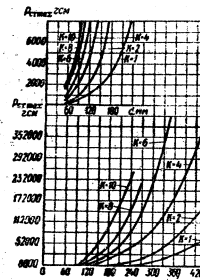
5. Приведенные данные позволяют определить наибольшую величину центробежных сил от неравномерности в станках, что может быть использовано для расчетов станков на колебания, а также оценить величину погрешности обработки, вызванной действием центробежных сил от неравномерности. Кроме того, эти данные могут быть использованы при проектировании станков и приспособлений для выбора вариантов конструкции.

соединении с хомутками типа Б, и при этом не обладают какими-либо преимуществами перед последними (см. фиг. 2).

6. В ряде случаев оказывается технологически невозможным произвести корректировку неравномерности, поэтому при проектировании деталей и узлов станков рекомендуется предусматривать



Фиг. 7. Максимально возможная неравномерность заготовки из чугуна, полученной путем литья при закреплении в трехлапчатый патрон или в трехлапчатый патрон с упором заднего центра.



Фиг. 8. Максимально возможная неравномерность заготовки из серого чугуна, полученной путем отливки в землю при закреплении в трехлапчатый патрон или в трехлапчатый патрон с упором заднего центра.

ривать компенсаторы, позволяющие легко произвести корректировку возможной неравномерности.

II. УСТАНОВЛЕНИЕ ДОПУСТИМОЙ НЕРАВНОМЕРНОСТИ

1. Факторы, определяющие величину допустимой неравномерности в металлорежущих станках

Переменные по направлению силы, появляющиеся вследствие неравномерности вращающихся деталей, вызывают колебания самих неравномерных деталей, других деталей станка и станка в целом на фундаменте или вместе с фундаментом, а также и близ расположенных станков.

В практике известны случаи, когда из-за действия таких переменных сил в одном станке недопустимо ухудшалось качество обработки на другом станке, расположенном вблизи от первого. Особенно вредно влияют эти силы на работу того станка, в котором они действуют. Например, на заводе «Станкоконструкция» при испытании вновь изготовленного токарно-карусельного станка модели ПП-521

POOR ORIGINAL

станок колебался настолько сильно, что от него отлетала облицовка, а маслопровода дали течь.

Причиной столь больших колебаний оказалась неуравновешенность планшайбы.

На заводе внутришлифовальных станков вновь изготовленные станки часто не обеспечивают необходимого качества обработки из-за недостаточно точной динамической балансировки ротора электродвигателя, приводящего во вращение шлифовальный круг.

Поскольку абсолютно уравновешенных деталей в природе вообще не существует, то можно сделать заключение, что при некоторых значениях неуравновешенности можно получить удовлетворительную работу станка. Удовлетворительную работу станка, как известно, характеризуют точность и чистота поверхности обработки (которые он должен обеспечивать), спокойная и продолжительная работа привода и другие факторы.

Учитывая, что дополнительные силы из-за неуравновешенности вращающихся деталей станков, как правило, оказываются много меньшими по сравнению с рабочими усилиями при резании, влияние их на долговечность можно не учитывать.

Более важным является исследование влияния неуравновешенности и установление ее допустимой величины в зависимости от условий получения требуемой точности обработки на станке.

2. Влияние неуравновешенности на точность обработки

В первом приближении обработанную поверхность можно рассматривать, как след движения режущей кромки инструмента в теле заготовки. Следовательно, измерения относительных колебаний инструмента и заготовки (под действием центробежных сил от неуравновешенности) в каждый момент времени определяют погрешность обработки в том же приближении.

Для полноты картины желательно установить вид и величину погрешности обработки в зависимости от каждого из основных перемещений, составляющих относительные колебания инструмента и заготовки. С этой целью в зависимости от центробежных сил из-за неуравновешенности следует определить колебания узлов, связанных с инструментом и заготовкой, относительно станины, а также форму колебаний самой станины.

В свою очередь, при определении колебаний узла шпинделя относительно станины важно раздельно установить перемещения шейки шпинделя в опоре и колебания опоры относительно станины.

3. Относительные перемещения шейки в подшипниках под действием центробежных сил от неуравновешенности

Подшипники скольжения

Рассматривается случай нормальной работы подшипника, когда шейка отделена от подшипника слоем смазки.

При этом могут иметь место условия, при которых смазка заполняет весь зазор подшипника (обильная смазка под давлением) и в силу этого шейка полностью охватывается слоем смазки.

Эти условия соответствуют так называемому «охватывающему подшипнику».

Часто такие условия не обеспечиваются и зазор заполняется смазкой неполностью (смазка самотеком, фитильная); тогда масляный слой охватывает шейку неполностью и в нашем предположении лишь настолько, насколько это соответствует условиям «полуохватывающего» подшипника.

Поскольку нас интересует как величина смещения центра шейки от центра подшипника, так и характер движения шейки, то для полноты картины определяется движение шейки как в полуохватывающем, так и в охватывающем подшипниках.

Положение оси шейки (определяемое ее эксцентриситетом) в обоих случаях по гидродинамической теории смазки зависит от нагрузки P , зазора δ , угловой скорости ω , вязкости смазочного материала μ . При этом особо необходимо отметить имеющееся предположение, что относительное положение шейки в случае вращательного ее движения не зависит от скорости изменения указанных величин.

Наконец, делаются простейшие предположения, что вязкость смазочного материала в масляном слое остается постоянной и положение масляного слоя в полуохватывающем подшипнике следует за изменением направления равнодействующей силы на цапфу. Если подставить в известные зависимости гидродинамической теории смазки¹, определяющие положение центра шейки как в полуохватывающем, так и в охватывающем подшипниках, значения полной нагрузки $R = P \sqrt{1 + K^2 + 2K \cos \gamma}$ с учетом центробежных сил от неуравновешенности $Q = KR$, то получим зависимости, которые определяют движение оси шейки в подшипниках.

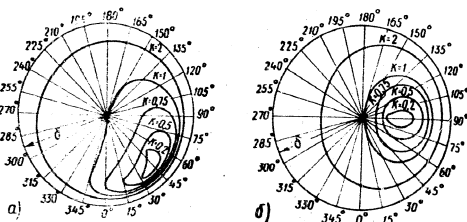
В соответствии с известным понятием о жесткости примем за жесткость масляного слоя J , силу, отнесенную к величине соответствующей ей перемещения шейки в подшипнике; введенное понятие «жесткость масляного слоя» дает дополнительную возможность экспериментального исследования влияния масляного слоя на перемещение шейки в подшипниках.

Относительная простота преобразования указанных зависимостей и определения по ним траектории движения шейки в подшипнике под действием центробежных сил из-за неуравновешенности делает возможным этого здесь не приводить.

Для представления и дальнейшего сравнения на фиг. 9 приведены примеры траекторий движения шейки в подшипниках, определенные согласно гидродинамической теории смазки, при различных условиях. Частичное пояснение принятых при этом обозначений, схема действия сил на шейку и ее положение в подшипнике приведены на фиг. 10.

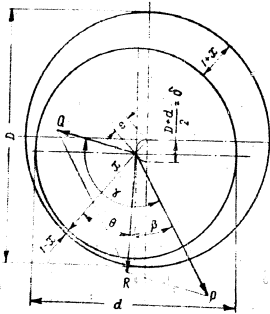
Наконец, заметим, что для расчетного случая охватывающего подшипника жесткость масляного слоя в направлении действия

¹ «Гидродинамическая теория смазки», под ред. проф. Л. С. Лейбензона, Машгиз, 1934.



Фиг. 9. Траектория движения центра цапфы шпинделя в зазоре подшипника под действием полной нагрузки.

d — полуохватываемый подшипник при условии $\nu_n = 0.9 \sqrt{1+K^2+2K \cos \gamma}$;
 δ — охватываемый подшипник при условии $\nu_n = 1.085 \sqrt{1+K^2+2K \cos \gamma}$.



Фиг. 10. Положение шейки в подшипнике.

нагрузки теоретически равна бесконечности, а в случае полуохватывающего подшипника определяется зависимостью

$$J_n = \frac{R}{r \cos \theta} \quad (1)$$

Чтобы установить, насколько траектории движения шейки в подшипнике и значения жесткости масляного слоя, определяемые гидродинамической теорией смазки, соответствуют действительности, имеющей место в станках, автором были произведены эксперименты.

4. Эксперименты

Экспериментальное исследование охватывало определение зазоров в подшипниках, установление жесткости масляного слоя и определение движения цапфы в опоре.

Эксперименты производились на станках токарной и шлифовальной групп моделей 1612У, 1612В, 316. Такой выбор объясняется тем, что на станках этих групп производится относительно более точная обработка и имеют место значительные скорости вращения детали (в случае станков токарной группы). Поэтому в станках этих групп следует ожидать более существенного влияния неуровненности.

а) Определение зазоров в подшипниках

Для определения зазоров наиболее надежным следует признать способ, при котором к валу (шпинделю) через пружинный динамометр прикладывается нагрузка в одну, а затем в другую, обратную сторону. Шейка вала под действием этой нагрузки перемещается в зазоре подшипника. Относительные перемещения шейки измеряются индикаторами.

Границы зазора определяются по резкому изменению показаний динамометра¹.

Возможные ошибки при измерении зазора в подшипнике из-за перемещения самого вкладыша в зазорах втулки или корпуса исключаются благодаря одновременным измерениям перемещений шейки и вкладыша.

В случае горизонтального вала (шпинделя) надежнее производить измерение зазора в вертикальной плоскости.

При измерении зазора в горизонтальной плоскости шейка вала предварительно должна быть приподнята и величину радиального зазора, что легко осуществляется с помощью винтовых домкратиков через прокладку с гладкой горизонтальной поверхностью; эта поверхность служит затем опорой для вала при измерении зазоров в подшипнике.

б) Определение жесткости масляного слоя в подшипниках

При этом для создания нагрузки на шпиндель может быть использован динамометр конструкции К. В. Вотнинова.

Для передачи нагрузки на вращающийся шпиндель в конусное отверстие последнего вставляется вращающийся центр с удлиненной выступающей частью, в которую упирается скоба динамометра. При

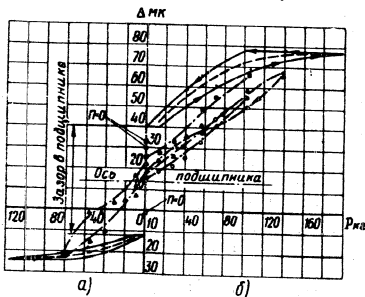
¹ При этом начинают действовать силы упругости системы шейка—подшипник—втулка подшипника.

POOR ORIGINAL

использовании такого устройства влияние сил трения оказывается незначительным и ими можно пренебречь.

Измерение относительных перемещений шпинделя при его отжатии производится микронными индикаторами, ножки которых присоединяются к центрирующему буртику шпинделя.

Во избежание износа ножек индикатора вследствие трения о поверхность вращающегося буртика между ними пропускается узкая лента из тонкой медной фольги. Эта лента, полуохватывая буртик,



Фиг. 11. Характеристика горизонтальных отжатий центрирующего буртика шпинделя токарного станка 1612В относительно втулки подшипника.

— образцы действительные; — отжатие при неравномерном вращении; ····· отжатие при скоростном вращении шпинделя; □ □ □ — 380 об/мин; ○ ○ ○ — 752 " " ; △ △ △ — 1500 " "

плотно прижимается к его поверхности с помощью расчалок из тонких нитей. Силы натяжения нитей практически не оказывают никакого влияния на шейку.

Примечания. 1. Заметим, что при измерении отжатий первоначальное положение шпинделя принимается за нулевое. Это начало отсчета должно обязательно сохраняться при отжатии как не вращающегося, так и вращающегося шпинделя.

2. Необходимость предварительных отжатий шпинделя при вращении (с целью набора зазора в системе) отпадает. Примером измерений отжатий шпинделя по указанной методике может служить Фиг. 11, на которой выложено шейку, отмеченное точками при $n=0$, соответствует моменту перед выложением шейки. Остальные точки согласно принятым обозначениям отмечают положение шейки при вращении шпинделя.

При рассмотрении характеристик отжатий можно заметить разницу в отжатиях неподвижной и вращающейся шейки. Эта разница

указывает на влияние масляного слоя. На это же указывает и тот факт, что шейка при вращении ($n \neq 0$) стремится занять центральное положение в подшипнике.

Замечено, что силы трения в системе шейка—подшипник—втулка подшипника, на которые указывают петли гистерезиса, при вращении шпинделя уменьшаются.

Для сравнения отжатий шпинделя в покое и при вращении в петле гистерезиса, полученной в статике, проводится линия, равноотстоящая от верхней и нижней ветвей петли. При этом предполагается, что линия отжатия при вращении получилась как результат приближения ветвей петли к этой средней линии вследствие указанного выше уменьшения сил трения при вращении.

Указанную линию, проведенную пунктиром, можно принять за линию отжатия при вращении шпинделя без смазки.

Разница в отжатиях шпинделя, вращающегося без смазки и при наличии смазки, при одинаковых нагрузках, определяет толщину масляного слоя между шейкой и подшипником. Тогда жесткость масляного слоя может быть выражена следующим образом:

$$j_m = \frac{P - P_0}{h - h_0} \quad (2)$$

где h — толщина масляного слоя в мм, соответствующая нагрузке P в кг;

h_0 — толщина масляного слоя при нулевой нагрузке в направлении смещения шейки;

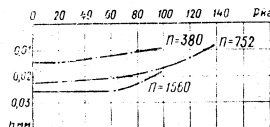
Для удобства определения жесткости масляного слоя в зависимости от нагрузки, перенесенные с соответствующих характеристик отжатий.

Значения жесткости масляного слоя, определенные по зависимости (1) и установленные экспериментально, оказываются одного порядка.

Незначительное различие между ними объясняется неточностью определения некоторых величин, входящих в зависимость (1). В частности, вязкость масла, от которой зависит эксцентриситет e , определялась по температуре поступающего и вытекающего масла из подшипника, тогда как необходимо определить температуру самого масляного слоя.

В результате оказывается, что:

Это смещение получается под действием сил от веса, направленных под прямым углом к этому смещению, что также согласуется с известными положениями гидродинамической теории смазки.



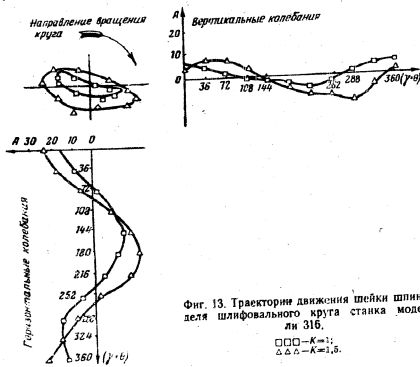
Фиг. 12. Изменение толщины масляного слоя в зависимости от нагрузки и числа оборотов.

POOR ORIGINAL

1. При зазорах, имеющих место в подшипниках и шеей станков, жесткость масляного слоя, определяемая гидродинамической теорией смазки, соответствует действительной (установленной экспериментально). При этом жесткость масляного слоя практически бесконечно велика. Вследствие этого перемещения шейки в подшипнике при отжатии шпинделя близки к нулю.
2. Характер отжатия неподвижного шпинделя сохраняется при его вращении.

а) Движение шейки в подшипниках под действием центробежных сил от неуравновешенности

Установление величины и характера движения шейки в подшипнике под действием центробежных сил от неуравновешенности сводится к измерению одновременных колебаний шейки относительно подшипника в горизонтальной и вертикальной плоскостях.



Фиг. 13. Траектории движения шейки шпинделя шлифовального круга станка модели ЗБ.
СДП - $K=1$;
СДЗ - $K=1,5$.

Такие измерения с достаточной надежностью производятся электродинамическими датчиками в соединении с осциллографом МПО-2. Необходимая для этого чувствительность датчиков обеспечивается постоянными магнитами большой силы.

По осциллограммам, записанным указанным способом, строятся траектории движения шеек в подшипниках, при этом положение траектории движения шейки относительно центра подшипника определяется с помощью микрометрических индикаторов (описанным выше способом). Примером таких построений может служить фиг. 13.

У шпинделя станка 16 траектория движения шейки в опоре имеет характер, соответствующий расчетному случаю полуохватывающего подшипника.

Произведенными экспериментами устанавливается, что при нормальных зазорах, имеющих место в подшипниках станков, и надлежащей смазке имеет место достаточно полное соответствие между действительной траекторией движения шейки в опоре и траекторией, полученной аналитическим путем согласно гидродинамической теории смазки.

Относительные перемещения цапфы в зазоре подшипника являются величинами второго порядка малости по сравнению с амплитудами колебаний шпинделя и втулки подшипника.

5. Исследование форм колебаний станков

Установление форм колебаний станков, вызываемых центробежными силами от неуравновешенности отдельных узлов и деталей станка, позволяет определить вид и величину погрешности обработки из-за действия этих сил. Поскольку станки представляют собой сложные системы со многими упругими сочленениями, то наиболее вероятные формы их колебаний проще и надежнее установить экспериментально. С этой целью (по общей методике) производятся исследования колебаний прецизионных токарных и круглошлифовальных станков.

Методика исследования форм колебаний станков

1. С помощью электродинамических датчиков и осциллографа измеряются горизонтальные колебания станка в разных точках:

- 1) при разных величинах неуравновешенности, создаваемых в отдельных узлах и деталях приводов заготовками и инструментами;
- 2) при разных числах оборотов этих узлов и деталей;
2. Измеряются относительные горизонтальные колебания:
 - 1) заготовки и инструмента;
 - 2) станины и суппорта;
 - 3) передней и задней бабок.
3. Измеряются частоты собственных колебаний станка и его узлов:

- 1) путем записи свободных колебаний после удара;
- 2) снятием резонансных кривых.

При проведении исследований влияние остальных возмущающих сил, имеющих место в работающих станках, исключается двумя способами:

- 1) по возможности отсоединяются или выключаются другие приводы (например, привод подачи);
- 2) отдельно измеряются колебания, вызываемые этими силами.

Измерение частот собственных колебаний станка и его узлов, позволяет установить область, далекую от резонанса, и область резонанса.

Все колебания измеряются относительно фундамента.

Для измерения колебаний различных частей станка в них сверлят отверстия и нарезаются отверстия, в которые вставляются датчики.

В эти гнезда вводят концы пяти катушек датчиков, которые, будучи плотно посажены винтами, обеспечивают жесткое и надежное соединение датчиков с датчиками.

При измерении относительных колебаний инструмента и заготовки следует эту от одного датчика плотно прижимать винтом к инструменту, а концы другого датчика присоединять к заготовке (в непосредственной близости от инструмента) так же, как и при соединении к возмущаемому датчику шпинделя. При этом заготовка и датчик присоединены датчика должна быть тщательно проточена и отшлифована изжальной шкуркой.

По мере возможности поставили здесь все данные экспериментов, приведенные только некоторые из них, поясняющие методику и подтверждающие те основные положения, которые являются результатом исследований влияния неуравновешенности на точность обработки.

Частота основных собственных колебаний станков и их узлов

Наименование узла	Модель станка		
	1612V	1612B	316
	Частота собственных колебаний в Гц/сек		
Шпиндель с укрепленным на нем деталью	205	105 с укрепленным трехугловым патроном	173
Передняя бабка	22	45	62
Задняя бабка	62	—	125
Суппорт, стола шлифовального станка	50—65	41	48
Станина	158	45	108
Передняя подставка	—	49	—
Задняя подставка	—	62,5	—
Шлифовальная бабка шлифовального круга	—	—	97,5
Воздуховод	14 с заданным фундаментом	13,5	—
	20 с заданным фундаментом	—	—

Проведенные исследования позволяют сделать следующие заключения:

1) В рабочем ходу станков каждой части придают свой характер и диапазон изменения амплитуд собственных колебаний.

2) Скорость изменения частоты и подлинности

значения амплитуд этих колебаний практически не зависят от величины центробежных сил от неуравновешенности и не превышают у станков 1612V и 1612B: 10 мк у суппорта, 10 мк у шпинделя, 2—4 мк — у различных точек станины, у станка модели 316: 3,5 мк у шпинделя (со стороны шлифовального круга), 1—2 мк у различных точек станины. Наличие этих колебаний следует объяснить наличием возмущающих сил, имеющих иную природу, например, вызываемых ударами в зубчатых передачах.

2) При возрастании величины возмущающих сил от неуравновешенности в станках появляются колебания с частотой этих сил. При этом величина возмущающих сил, способных вызвать колебания одинаковой амплитуды, тем меньше, чем больше их частота, поскольку при этом частота возмущающих сил приближается к частоте собственных колебаний (фиг. 14).

3) Искажение форм станин токарных и шлифовальных станков при колебаниях (вне зоны и в зоне резонанса) не приводит к заметной погрешности обработки, так как при этом станины практически сохраняют первоначальную форму в рабочей части.

4) При горизонтальных колебаниях станины как в зоне далекой от резонанса, так и в зоне резонанса относительные колебания суппорта при этом незначительны.

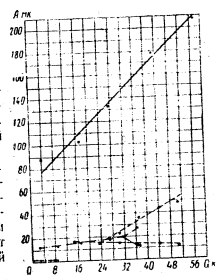
Исследования формы колебаний станков под действием возмущающих сил от неуравновешенности, проведенные при средних и максимальных (но далеких от резонанса) числах оборотов шпинделя, устанавливают, что:

1) амплитуды колебаний с частотой возмущающих сил различных точек станка пропорциональны величине возмущающих сил;

2) относительные колебания заготовки и инструмента в значительной степени определяются упругими колебаниями шпинделя и его подшипников, а также местом приложения возмущающих сил;

3) при действии возмущающих сил от неуравновешенности непосредственно на шпиндель со стороны его консольной части относительные колебания заготовки и инструмента во много раз больше, чем если бы силы действовали в других узлах привода;

4) относительные горизонтальные колебания заготовки и инструмента практически одинаковы как при работе станка холостую, так и при резании на чистовых режимах (см. фиг. 17).



Фиг. 14. Колебания шейки шпинделя при различных числах оборотов.

○—370 об/мин; Δ—520 об/мин; □—1035 об/мин; ×—1035 об/мин.

POOR ORIGINAL

6. Вид и величина погрешности обработки

Поскольку относительные колебания заготовки и инструмента в основном синхронны и с достаточной степенью приближения могут быть приняты за гармонические, то смещение режущей кромки инструмента от номинальной поверхности детали определится как

$$S = A \cos(\omega t - \varphi_{\text{ин}}) \quad (3)$$

Учитывая, что относительные колебания инструмента и заготовки, вызванные центробежными силами от неуравновешенности, определяются в основном колебаниями шпинделя и его подшипников; перемещения режущей кромки инструмента в теле заготовки могут быть выражены зависимостью

$$S = A_{\text{шп}} \cos(\omega t - \varphi_{\text{шп}}) \quad (4)$$

где $A_{\text{шп}}$ и $\varphi_{\text{шп}}$ — амплитуда и фаза колебаний шпинделя и его подшипников.

Так как в зоне, далекой от резонанса, амплитуда колебаний пропорциональна величине возмущающей силы, то перемещение режущей кромки инструмента в теле заготовки после несложных преобразований может быть выражено зависимостью

$$S = \frac{Q}{j_{\text{шп}}} \quad (5)$$

где Q — центробежная сила от неуравновешенности, действующая на шпиндель и его подшипники;
 $j_{\text{шп}}$ — приведенная жесткость шпинделя и его подшипников.

Погрешность обработки на токарных станках

В случае токарной обработки (при горизонтальных колебаниях заготовки) след режущей кромки инструмента, определяющий обработанную поверхность, может быть найден по следующей зависимости:

$$R_s = R_n + A_{\text{шп}} \cos(\omega t - \varphi_{\text{шп}}) \quad (6)$$

где R_s — действительный радиус детали,
 R_n — номинальный радиус детали.

В этом случае погрешность в размерах диаметров и форм в одном поперечном сечении равна нулю.

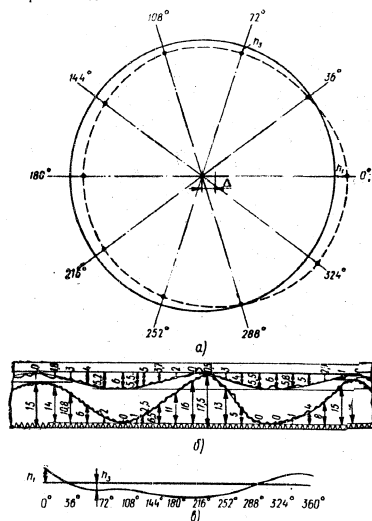
С другой стороны, это означает смещение осей обработанного сечения относительно оси вращения заготовки на величину $\Delta = S$ в плоскости действия центробежной силы от неуравновешенности в сторону, противоположную направлению ее действия.

Пользуясь ранее полученными зависимостями, выразим величину смещения иначе

$$\Delta = \frac{Q}{j_{\text{шп}}} \quad (7)$$

В качестве примера, подтверждающего полученную зависимость, на фиг. 15 приведены осциллограммы одновременных колебаний заготовки и инструмента (фиг. 15,б) под действием центробежных сил от неуравновешенности заготовки, действующих в плоскости резания

По этим осциллограммам на той же фигуре построены относительные перемещения инструмента в теле заготовки (фиг. 15,а) и соответствующее этим перемещениям — поперечное сечение обработанной поверхности (фиг. 15,а).



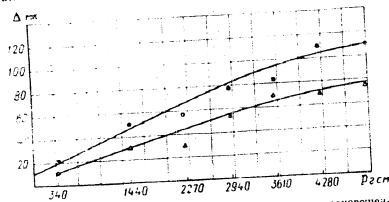
Фиг. 15. Погрешность обработки (Δ) из-за неуравновешенности на конце шпинделя токарного станка.
 а — поперечное сечение обработанной поверхности.
 б — осциллограммы одновременных колебаний заготовки и инструмента.

Верхняя линия — колебания инструмента; нижняя линия — колебания заготовки;
 в — относительные перемещения инструмента в теле заготовки.

С целью проверки производят измерения (с помощью микрометрического индикатора) биения этого сечения относительно оси вращения.

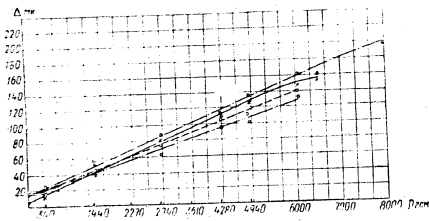
POOR ORIGINAL

На фиг. 16 и 17 приведены результаты аналогичных измерений смещения оси сечения обточенного участка детали от номинальной оси вращения в зависимости от величины центробежной силы из-за неуравновешенности и от различных условий обработки.



Фиг. 16 Погрешность обработки (Δ) в зависимости от неуравновешенности при обработке с числом оборотов 1035 в минуту; $t=0,3$; $s=0,05$; при заданных заточке и трехугольном затроне; $\Delta_{\text{доп}}$ — предельно допустимая погрешность.

Кроме того, там же в том же масштабе нанесены характеристики горизонтальных отжатий шпинделя и его подшипников.



Фиг. 17 Погрешность обработки (Δ) в зависимости от центробежных сил из-за неуравновешенности при разных глубинах резания.

$\Delta_{\text{доп}} = 0,05$
 $Q_{\text{доп}} = 0,15$
 $\Delta_{\text{доп}} = 0,05$
 $Q_{\text{доп}} = 0,15$
 — характеристики отжатий шпинделя.

Эти характеристики сняты при действии отжимающих усилий на шпиндель в плоскости действия центробежных сил от неуравновешенности

Аналогично устанавливается вид и величина погрешности обработки на других станках.

Часто величина неуравновешенности выражается в граммосантиметрах; в этих случаях удобнее пользоваться зависимостью, приведенной к виду

$$\Delta = \frac{1,1 \cdot 10^{-4} p r^2}{J_{\text{шп}}} \quad (8)$$

где Δ — величина погрешности обработки, вызываемая неуравновешенностью, действующей непосредственно на шпиндель, в мм;

p — величина неуравновешенности в гсм;

$J_{\text{шп}}$ — приведенная жесткость шпинделя и его подшипников в кг/мм^2 .

7. Определение допустимой неуравновешенности в зоне, далекой от резонанса

Пользуясь установленной выше зависимостью, по заданной допустимой погрешности обработки от неуравновешенности ($\Delta_{\text{доп}}$ в мм) может быть определена величина допустимой центробежной силы от неуравновешенности ($Q_{\text{доп}}$).

Выразив неуравновешенность p в гсм, получим

$$p_{\text{доп}} = \frac{\Delta_{\text{доп}} J_{\text{шп}} 10^4}{1,1 r^2} \quad \text{гсм.} \quad (9)$$

8. Исследование влияния неуравновешенности на точность обработки в области основного резонанса

Поскольку порядок частот основных собственных колебаний некоторых деталей, узлов и всего станка в ряде случаев оказывается одинаковым или близким к частоте возмущающих сил от неуравновешенности вращающихся деталей, то естественно ожидать появления основных резонансных колебаний деталей, узлов и всего станка.

Установить области резонанса станка и различных его узлов, а также формы их колебаний часто оказывается проще с помощью специального источника возмущающей синусоидальной силы (вибратора).

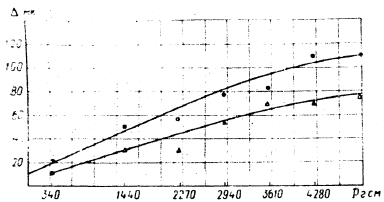
В качестве такого источника, позволяющего изменять величину и частоту возмущающей силы в широком диапазоне, использовались высокооборотные малогабаритные электродвигатели постоянного тока.

¹ Средние значения жесткости узлов отечественных станков см. в кн. «Жесткость металлорежущих станков», ЛОНИТОМАШ, кн. 26, Машгиз, 1952.

² Данные о жесткости подшипников качения см. в книге Д. Н. Решетова «Расчет валов (шпинделей) с учетом упругого взаимодействия их с опорами», Машгиз, 1939.

POOR ORIGINAL

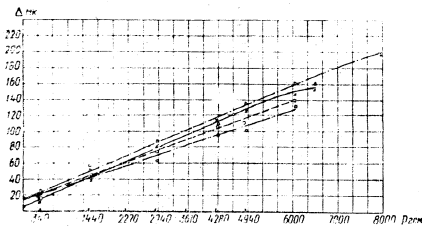
На фиг. 16 и 17 приведены результаты аналогичных измерений величины оси сечения обточенного участка детали от номинальной оси вращения в зависимости от величины центробежной силы из-за неуравновешенности и от различных условий обработки.



Фиг. 16 Погрешность обработки (Δ) в зависимости от неуравновешенности при обработке с числом оборотов 1035 в минуту; $t=0.3$; $s=0.05$.

○ — при закреплении заготовок в трехкулачковом патроне;
 △ — в трехкулачковом патроне с упором завета центра.

Кроме того, там же в том же масштабе нанесены характеристики горизонтальных отжатий шпинделя и его подшипников.



Фиг. 17 Погрешность обработки (Δ) в зависимости от центробежных сил из-за неуравновешенности при разных глубинах резания.

○ — $t=0.3$;
 △ — $t=0.05$;
 □ — $t=0.6$ мм;
 — — — характеристики отжатий шпинделя.

Эти характеристики сняты при действии отжимающих усилий на шпиндель в плоскости действия центробежных сил от неуравновешенности.

Аналогично устанавливается вид и величина погрешности обработки на других станках.

Часто величина неуравновешенности выражается в граммосантиметрах; в этих случаях удобнее пользоваться зависимостью, приведенной к виду

$$\Delta = \frac{1,1 \cdot 10^{-2} p r^2}{J_{шп}} \quad (8)$$

где Δ — величина погрешности обработки, вызываемая неуравновешенностью, действующей непосредственно на шпиндель, в мм;

p — величина неуравновешенности в г·см;

$J_{шп}$ — приведенная жесткость шпинделя и его подшипников в кг/мм².

7. Определение допустимой неуравновешенности в зоне, далекой от резонанса

Пользуясь установленной выше зависимостью, по заданной допустимой погрешности обработки от неуравновешенности ($\Delta_{доп}$ в мм) может быть определена величина допустимой центробежной силы от неуравновешенности ($Q_{доп}$).

Выражая неуравновешенность p в г·см, получим

$$P_{доп} = \frac{\Delta_{доп} J_{шп} 10^8}{1,1 r^2} \quad \text{г·см.} \quad (9)$$

8. Исследование влияния неуравновешенности на точность обработки в области основного резонанса

Поскольку порядок частот основных собственных колебаний некоторых деталей, узлов и всего станка в ряде случаев оказывается одинаковым или близким к частоте возмущающих сил от неуравновешенности вращающихся деталей, то естественно ожидать появления основных резонансных колебаний деталей, узлов и всего станка.

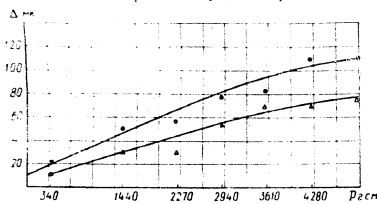
Установить области резонанса станка и различных его узлов, а также формы их колебаний часто оказывается проще с помощью специального источника возмущающей синусоидальной силы (вибратора).

В качестве такого источника, позволяющего изменять величину и частоту возмущающей силы в широком диапазоне, использовались высокооборотные малогабаритные электродвигатели постоянного тока.

¹ Средние значения жесткости узлов отечественных станков см. в кн. «Жесткость металлорежущих станков», ЛОНИТОМАШ, кн. 26, Машгиз, 1952.
 Данные о жесткости подшипников качения см. в книге Д. Н. Решетова «Расчет валов (шпинделей) с учетом упругого взаимодействия их с опорами», Машгиз, 1939.

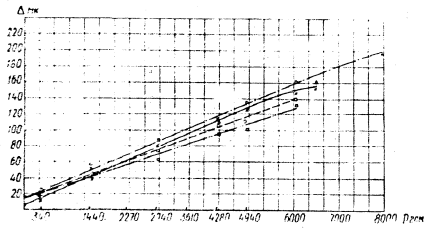
POOR ORIGINAL

На фиг. 16 и 17 приведены результаты аналогичных измерений смещения оси сечения обработанного участка детали от номинальной оси вращения в зависимости от величины центробежной силы из-за неуравновешенности и от различных условий обработки.



Фиг. 16 Погрешность обработки (Δ) в зависимости от неуравновешенности при обработке с числом оборотов 1035 в минуту; $f=0.3$; $s=0.05$.
 ● — при заделке конусности в трехкулачковом патроне;
 ▲ — в резульцанном патроне с упором завета центра.

Кроме того, там же в том же масштабе нанесены характеристики горизонтальных отжатий шпинделя и его подшипников.



Фиг. 17 Погрешность обработки (Δ) в зависимости от центробежных сил из-за неуравновешенности при разных глубинах резания.
 ● — $f=0.3$; $s=0.05$;
 ■ — $f=0.6$; $s=0.05$;
 ▲ — $f=0.6$; $s=0.1$.
 — — — характеристики отжатий шпинделя.

Эти характеристики сняты при действии отжимающих усилий на шпиндель в плоскости действия центробежных сил от неуравновешенности.

Аналогично устанавливается вид и величина погрешности обработки на других стаяках.

Часто величина неуравновешенности выражается в граммосантиметрах; в этих случаях удобнее пользоваться зависимостью, приведенной к виду

$$\Delta = \frac{1,1 \cdot 10^{-4} p r^2}{J_{\text{шп}}} \quad (8)$$

где Δ — величина погрешности обработки, вызываемая неуравновешенностью, действующей непосредственно на шпиндель, в мм;

p — величина неуравновешенности в г·см;

$J_{\text{шп}}$ — приведенная жесткость шпинделя и его подшипников в кг/мм².

7. Определение допустимой неуравновешенности в зоне, далекой от резонанса

Пользуясь установленной выше зависимостью, по заданной допустимой погрешности обработки от неуравновешенности ($\Delta_{\text{доп}}$ в мм) может быть определена величина допустимой центробежной силы от неуравновешенности ($Q_{\text{доп}}$).

Выражая неуравновешенность p в г·см, получим

$$p_{\text{доп}} = \frac{\Delta_{\text{доп}} J_{\text{шп}} 10^2}{1,1 r^2} \quad \text{г·см.} \quad (9)$$

8. Исследование влияния неуравновешенности на точность обработки в области основного резонанса

Поскольку порядок частот основных собственных колебаний некоторых деталей, узлов и всего станка в ряде случаев оказывается одинаковым или близким к частоте возмущающих сил от неуравновешенности вращающихся деталей, то естественно ожидать появления основных резонансных колебаний деталей, узлов и всего станка.

Установить области резонанса станка и различных его узлов, а также формы их колебаний часто оказывается проще с помощью специального источника возмущающей синусоидальной силы (вибратор).

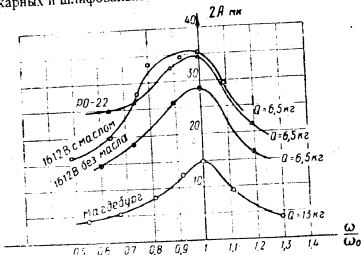
В качестве такого источника, позволяющего изменять величину и частоту возмущающей силы в широком диапазоне, использовались высокооборотные малогабаритные электродвигатели постоянного тока.

Средние значения жесткости узлов отечественных станков см. в кн. «Жесткость металлорежущих станков», ЛОНИТОМАШ, кн. 26, Машгиз, 1932.
 Данные о жесткости подшипников качения см. в книге Д. Н. Решетова «Расчет валов (шпинделей) с учетом упругого взаимодействия их с опорами», Машгиз, 1939.

POOR ORIGINAL

Возмущающая сила создается грузом, укрепляемым на торце ротора; частота возмущающей силы изменяется посредством изменения числа оборотов ротора регулированием напряжения в его обмотках. Такой вибратор может быть укреплен в любой части станка и практически позволяет ввести в резонанс станок и какой угодно из его узлов.

С помощью таких вибраторов, а также путем создания неуравновешенности непосредственно на вращающихся деталях станка были сняты резонансные кривые станка и его узлов (примеры которых представлены на фиг. 18), а также было установлено, что станины токарных и шлифовальных станков (средних размеров) при ре-



Фиг. 18. Резонансные кривые шпинделей станков.

зонансных колебаниях сохраняют свою первоначальную форму в их рабочей части так же, как и при колебаниях в зоне, далекой от резонанса. Также установлено, что колебания суппорта и шпинделя относительно станины при ее резонансных колебаниях остаются пренебрежимо малыми. Это означает, что резонансные колебания станины от центробежных сил из-за неуравновешенности практически не приводят к ухудшению точности обработки.

Таким образом, задача установления влияния неуравновешенности на точность обработки в условиях основного резонанса сводится к определению влияния резонансных колебаний лишь тех узлов, которые непосредственно связаны с инструментом или заготовкой.

9. Погрешность обработки при резонансных колебаниях узлов, непосредственно связанных с инструментом и заготовкой

Часто в станках различные детали вращаются одновременно с различными числами оборотов.

Поскольку абсолютно уравновешенными эти детали быть не могут, то из-за их неуравновешенности в станках будут одновременно возбуждаться возмущающие силы различной частоты.

При этом возможны различные соотношения между частотами возмущающих сил и частотами собственных основных колебаний узлов, непосредственно связанных с инструментом и заготовкой.

Рассматриваются наиболее вредные соотношения частот:

- а) один из узлов, связанных с инструментом или заготовкой, колеблется при работе в области его резонанса;
- б) при работе станка оба узла, связанные с инструментом и заготовкой, одновременно колеблются в области резонанса. При этом области резонанса каждого из них существенно различны.

Колебания узлов из-за центробежных сил от неуравновешенности подобны колебаниям затухающего осциллятора, на который действуют синусоидальные силы и сопротивление которого пропорционально скорости его перемещений. Это положение делает допустимым использование известных зависимостей, определяющих амплитуду вынужденных колебаний указанного осциллятора, для выражения амплитуд колебаний узлов в области основного резонанса из-за центробежных сил от неуравновешенности.

В соответствии с этим для определения величины погрешности обработки (Δ), равной в каждый момент времени результирующей амплитуде относительных колебаний узлов, связанных с инструментом и заготовкой, могут быть использованы те же зависимости.

Тогда для указанных выше случаев можно написать:

$$a) \Delta = \frac{p\omega^2 \cos \omega t}{100G_y \sqrt{(\omega_0^2 - \omega^2)^2 + 4\delta^2\omega^2}} \quad [ММ]; \quad (10)$$

$$b) \Delta = \frac{p_1\omega_1^2 \cos \omega_1 t}{100G_{y1} \sqrt{(\omega_{01}^2 - \omega_1^2)^2 + 4\delta_1^2\omega_1^2}} + \frac{p_2\omega_2^2 \cos \omega_2 t}{100G_{y2} \sqrt{(\omega_{02}^2 - \omega_2^2)^2 + 4\delta_2^2\omega_2^2}} \quad [ММ]; \quad (11)$$

- где p — величина неуравновешенности узла (детали) в гсм;
- ω — частота вращения узла (детали, неуравновешенность которой вызывает колебания узла, связанного с инструментом и заготовкой) в 1/сек;
- ω_0 — частота основных собственных колебаний узла, связанного с инструментом (заготовкой), в 1/сек;
- G_y — вес узла, связанного с инструментом или заготовкой, в кг;
- δ — коэффициент затухания основных колебаний узлов в 1/сек;
- t — время в сек.

Индексы 1; 2, входящие в обозначения, указывают на узел, к которому они относятся.

Эти зависимости могут быть приведены к общепринятым единицам измерения погрешности обработки.

POOR ORIGINAL

10. Установление допустимой неуравновешенности в области резонанса

Резонансные или близкие к ним колебания узлов, непосредственно связанных с инструментом и заготовкой, возможны из-за возмущающих сил от неуравновешенности любых вращающихся деталей (в том числе и узлов, связанных с инструментом или заготовкой) станка, если их круговые частоты совпадают или близки к частотам собственных колебаний этих узлов и отсутствует упругая изоляция между источниками колебаний и этими узлами.

Поэтому должны определяться допустимые неуравновешенности именно тех деталей, из-за неуравновешенности которых возможны резонансные или близкие к ним колебания узлов, непосредственно связанных с инструментом и заготовкой.

Зависимости, определяющие величину допустимой неуравновешенности, преобразованные из выражений, определяющих погрешность, имеют вид:

а) в случае работы одного из узлов, связанных с инструментом или заготовкой, в области резонанса:

$$P_{\text{доп}} = \frac{100G_{\text{з}}\Delta_{\text{доп}} \sqrt{(\omega_0^2 - \omega^2)^2 + 4\zeta^2\omega^2}}{\omega} \quad [\text{гсм}]; \quad (12)$$

б) в случае, когда оба узла, связанные с инструментом и заготовкой, одновременно работают в области резонанса:

$$P_{\text{доп}} = \frac{10^3 \Delta_{\text{доп}}}{G_{\text{из}} \sqrt{(\omega_0 - \omega_1)^2 + 4\zeta_1^2 \omega_1^2} + \sigma G_{\text{из}} \sqrt{(\omega_2 - \omega_2)^2 + 4\zeta_2^2 \omega_2^2}} \quad [\text{гсм}]; \quad (13)$$

$$P_{\text{доп}} = \frac{P_{\text{доп}}}{\sigma}$$

где

$$\sigma = \frac{G_{\text{з}}}{G_{\text{н}}};$$

$G_{\text{н}}$ и $G_{\text{з}}$ — вес деталей в кг, неуравновешенность которых определяется.

Для исследования влияния неуравновешенности и проверки принятого способа определения допустимой неуравновешенности в области резонанса узлов, непосредственно связанных с инструментом и заготовкой, были произведены эксперименты.

При этом влияние резонансных колебаний на качество обработки устанавливалось двумя способами:

а) посредством записи колебаний инструмента и заготовки на плёнку осциллографа;

б) непосредственно измерением неровностей обработанной поверхности с помощью профилометра.

Сравнение результатов экспериментов с данными аналитического расчёта устанавливает их совпадение.

В заключение следует отметить, что:

а) резонансные колебания шпинделя возникают при меньших значениях величины центробежных сил из-за неуравновешенности, чем резонансные колебания суппорта;

б) максимальные значения амплитуды горизонтальных резонансных колебаний шпинделя (см. фиг. 19,а) значительно меньше, чем суппорта (см. фиг. 19,б).

В силу этого максимально возможная величина погрешности обработки из-за резонансных колебаний суппорта много больше, чем из-за резонансных колебаний шпинделя;

в) чистота обработанной поверхности оказывается наилучшей при одновременных резонансных колебаниях суппорта и шпинделя (см. фиг. 19,в).

Подтверждением сказанного выше могут служить фотографии поверхности участков детали (фиг. 19 и 20), обработанных на токарном станке, при постоянном режиме резания ($n=1000$ об/мин; $s=0,05$ мм; $t=0,5$ мм).

11. Методика расчетного определения величины погрешности обработки из-за неуравновешенности вращающихся деталей станка, приспособлений, инструмента и заготовок

1. Устанавливаются возможные области колебаний узлов, непосредственно связанных с инструментом и заготовкой, от центробежных сил из-за неуравновешенности вращающихся деталей станка. При этом колебания узлов, связанных с инструментом или заготовкой, практически будут:

А) в области, далекой от резонанса, если отношение $\frac{\omega_0}{\omega_1}$ находится за пределами

$$0,7 > \frac{\omega_0}{\omega_1} > 1,2,$$

где ω_0 — частота основных собственных колебаний узла, связанного с инструментом (заготовкой);

ω_1 — возможная частота вращения каждой детали станка;

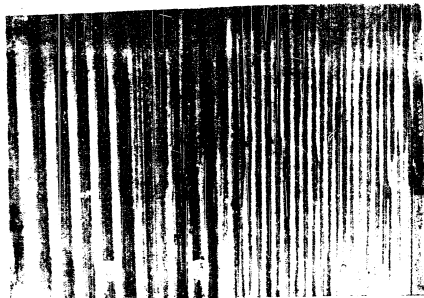
Б) в области основного резонанса, если отношение $\frac{\omega_0}{\omega_1}$ находится в пределах

$$0,7 < \frac{\omega_0}{\omega_1} < 1,2$$

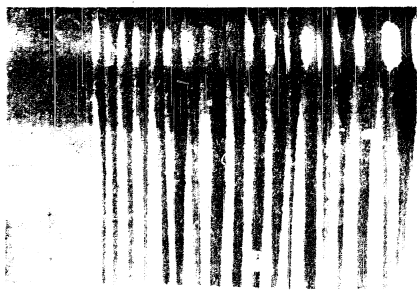
Дальнейший порядок определения погрешности обработки из-за неуравновешенности обусловливается возможной областью колебаний узлов, связанных с инструментом и заготовкой.

POOR ORIGINAL

POOR ORIGINAL



Фиг. 19. Поверхность участков детали при резонансных колебаниях.
а—супорта, б—одновременно супорта и шпинделя, в—шпиндель.



Фиг. 20. Поверхности участков детали при одновременных резонансных колебаниях супорта и шпинделя.
а—при одновременном колебании супорта и шпинделя, б—при колебании только супорта, в—при колебании только шпинделя.

а) В области, далекой от резонанса

1. Устанавливается величина неуравновешенности шпиндельного узла или приспособления (инструмента) и заготовки, из-за неуравновешенности которых определяется погрешность обработки.

2. Определяются центробежные силы от установленной неуравновешенности в зависимости от числа оборотов, при котором определяется погрешность обработки.

3. Определяется величина погрешности обработки (Δ) в зависимости от величины и места действия центробежных сил из-за неуравновешенности:

- а) по известным расчетным зависимостям для упругих деформаций шпинделя с учетом контактных деформаций;
- б) по экспериментально определенной жесткости шпинделя и его подшипников ($f_{\text{шп}} = \frac{P}{\Delta}$ [кг/мм]) и величине центробежной силы из-за неуравновешенности (Q), действующей на консольную часть шпинделя в той же плоскости, что и сила P .

В этом случае

$$\Delta = \frac{Q}{f_{\text{шп}}} \text{ [мм]}.$$

б) в области основного резонанса

1. Устанавливается величина неуравновешенности тех деталей, из-за неуравновешенности и соответствующей частоты вращения которых возможны колебания узлов, связанных с инструментом и заготовкой, в области основного резонанса.

2. Определяется вес (G_s) и оценивается коэффициент затухания (δ) основных колебаний узла, связанного с инструментом (заготовкой), который колеблется при работе в области резонанса.

3. По установленным выше значениям параметров определяется величина погрешности обработки из-за неуравновешенности:

- а) в случае колебаний одного из узлов, связанного с инструментом или заготовкой, в области резонанса по зависимости (12);
- б) в случае если оба узла одновременно колеблются в области резонанса по зависимостям (13).

Поясним приведенную методику на решении конкретных примеров.

Пример. Определить максимальную погрешность обработки из-за неуравновешенности:

- 1) шлифовального круга диаметром 600 мм и шириной 50 мм при обработке им на станке модели 316;
- 2) шпиндельного узла станка ДНП-300 и поводкового патрона с пальцем (диаметром 230 мм) в соединении с хомутиком при работе с ними на этом же станке;
- 3) трехкулачкового патрона диаметром 240 мм при работе с ним на станке ПП-61.

Д. Н. Решеток. Расчет деталей станков. Машин, 1915.

POOR ORIGINAL

Решение:

Установим возможные области колебаний узлов, связанных с инструментом и заготовкой, из-за действия центробежных сил от неуравновешенности при работе станка.

Для этого по частотам основных колебаний узлов, связанных с инструментом и заготовкой (в первую очередь по более низкой частоте $\omega_{\text{инст}}$), определим число оборотов, при которых возможны колебания узлов в области резонанса:

- 1) шпинделя шлифовального круга станка 316

$$n_{\text{рез}} = 0,7 \cdot 48 \cdot 60 = 2060 \text{ об/мин.}$$
- 2) шпинделя станка ДИП-300

$$n_{\text{рез}} = 0,7 \cdot 45 \cdot 60 = 1890 \text{ об/мин.}^*$$
- 3) шпинделя станка ИП-61

$$n_{\text{рез}} = 0,7 \cdot 50 \cdot 60 = 2100 \text{ об/мин.}$$

В станках 316 и ДИП-300 вообще нет деталей, которые имели бы числа оборотов, равные или больше $n_{\text{рез}}$, поэтому в этих станках узлы, связанные с инструментом и заготовкой, будут колебаться при работе в области, далекой от резонанса.

Колебания суппорта станка ИП-61 возможны как в области далекой от резонанса, так и в области резонанса, так как максимально возможные числа оборотов шпинделя и натяжного ролика ременной передачи (3200 и 4850 об/мин) лежат в пределах 0,7 · 50 · 60-

В соответствии с установленными областями колебаний узлов, связанных с инструментом и заготовкой, решение ведется по методике, предложенной для области резонансных колебаний.

1. Определение величины неуровновешенности:
 - 1) величина неуровновешенности шлифовального круга берется по ГОСТ 3060-45, $p = 160 \text{ гсм}$;
 - 2) величина неуровновешенности шпиндельного узла станка ДИП-300, определенная описанным выше способом, оказалась равной 192 гсм и расположенной на расстоянии 52,8 см; величина неуровновешенности поводкового патрона в соединении с хомутиком типа «А», определенная из графика (см. фиг. 2), равна 50 000 гсм.
 - 3) Допустимая величина неуровновешенности трехкулачкового патрона берется по ГОСТ, она равна 215 гсм.
2. Определение величины центробежных сил от установленной неуровновешенности при максимально возможном числе оборотов:

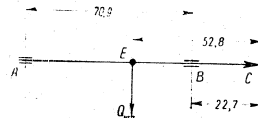
* Данные о частотах основных собственных колебаний см. в табл. 1.
 * Ориентировочно частота основных колебаний суппортов станков среднего размера может быть принята равной 45-75 1/сек.
 * Максимальное число оборотов в минуту шлифовального круга равно 985, а шпинделя станка ДИП-300 - 1500.

- 1) $Q_{\text{макс}} = 1,1 \cdot 10^{-8} \cdot 160 \cdot 985^2 = 1,71 \text{ кг}$;
 - 2) $Q_{\text{инст}} = 1,1 \cdot 10^{-8} \cdot 202 \cdot 1500^2 = 4,85 \text{ кг}$;
 - 3) $Q_{\text{загот}} = 1,1 \cdot 10^{-8} \cdot 5000 \cdot 1500^2 = 125,0 \text{ кг}$;
 - 4) $Q_{\text{патрон}} = 1,1 \cdot 10^{-8} \cdot 215 \cdot 200^2 = 9,45 \text{ кг}$.
3. Определение погрешности обработки из-за центробежных сил от неуровновешенности:

1) шлифовального круга

$$\Delta_{\text{ш.к}} = \frac{Q_{\text{макс}}}{J_{\text{ш.к}}} = \frac{1,71}{300} = 0,0057 \text{ мм.}$$

где $J_{\text{ш.к}}$ — жесткость шпинделя и его подшипников, приведенная к кругу и определенная экспериментально;



Фиг. 21. Схема действия сил на шпинделе.

2) шпиндельного узла токарного станка. В этом случае имеем следующую схему действия центробежной силы на шпинделе из-за его неуровновешенности (фиг. 21):

$$\Delta_c = \frac{Q_{\text{инст}} \cdot r \cdot \overline{AE} \cdot \overline{AB} + \overline{AE}}{6EJ_{\text{ш.к}}}$$

или, подставляя численные значения величины:

$$J = \frac{\pi(D^4 - d^4)}{64} = \frac{3,14(11,7^4 - 5,5^4)}{64} = 538 \text{ см}^4,$$

$$\Delta_c = \frac{4,85 \cdot 40 \cdot 8,20 \cdot 1(70,9 + 40,8)}{6 \cdot 2,2 \cdot 10^9 \cdot 538} = 0,00015 \text{ мм.}$$

Из-за центробежных сил от неуровновешенности поводкового патрона с пальцем в соединении с хомутиком типа «А»

$$\Delta = \frac{Q}{J_{\text{ш.к}}} = \frac{125}{7000} = 0,018 \text{ мм.}$$

где $J_{\text{ш.к}}$ — жесткость шпинделя и его подшипников в кг/мм (из книги ЛОНИТОМАШ «Жесткость металлорежущих станков»);

3) погрешность обработки из-за неуровновешенности трехкулачкового патрона в области, далекой от резонанса,

$$\Delta = \frac{Q}{J_{\text{ш.к}}} = \frac{9,45}{24000} = 0,0004 \text{ мм.}$$

где $J_{\text{ш.к}}$ — жесткость шпинделя и его подшипников станка ИП-61 в кг/мм, определенная экспериментально.

Погрешность обработки на станке ПП-61 из-за неуравновешенности трехрукавного патрона при максимальном числе его оборотов будет складываться из колебаний консольной части шпинделя с патроном в области, далекой от резонанса, и колебаний суппорта, близких к резонансным.

Тогда, согласно изложенному выше, амплитуды их колебаний определяются следующим образом:

$$A_{шп} = \frac{1,1 \cdot 10^{-3} \gamma_{шп} n_{шп}^2}{f_{шп}} \text{ [мм]},$$

$$A_{суп} = \frac{1,1 \cdot 10^{-3} \cdot 215 \cdot 3200^2}{24 \cdot 100} = 0,001 \text{ мм};$$

для суппорта

$$A_{суп} = \frac{p \omega^2}{100 G_{суп} (1 - (\frac{\omega}{\omega_0})^2)^2 + 4 \delta_{суп}^2 \omega^4} \text{ мм},$$

где $G_{суп}$ — вес суппорта, ориентировочно равный 170 кг;
 ω_0 — частота основных колебаний суппорта, равная 65 1/сек;
 $\delta_{суп}$ — коэффициент затухания суппорта¹, определенный экспериментально при действии возмущающих сил от неуравновешенности на натяжной ролик и равный 13,5;
 p — неуравновешенность в гсм, заданная конструктором.

Подставляя значения параметров, входящих в зависимость, получим

$$A_{суп} = \frac{215 \cdot 53,3^2}{100 \cdot 170 \cdot (65^2 - 53,3^2)^2 + 4 \cdot 13,5^2 \cdot 53,3^4} = 0,018 \text{ мм}.$$

Окончательно максимальная погрешность обработки в виде смещения оси обрабатываемого участка от номинальной оси вращения из-за неуравновешенности трехрукавного патрона будет равна 0,018 мм.

12. Методика расчетного определения величины допустимой неуравновешенности вращающихся деталей станка

1. Определяются детали, возможная частота вращения которых оказывается близкой к частоте основных собственных колебаний ω_0 узлов, связанных с инструментом или заготовкой:

$$0,7 \omega_0 < \omega < 1,2 \omega_0.$$

2. Задаются величиной допустимой погрешности обработки на станке из-за неуравновешенности вращающихся деталей:

1) при отношении частоты вращения шпинделя $\omega_{шп}$ к частоте колебаний суппорта $\omega_{суп}$ (станка шлифовального станка), равном единице:

1) значения этого коэффициента для суппорта на данном станке мало отличаются как при действии возмущающих сил на консольную часть шпинделя, так и при действии их на натяжной ролик.

и величинной смещения оси обработанного участка к номинальной оси вращения детали;

2) в случае если это отношение много больше или много меньше единицы — величиной глубины неровности обработанной поверхности.

3. По величине допустимой погрешности обработки из-за неуравновешенности определяется общая величина допустимой неуравновешенности:

1) формулами

$$Q_{доп} = \Delta_{доп} / f_{шп},$$

$$P_{доп} = 1,1 \cdot 10^{-3} \gamma_{шп} f_{шп}^2 Q_{доп}^2 \text{ [сМ]},$$

если

$$0,7 \omega_0 > \omega > 1,2 \omega_0;$$

2) зависимостями (12) — (13), если $0,7 \omega_0 < \omega < 1,2 \omega_0$.

4. По общей величине допустимой неуравновешенности определяется допустимая неуравновешенность основных деталей: для этого в первом приближении принимают

$$P_{доп} = P_1 + P_2 + \dots + P_n, \quad \frac{P_i}{P_i} = \frac{G_i}{G_1}.$$

Пример. Определить величину допустимой неуравновешенности вращающихся деталей станка, а также и приспособлений, укрепляемых на консольной части шпинделей станков моделей 1612У и ПП-61. Р е ш е н и е:

1. Определяем детали, возможная частота вращения которых близка к частоте (в первую очередь более низкой) основных колебаний узлов.

Тогда в соответствии с данными таблицы:

а) в станке 1612У вообще нет деталей, имеющих число оборотов, лежащих в пределах

$$0,7 \cdot 42 \cdot 60 < n_{доп} < 1,2 \cdot 42 \cdot 60;$$

б) в станке ПП-61 такими деталями оказываются шпиндель, имеющий 3200 об/мин, т. е.

$$0,7 \cdot 65 \cdot 60 < 3200 < 1,2 \cdot 65 \cdot 60,$$

и натяжной ролик ременной передачи, число оборотов которого 1600 об/мин лежит в тех же пределах, т. е. $2730 < 1600 < 4674$.

2. Задаем допустимой величиной погрешности из-за неуравновешенности:

0,01 мм — в виде смещения оси обработанного участка от номинальной оси вращения;

0,005 — в виде максимальной глубины неровности обработанной поверхности.

3. Определяем величину неуравновешенности:

1) шпинделя (станка 161 2В) в плоскости центрирующего буртика, а также укрепленного на нем трехрукавного патрона с 165 мм и зажатой в патрон заготовки с 80 мм и длиной 160 мм.

POOR ORIGINAL

При этом общая величина допустимой неуравновешенности перечисленных деталей будет равна

$$P_{доп} = \frac{\Delta_{доп/мин}}{1,1 \cdot 10^{-8} n_{max}^2} = \frac{0,01 \cdot 3200}{1,1 \cdot 10^{-8} \cdot 1500^2} = 1300 \text{ гсм.}$$

Зная вес деталей, а именно:

Вес шпинделя, приходящийся на переднюю опору ($G_{оп}$)	2,5 кг
Вес трехзвучкового патрона (G_3)	6
Вес указанной заготовки ($G_з$)	6,32

определим в грубом приближении допустимую неуравновешенность каждой из них:

$$P_{доп. шп} = \frac{G_{оп} P_{доп}}{G_{общ}} = \frac{2,5 \cdot 1300}{2,5 + 6 + 6,32} \approx 220 \text{ гсм.}$$

аналогично

$$P_{доп. 3} = 525 \text{ гсм.}$$

$$P_{доп. з} = 555 \text{ гсм.}$$

2) шпинделя (связка ПП-61) в плоскости центрирующего буртика, укрепленного на нем трехзвучкового патрона $\phi 240$ мм с зажатой в него заготовкой из проката $\phi 80$ мм и $l=160$ мм, из-за колебаний шпинделя и его подшипников (в зоне, далекой от резонанса):

$$P_{доп} = \frac{0,01 \cdot 24000}{1,1 \cdot 10^{-8} \cdot 3200^2} = 2130 \text{ гсм.}$$

Из-за колебаний суппорта в силу неуравновешенности шпинделя и укрепленных на нем патрона и заготовки

$$P_{доп} = \frac{100 G_3 \Delta_{доп} \sqrt{(\omega_0^2 - \omega)^2 + \eta^2 \omega^4}}{\omega^2} \quad [\text{гсм.}]$$

$$P_{доп} = \frac{100 \cdot 170 \cdot 0,01 \sqrt{(65^2 - 53,59)^2 + 4 \cdot 13,54 \cdot 53,59}}{53,59^2} = 117 \text{ гсм.}$$

Окончательно допустимая неуравновешенность деталей должна определяться по наименьшей и будет равна: шпинделя в плоскости центрирующего буртика

$$P_{доп. шп} = \frac{G_{оп} P_{доп}}{G_{общ}} = \frac{12 \cdot 117}{12 + 30 + 6,32} = 36,7 \text{ гсм.}$$

патрона $P_3 = 61$ гсм, заготовки $P_з = 19,3$ гсм;

в) натяжного ролика ременной передачи станка ПП-61. Наличие в этом станке бесступенчатой передачи может привести к совпадению частоты вращения ролика с частотой основных собственных колебаний суппорта. Это получается при $n_{рол} = 3900$ об/мин и $n_{суп} = 2500$ об/мин.

Тогда, учитывая допустимую глубину неровностей, равную 0,005 мм, мы определим допустимую при этом величину неуравновешенности ролика:

$$P_{доп. рол} = \frac{50 G_{суп} \Delta_{доп} 2\pi n}{65} = \frac{50 \cdot 170 \cdot 0,005 \cdot 2 \cdot 13,5}{65} = 17,6 \text{ гсм.}$$

ЛИТЕРАТУРА

1. Дроздов Н. А. К вопросу о вибрациях станка при токарной обработке. «Станки и инструменты», № 22, 1937.
2. Каширян А. И. Исследование вибраций при резании металлов, изд. АН СССР, 1944.
3. Соколовский А. П. Расчеты точности обработки на металлорежущих станках, Машгиз, 1952.
4. Решетов Д. Н. Расчет деталей станков, Машгиз, 1945.
5. Решетов Д. Н. Расчет валов (шпинделей) с учетом упругого взаимодействия их с опорами, Машгиз, 1959.
6. «Жесткость металлорежущих станков», ЛОНИТОМАШ, кн. 26, Машгиз, 1952.
7. Шляпников Б. В. Динамическая балансировка роторов при постройке и ремонте, Оборонгиз, 1946.
8. Тимошенко С. П. Теория колебаний в инженерном деле, ГОНТИ, 1932.
9. Гореланк Г. С. Колебания в промышленности, ГИИ, 1950.
10. Петров Н. П., Рейнольдс О., Зоммерфельд А., Мичель А., Жуковский Н. Е., Чаплыгин С. А. Гидродинамическая теория смазки под ред. проф. Лейбенсона Л. С., Машгиз, 1934.
11. Орлов П. И. Конструкция авиационных двигателей, Оборонгиз, 1940.
12. Васильев В. С., Мартышкин А. Е. Типовые приборы для исследования станков, ЭНИМС, 1948.
13. «Australasian manufacturer» № 1584 — Предупреждение вибраций в станках, 1946.
14. «Machine shop magazine» № 7—8 — Вибрации станков, 1946.
15. Леонгард Р. К вопросу о вибрациях в станках, М. ЦИТЭИН, 1934.
16. Эрдли Л. Б. Внутренний резонанс — одна из причин, способствующих появлению вибраций при обработке на станках, «Станки и инструменты», № 1, 1949.

Справочный материал

Долматовский, Справочник технолога по механической обработке металлов.
Энциклопедический справочник «Машиностроение», тт. 1—9, Машгиз, 1949

POOR ORIGINAL

POOR ORIGINAL

Канд. техн. наук доцент П. И. БОБРНК

ТОЧНОСТЬ ЗАВИСИМОСТИ $v-T$ ПРИ ОПРЕДЕЛЕНИИ ЕЕ МЕТОДОМ ТОРЦЕВОГО ТОЧЕНИЯ

Большинство затрат металла, длительность опытов при определении зависимости $v-T$ обычным, так называемым классическим методом требуют изыскания сокращенных методов. Хотя в настоящее время известно несколько таких методов, применяются они при исследованиях весьма редко. Из них наиболее часто в литературе указывается метод торцевого точения, обладающий достаточной точностью и быстротой. Несмотря на то, что этот метод известен на протяжении двадцати лет, в исследованиях он применяется редко. При этом в литературе нет никаких сведений о причинах, которые препятствуют его широкому применению.

В лаборатории механической обработки МАИ были поставлены опыты по определению зависимости $v-T$ методом торцевого точения, но они не дали положительного результата из-за чрезвычайно сильного разброса точек. Величины C и в особенности m получали самые произвольные значения. Попытки повысить точность результатов путем более тщательной постановки опытов не дали успеха. В результате было высказано предположение, что негативные результаты не являются случайными, что метод торцевого точения не отвечает даже пониженным требованиям точности. С целью проверки этого предположения был проведен теоретический анализ возможной точности метода торцевого точения, что является содержанием настоящей статьи.

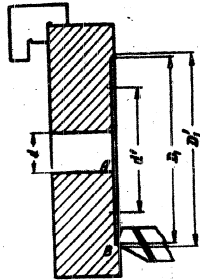
Как известно, сущность данного метода заключается в следующем. Опыты проводятся на дисках с предварительно просверленными отверстиями небольшого диаметра. При определенных t и s всегда можно подобрать такое число оборотов n_1 , чтобы резец при резании от центра по торцу к периферии вышел из строя вследствие износа при некотором диаметре D_1 (фиг. 1). После этого опыт повторяется при тех же t и s , но другом (обычно большем) числе оборотов n_2 и фиксируется соответствующий диаметр «посадки» резца D_2 . В качестве основной исходной предпосылки принимается, что на всем диапазоне изменения при опыте скоростей резания остается справедливой зависимость

$$v = \frac{C}{T^m} \quad (1)$$

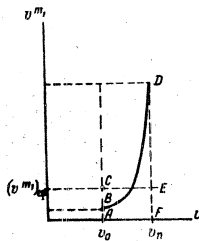
или
$$T = \frac{C^m}{v^m} \quad (2)$$

где
$$m_1 = \frac{1}{m} \quad (2a)$$

При торцевом точении скорость резания изменяется равномерно в пределах от v_0 (в начале прохода) до v_n (в конце). В этом случае стойкость (время непрерывной работы реза) нельзя определить непосредственно по формуле (2). Для определения стойкости надо в формулу (2)



Фиг. 1. Схема постановки опыта при определении зависимости $v-T$ методом торцевого точения.



Фиг. 2. График к расчету значения $(v^m)_{cp}$.

подставить среднее значение функции v^m . Среднее значение этой функции определится (фиг. 2) из условия равенства площадей ACEF и ABDF. Площадь фигуры ABDF равна

$$\int_{v_0}^{v_n} v^m dv = \frac{1}{1+m_1} (v_n^{m_1+1} - v_0^{m_1+1}).$$

Отсюда

$$(v^m)_{cp} = \frac{\text{пл. ACEF}}{v_n - v_0} = \frac{v_n^{m_1+1} - v_0^{m_1+1}}{(1+m_1)(v_n - v_0)} \quad (3)$$

Принимая во внимание, что $m_1 > 3$ и $\frac{v_n}{v_0} > 2$, можно с точ-

ностью, достаточной для практики, слагаемым $v_0^{m_1+1}$ пренебречь; тогда окончательно имеем

$$(v^m)_{cp} \approx \frac{v_n^{m_1+1}}{(1+m_1)(v_n - v_0)} \quad (4)$$

Время работы реза t_M можно подсчитать следующим образом:

$$t_M = T = \frac{L}{ns} = \frac{1000(v_n - v_0)}{2\pi n^2 s} \quad (5)$$

Подставляя (4) и (5) в (2), получаем после преобразований $1000v_n^{m_1+1} = 2\pi C^m n^2 s (1+m_1)$ (6)

Так как полученное уравнение содержит два неизвестных (C и m), то необходимо составить второе уравнение. Для этой цели ставим второй опыт при ином числе оборотов n_2 ; следовательно, и v_n получится другое. Решая полученное для уравнения относительно C и m , после преобразований получаем

$$m_1 = \frac{2 \lg \frac{n_1}{n_2}}{\lg \frac{v_{n1}}{v_{n2}}} - 1, \quad (7)$$

$$C = v_n \sqrt{\frac{d_n}{2\pi (m_1 + 1)}}$$

С точки зрения правильности математических выкладок все изложенное выше не вызывает возражений. Но использование этой теории на практике сталкивается с весьма серьезными трудностями. Значения C и m , вычисленные по формулам (7), получаются в большинстве случаев настолько далекими от нормальных значений, что исследования теряют всякий смысл. Нередки случаи, когда m получает даже отрицательные значения. Для объяснения этих фактов следует проанализировать точность, которую обеспечивает метод торцевого точения. Это тем более необходимо, что указания некоторых авторов ¹ с 5%-ной точностью также совершенно не соответствуют действительности и могут только ввести в заблуждение. Широко известно, что зависимость $v-T$, установленная «классическим» методом, имеет разброс точк, как правило, не менее 10—15% по v и 50—100% по T по стойкости.

В качестве примеров, подтверждающих эти цифры (хотя в этой области имеется весьма большое количество работ других авторов), сошлемся для резов из быстрорежущей стали на работы лаборатории ЗИЛ² (фиг. 21—27 и т. д.), для резов, оснащенных твердым сплавом, — на работы ВНИИ.

¹ Э. И. Фельдштейн, Методы определения обрабатываемости металлов, Москва, 1946.
² «Резчик, экономика и технология резания металлов», под ред. Г. И. Темчина, 1939.

POOR ORIGINAL

Можно утверждать, что сокращенный метод имеет меньшую точность, чем «классический». Для доказательства этого положения определим, благодаря каким факторам получается весьма значительное сокращение времени испытания. При движении реза от A до B (см. фиг. 1) интенсивность изнашивания режущего лезвия неодинакова. С достаточной степенью точности ее можно принять пропорциональной v^m , а суммарную величину износа (см. выражение (3)) — v^{m+1} . Так как в подавляющем большинстве случаев показатель $m > 3$, а обычно он равен $3 \sim 10$, то интенсивность износа в начальный период резания (при малых v) должна быть совершенно ничтожной.

Так, например, если в начальный период скорость резания составляет $\frac{1}{10}$ от конечной, то соответствующее интенсивности износа при $m=4$, относится как $0,0002 : 1,0$. Очевидно, что столь малыми величинами можно пренебречь. Разобьем период испытания (резания) условно на два этапа: начальный при малой скорости резания, течение которого резец изнашивается, например, на $0,1$ (10%) от конечного износа, и заключительный, при котором резец изнашивается на $0,9$ (90%) от конечного износа. Первый этап оказывает весьма слабое влияние на конечные зависимости, поэтому его можно считать, вполне достаточной для практики, из рассмотрения исключить. Пусть начало второго этапа характеризуется диаметром d' (см. фиг. 1) и соответствующей скоростью резания v' . На основании равенства

$$\left(\frac{d'}{d_n}\right)^{m+1} = \left(\frac{v'}{v_n}\right)^{m+1} \quad (8)$$

где d_n и v_n — диаметр и скорости резания, соответствующие моменту «посадки» реза.

По заданному $\left(\frac{d'}{d_n}\right)^{m+1}$ можно определить отношение $\frac{d'}{d_n} = k$, и, следовательно, для заданного d_n — рассчитать d' . Уравнение (8) на фиг. 3 представлено графически.

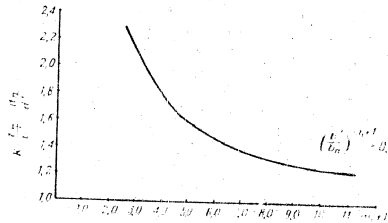
Из этого графика видно, что, например, для $m = \frac{1}{7}$, $d' = \frac{d_n}{1,31}$, т. е. d' и d_n отличаются друг от друга всего на 30%. И на этом сравнительно коротком участке резец изнашивается примерно на 90%. Отсюда можно сделать вывод, что при методе торцевого точения резец изнашивается в основном при таких высоких скоростях резания, которые не характерны для работы в производственных условиях. Для подтверждения этого заключения рассчитаем стойкости, соответствующие скоростям v' и v'' . Из формулы (6) следует, что

$$T = \left[\frac{1000C}{2\pi n^k (m+1)} \right]^{\frac{1}{m+1}} \quad (9)$$

Подставляя v' из выражения (9) в формулу (2), получаем выражение для стойкости реза, если бы он работал с постоянной скоростью резания, равной v' :

$$T = \left[\frac{1000C}{2\pi n^k (m+1)} \right]^{\frac{m}{m+1}} \quad (10)$$

Для вычислений используем опытные данные Э. И. Фельдштейна (см. «Методы определения обрабатываемости металлов», стр. 93). Для стали 5ХНМ минимальное число оборотов, при котором резец выходит из строя при одном проходе, составляет $n = 12$ об./мин.



Фиг. 3. График функции $k = \sqrt{10}$

Кроме того, в работе приведены следующие данные: $C = 47,5$, $m_1 = 6,9$, $k = 1,4$ об./мин. Подставляя эти числа в (10), получаем

$$T = \left[\frac{1000 \cdot 47,5}{2 \cdot 42 \cdot 0,169 \cdot 9 \cdot 1} \right]^{\frac{6,9}{7,9}} \approx 1,32 \text{ мин.}$$

Если взять данные других опытов (при больших числах оборотов), то T получится еще меньше.

Стойкости $T = 1,32$ мин. соответствуют скорости резания

$$v_{1,32} = \frac{C}{T^k} = \frac{47,5}{1,32^{1,4}} = \frac{47,5}{1,911} = 24,9 \text{ м/мин.}$$

Из графика (фиг. 3) следует, что $\frac{d'}{d_n} = \frac{45,6}{1,34} = 34$ раз. Этой скорости соответствует стойкость $T = 12$ мин. Следовательно, данные этого опыта (как и других, приведенных в указании) вполне работоспособны. Варьируя значение n , C , k , можно рассчитать и изменить эти пределы, но в целом метод торцевого точения характеризуется тем, что основной

POOR ORIGINAL

Можно утверждать, что сокращенный метод имеет меньшую точность, чем «классический». Для доказательства этого положения определим, благодаря каким факторам получается весьма значительное сокращение времени испытания. При движении реза от A до B (см. фиг. 1) интенсивность изнашивания режущего лезвия неодинакова. С достаточной степенью точности ее можно принять прямо пропорциональной v^m , а суммарную величину износа [см. выражение (3)] — v^{m+1} . Так как в подавляющем большинстве случаев показатель $m > 3$, а обычно он равен $5-10$, то интенсивность износа в начальный период резания (при малых v) должна быть совершенно ничтожной.

Так, например, если в начальный период скорость резания составляет $1/3$ от конечной, то соответствующие интенсивности износа при $m=5$; относятся как $0,0002:1,0$. Очевидно, что столь малыми величинами можно пренебречь. Разобьем период испытания (резания) условно на два этапа: начальный при малой скорости резания, в течение которого резец изнашивается, например, на $0,1$ (10%) от конечного износа, и заключительный, при котором резец изнашивается на $0,9$ (90%) от конечного износа. Первый этап оказывает весьма слабое влияние на конечные зависимости, поэтому его можно исключить, внося достаточную для практики, из рассмотрения поправки. Пусть начало второго этапа характеризуется диаметром d' (см. фиг. 1) и соответствующей скоростью резания v' . На основании равенства

$$\left(\frac{d'}{d_n}\right)^{m+1} = \left(\frac{v'}{v_n}\right)^{m+1} \quad (8)$$

где d_n и v_n — диаметр и скорости резания, соответствующие моменту «посадки» реза.

По заданному $\left(\frac{v'}{v_n}\right)^{m+1}$ можно определить отношение $\frac{d_n}{d'} = k$, и, следовательно, для заданного d_n — рассчитать d' . Уравнение (8) на фиг. 3 представлено графически.

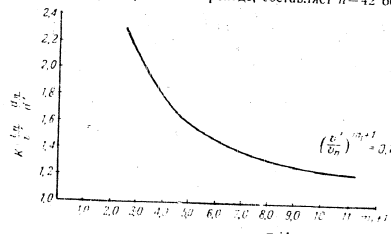
Из этого графика видно, что, например, для $m = \frac{1}{7}$; $d' = \frac{d_n}{1,31}$, т. е. d_n и d' отличаются друг от друга всего на 30%. И на этом сравнительно коротком участке резец изнашивается примерно на 90%. Отсюда можно сделать вывод, что при методе торцевого точения резец изнашивается в основном при таких высоких скоростях резания, которые не характерны для работы в производственных условиях. Для подтверждения этого заключения рассчитаем стойкость, соответствующие скоростям v_n и v' . Из формулы на (6) следует, что

$$T = \left[\frac{C}{2\pi n^2 k (m+1)} \right]^{\frac{1}{m+1}} \quad (9)$$

Подставляя v_n из выражения (9) в формулу (2), получаем выражение для стойкости реза, если бы он работал с постоянной скоростью резания, равной v_n .

$$T = \left[\frac{1000C}{2\pi n^2 k (m+1)} \right]^{\frac{m}{m+1}} \quad (10)$$

Для вычислений используем опытные данные Э. И. Фельштейна (см. «Методы определения обрабатываемости металлов», стр. 93). Для стали 5ХНМ минимальное число оборотов, при котором резец выходил из строя при одном проходе, составляет $n=42$ об/мин.



Фиг. 3. График функции $k = \sqrt[m+1]{10}$.

Кроме того, в работе приведены следующие данные: $C=47,5$; $m = 6,9$; $s=0,4$ об/мин. Подставляя эти числа в (10), получаем

$$T = \left[\frac{1000 \cdot 47,5}{2 \cdot 42^2 \cdot 0,4 \cdot (6,9+1)} \right]^{\frac{6,9}{7,9}} \approx 1,32 \text{ мин.}$$

Если взять данные других опытов (при больших числах оборотов), то T получится еще меньше.

Стойкость $T=1,32$ мин. соответствует скорости резания

$$v_{1,32} = \frac{C}{T^m} = \frac{47,5}{1,32^{6,9}} = \frac{47,5}{1,011} = 45,6 \text{ м/мин.}$$

Из графика (фиг. 3) следует, что $v' = \frac{v_n}{k} = \frac{45,6}{1,31} = 34$ м/мин. Этой скорости соответствует стойкость $T=12$ мин. Следовательно, данные этого опыта (как и других, приведенных в указании выше работе) соответствуют двенадцати стойкости реза в пределах от 1 до 15 мин. Варьируя значения n, D, s , можно несколько изменить эти пределы, но в целом метод торцевого точения характерен тем, что основной

POOR ORIGINAL

точность в этом случае будет больше, чем при $d=200-300$. Проведение же опытов при $d=100$ мм при работе в один проход вообще не может дать сколько-нибудь надежных результатов.

К изложенному следует добавить, что одно из основных допущений, принятых при выводе формул (7), вызывает большие сомнения и никем еще не доказано. Речь идет об идентичности процессов износа при наружном (продольном) и торцевом точении. Есть основание предполагать, что износ при торцевом точении (в результате влияния таких факторов, как различие в жесткости, стружкоотводе, формах износа при различных скоростях резания) имеет свою специфику. Если это так, то точность метода торцевого точения еще более снижается, хотя численно оценить влияние этого фактора пока не представляется возможным.

ЛИТЕРАТУРА

1. Клушин М. П., Резание металлов, Машгиз, 1953.
2. Dongen, Ermittlung der zulässigen Schnittgeschwindigkeit aus Plandrehmaschinen, Stahl und Eisen, 1936, S. 1185.
3. Шарпестинское точение чугуна, сб. под ред. П. П. Грудова, Машгиз, 1955.

POOR ORIGINAL

POOR ORIGINAL

Канд. техн. наук А. С. КОНДРАТОВ

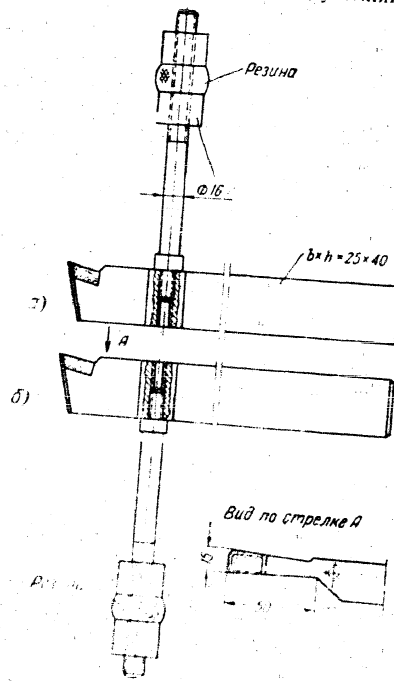
НОВАЯ КОНСТРУКЦИЯ ВИБРОГАСИТЕЛЯ ДЛЯ РЕЗЦОВ ПРИ РЕЗАНИИ ТРУДНООБРАБАТЫВАЕМЫХ СТАЛЕЙ

Операция отрезки и прорезки деталей из труднообрабатываемой стали сопровождается, как правило, чрезвычайно сильными высокочастотными вибрациями отрезного и прорезного резцов. Эти вибрации создают «свист», утомляющий рабочих, и значительно снижают стойкость резцов.

Устранить вибрации существующими средствами до сих пор не удавалось.

В результате проведенных исследований автором предложена конструкция виброгасителей (фиг. 1 и 2), которая практически полностью устраняет вибрации отрезного и прорезного резцов и повышает стойкость их до трех раз. Особая трудность устранения вибрации этих резцов вызывается тем, что в соответствии с технологическими и конструктивными условиями стрелной резец работает с вылетом 95 мм и имеет сечение на этом участке 8×45 мм, а прорезной резец — с вылетом 50 мм и имеет сечение на этом участке 15×40 мм.

Виброгаситель состоит из специальной шпильки, один конец которой при помощи резьбового соединения скрепляется с резцом державкой или приваривается к нему. На другом резьбовом конце навертываются одна или две гайки с проточенной между ними резьбой.



POOR ORIGINAL

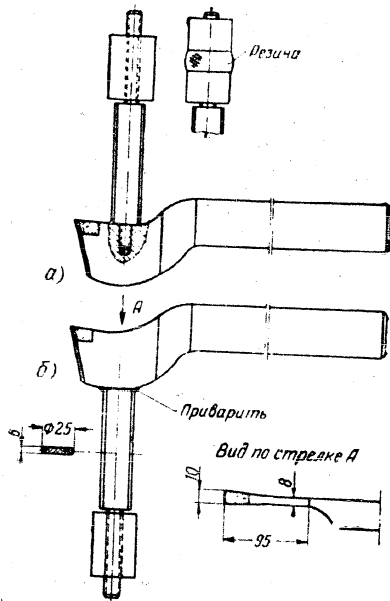
Применение виброгасителя с двумя или одной гайкой определяется каждый раз опытным путем по эффективности действия того или другого варианта.

Для устранения вибраций резцов средней интенсивности, работающих с сечением среза до $t \times s = 4 \times 0.2$ мм², гайки должны наворачиваться с легким усилием от руки; для устранения сильных вибраций резцов, имеющих место при работе с сечением среза $t \times s = (10 \div 15) \times 0.3$ мм², гайки должны наворачиваться на резьбу шпильки очень туго от руки. Следует отметить, что плотность резьбового соединения гайки и шпильки имеет решающее значение: при недостаточной плотности, когда гайка очень свободно от руки свертывается со шпильки, и при очень тугом наворачивании, когда вызывается необходимость применения ключа, виброгаситель не устраняет вибраций.

Установлено, что для резцов сечением $b \times h = 25 \times 40$ мм диаметр шпильки должен быть равен ~ 16 мм, а наибольшая длина — не более 180 мм. Гайки применяются круглого сечения диаметром от 30 до 40 мм и высотой от 30 до 60 мм в зависимости от интенсивности вибраций.

Установлено, что значительно более высокая эффективность действия виброгасителя имеет место, когда он установлен со стороны плоскости основания резца (см. фиг. 1, б и 2, б), при установке же со стороны передней поверхности (см. фиг. 1, а и 2, а) действие виброгасителя снижается.

Применение описанного виброгасителя впервые позволило устранить сильнейшие вибрации отрезных и прорезных резцов при обработке резанием труднообрабатываемой жаропрочной стали, улучшить условия труда путем устранения шума и повысить эффективность резцов.



Фиг. 2. Виброгаситель

а — приварен к отрезному резцу, б — приварен к отрезному резцу

в зависимости от интенсивности вибраций

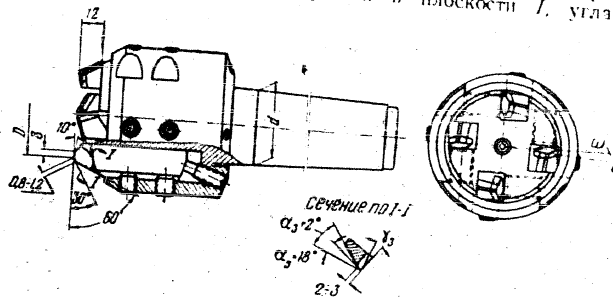
POOR ORIGINAL

**ГРАФИЧЕСКОЕ ОПРЕДЕЛЕНИЕ УГЛОВ ЗАТОЧКИ
ВСТАВНЫХ РЕЗЦОВ ФРЕЗ И ТОКАРНЫХ РЕЗЦОВ**

Величины углов заточки вставных резцов фрез, токарных и расточных резцов и другого инструмента должны определяться с учетом положения их установки в корпусе фрезы, суппорт станка или расточную оправку. Отсутствие практически приемлемых удобных методов для определения углов заточки по заданным оптимальным значениям углов для работы данного инструмента часто затрудняет учет разницы между углами заточки и действительными углами в работе. В данной статье разработаны графики, которые позволяют определять углы заточки инструмента графически и могут широко применяться в заточных мастерских.

**Определение углов заточки γ_s , α_s и λ_s токарных резцов
торцевой фрезы, расположенных параллельно оси фрезы (фиг. 1)**

Как известно, оптимальные значения переднего угла γ (фиг. 2), заднего угла α должны замеряться в плоскости I, угла на-



Фиг. 1. Торцевая фреза.

клона главной режущей кромки λ фрезы — в плоскости II, а соответствующие углы заточки вставных резцов γ_s и α_s — в плоскости III и λ_s — в плоскости IV.

POOR ORIGINAL

Поэтому значения углов γ , α , и λ , соответственно отличаются и углов γ , α и λ .

Общим параметром, определяющим относительное расположение плоскостей I и III, а также II и IV, принят угол ω . Разность значений между углами заточки и углами фрезы при работе полностью характеризуется этим параметром.

Для построения графиков $\gamma_3 = f(\gamma, \omega, \varphi)$, $\alpha_3 = f_1(\alpha, \omega, \varphi)$ и $\lambda_3 = f_2(\lambda, \omega, \varphi)$ установим в начале аналитические выражения этих зависимостей.

В зависимости от относительного значения и знака угла γ и угла $\omega_1 = \arctg(\operatorname{tg} \omega \sin \varphi)$ при определении зависимости $\gamma_3 = f(\gamma, \omega, \varphi)$ имеют место шесть случаев, приведенных в табл. 1.

Таблица 1

№ случая	Знак угла γ	Относительное значение углов γ и ω_1	Знак угла γ_3	Знак угла α_3
1	—	$(-\gamma) > \omega_1$	—	—
2	—	$(-\gamma) < \omega_1$	+	—
3	—	$\gamma \geq \omega_1$	+	—
4	—	$(-\gamma) < (-\omega_1)$	—	—
5	—	$\gamma < (-\omega_1)$	—	—
6	—	$\gamma > (-\omega_1)$	+	—

Для первого и шестого случаев из фиг. 2 имеем

$$bp = c_1 k_1 (\operatorname{tg} \gamma - \sin \varphi \operatorname{tg} \omega);$$

$$ab = bp \cos \omega;$$

$$\gamma_3 = \arcsin \left(\frac{ab \cos \gamma}{c_1 k_1} \right),$$

и окончательно получим

$$\gamma_3 = \arcsin |\sin \gamma \cos \omega - \sin \varphi \sin \omega \cos \gamma|. \tag{1}$$

Таким же образом получим для второго и пятого случаев

$$\gamma_3 = \arcsin |\cos \gamma \sin \varphi \sin \omega - \cos \omega \sin \gamma| \tag{2}$$

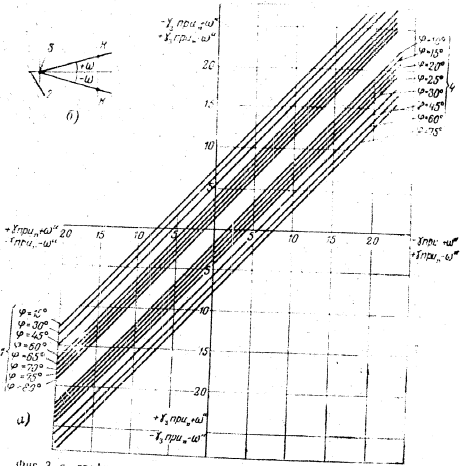
и для третьего и четвертого случаев

$$\gamma_3 = \arcsin |\sin \varphi \sin \omega \cos \gamma + \sin \gamma \cos \omega|. \tag{3}$$

Зависимость $\alpha_3 = f_1(\alpha, \omega, \varphi)$ определим для двух возможных случаев установки вставного резца в корпус фрезы, определяемых углами $+\omega$ и $-\omega$.

Графики для определения углов заточки γ

Определение углов заточки γ , λ и λ_1 вставных резцов фрез и токарных резцов с вполне достаточной точностью можно проводить графически.

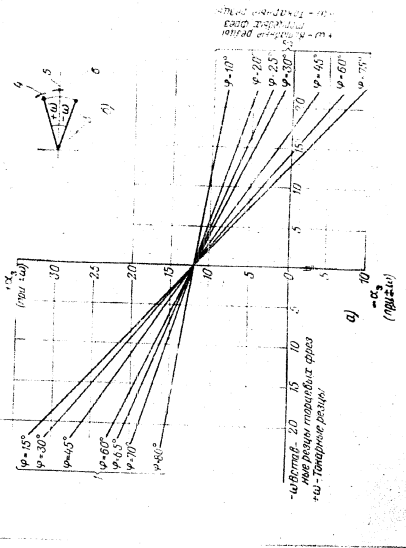


Фиг. 3. а—графики зависимости $\gamma_2 = f(\gamma)$ между действительным передним углом γ при работе резцов фрез и токарного резца и соответствующим значением угла заточки γ_2 при различных значениях угла φ и $\omega = 8^\circ$. б—схема образования угла ω .

1—заданный угол φ для токарных резцов, 2—горизонтальной линии плоскости, 3—исходной формы или обрабатываемой заготовки, 4—заданный угол ω для вставных резцов токарных фрез.

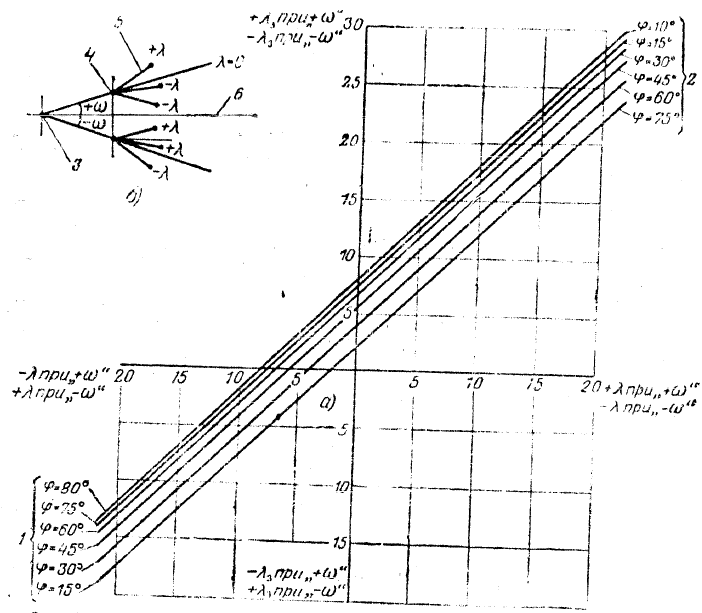
Для этого в зависимостях $\gamma_2 = f(\gamma, \omega, \varphi)$ и $\lambda_1 = f(\lambda, \omega, \varphi)$ полагаем ω и φ каждый раз постоянными, а в зависимости $\alpha_2 = f(\alpha, \omega, \varphi)$ — α и φ постоянными (где α каждый раз принимается оптимальным значением) и строим графики $\gamma_2 = f(\gamma)$, $\lambda_1 = f(\lambda)$ и $\alpha_2 = f(\omega)$. Указанные графики при $\omega = 8^\circ$, $\alpha_{opt} = 12^\circ$ для зависимости $\alpha_2 = f(\omega)$ и $\varphi = 15^\circ - 80^\circ$ представлены на фиг. 3, 4, 5, для пользования

Фиг. 4. а—график зависимости $\alpha_2 = f(\omega)$ для резцов фрез и токарных резцов при заданных значениях угла φ и $\omega = 8^\circ$. б—схема образования угла ω . в—график зависимости $\alpha_2 = f(\omega)$ для резцов фрез и токарных резцов при заданных значениях угла φ и $\omega = 8^\circ$. г—схема образования угла ω .



POOR ORIGINAL

POOR ORIGINAL



Фиг. 5 а—графики зависимости $\lambda_z = f(\lambda)$ между действительным значением угла λ торцевой фрезы и токарного реза и значением угла заточки λ_0 при различных значениях угла φ и $\omega = 8^\circ$.
 б—схема направления (знаков) углов λ и ω .

1—значения углов φ для токарных резов, 2—значения углов φ для вставных резов торцевых фрез, 3—ось торцевой фрезы или обрабатываемой заготовки, 4—вершина реза, 5—главная режущая кромка, 6—горизонтальная осевая плоскость.

которыми необходимо иметь заданные оптимальные значения углов λ и углов ω и φ , а также знаки этих углов.
 По графикам определяются как значение углов заточки λ_0 , α_0 , λ_1 , так и их знаки.

POOR ORIGINAL

Канд. техн. наук доцент А. Л. БОЛОТНИ

АВТОМАТИЧЕСКИЙ ЗАЖИМ ДЕТАЛЕЙ ЦЕНТРОБЕЖНЫМИ СИЛАМИ ИНЕРЦИИ

Одним из способов повышения производительности труда при работе на металлорежущих станках является механизация и автоматизация зажима деталей.

Наличие огромного парка станков на наших заводах, придает исключительно важное значение использованию *наиболее экономичных* зажимных приводов.

Одним из таких решений можно считать приводы, в которых эффективная зажимная сила создается центробежной силой инерции вращающихся грузов.

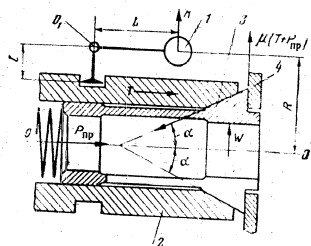
Такие приводы не являются универсальными, но на быстроходных станках токарной группы они в ряде случаев могут оказаться рентабельными. В практике наших заводов такие приводы не нашли еще применения, а в технической литературе этот вопрос освещен очень мало. Предварительные теоретические исследования показали приемлемость такого привода при обработке в центрах и в лапках, причем сам механизм может быть расположен на головке либо на задней части шпинделя станка. Преимущество второго решения заключается в полной независимости привода от конструкции патрона. Существенное значение в таких приводах имеет способ регулирования тяговой силы. Это объясняется тем, что изменение числа оборотов шпинделя для указанных целей может лимитироваться стойкостью инструмента и мощностью станка. Не менее существенным является также регулирование величины хода, скорости срабатывания механизмов и возможности выключения работы привода на ходу станка. Решению этих вопросов посвящена данная работа.

Конструкция приводов и их силовые свойства

Первая попытка найти рациональные конструктивные формы такого привода была произведена в 1953 г. По заданию и под непосредственным руководством автора данной статьи студентом МАТИ А. Я. Живухиным был сконструирован цапговый патрон в комплекте с приводом. Эта работа была опубликована в студенческом сборнике № 2 за 1954 г.

Все устройство располагается на *головке шпинделя* токарного станка, а его работа протекает следующим образом (фиг. 1). При

вращении всей системы около оси OO три шарнира K подвешенных груза I под действием центробежных сил инерции K вращаются около осей O_1 . Возникающая при этом суммарная сила T втулкой 2



Фиг. 1. Схема механизма цапгового патрона с центробежным приводом.

сжимает цапгу 3, упирающуюся в неподвижную шайбу 4. При этом обрабатываемая деталь оказывается зажатай силой W .

Характеристика этой конструкции:

- | | |
|----------------------------|--------|
| 1) внешний диаметр | 180 мм |
| 2) длина | 140 " |
| 3) вес одного груза | 0,8 кг |
| 4) диаметр отверстия цапги | 20 мм |
| 5) число грузов | 3 шт. |

Для расчета привода предлагается формула

$$T = \frac{0,01GRn^2}{g} \frac{L - (L+1)r}{R} \text{ кг.}$$

где G — вес всех грузов в кг;

L и l — длины плеч груза в м;

R — расстояние от центра тяжести груза до оси OO в м;

g — ускорение, равное 9,81 м/сек²;

n — число оборотов шпинделя станка в мин.;

r — радиус оси в точке O_1 ;

f — коэффициент трения на этой оси.

При $l = 1000$, $\frac{L}{l} = 4,4$, $R = 0,045$ и $G = 2,4$ кг тяговая сила привода $T = 480$ кг.

Для надежного зажатия детали с помощью данного устройства необходимо выдержать следующее условие:

$$T > T_1 + T_2 + T_3 + T_4.$$

где T_1 — сила привода, расходуемая на преодоление сил трения в зажиме;

T_2 — сила, расходуемая на сжатие всех пружин;

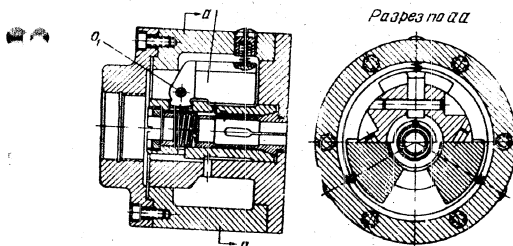
T_3 — сила, расходуемая на преодоление сил трения на переднем торце цапги;

T_4 — сила, расходуемая на упругое сжатие цапги;

T — расчетная сила привода.

Общий вид конструкции показан на фиг. 2¹.

Позднее дополнительно разработаны две конструкции привода, закрепляемых на заднем конце станка.



Фиг. 2. Конструкция цапгового патрона с центробежным приводом.

Одна из них (фиг. 3) работает по предыдущей схеме и, следовательно, имеет ту же расчетную формулу. На этой фигуре совмещены два решения, а именно: в верхней части показан толкающий механизм, а в нижней — тянущий.

Характеристика этой конструкции:

- | | |
|--------------------|-------------|
| 1) внешний диаметр | 150 мм |
| 2) длина | 130 " |
| 3) вес всех грузов | 2,8 кг |
| 4) расстояние | $R = 0,045$ |
| 5) плечо | $l = 15$ |
| 6) плечо | $l = 15$ |
| 7) радиус цапфы | $r = 6$ |

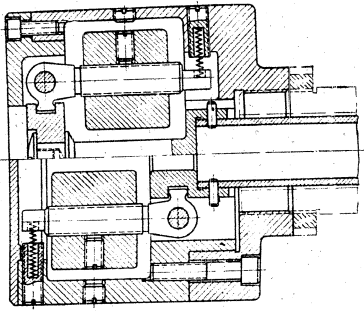
При $n = 1000$ об/мин, $f = 0,1$, $T = 315$ кг.

Вторая конструкция аналогичного назначения показана на фиг. 4.

¹ По предложению автора в 1955 г. патрон такой конструкции был испытан на Московском тормозном заводе и при испытании дал хорошие результаты. В настоящее время в МАТИ производится дальнейшее исследование конструкции этого привода.

POOR ORIGINAL

Здесь грузами служат стандартные шарики 1. Под действием сил инерции эти детали действуют на детали 2 и 3 как грузы. Для облегчения работы пружин 4 угол клина α здесь не должен быть



Фиг. 3. Конструкция центробежного привода с регулировкой танговой силы.

меньше 30°. Шарики должны быть помещены в сепаратор, ограничивающий пределы их перемещения.

Характеристика привода:

- 1) внешний диаметр $D=300$ мм.
- 2) длина $L_1=100$
- 3) предельный диаметр расположения шариков $D_2=250$
- 4) диаметр шариков $d=25$

Расчетная формула

$$T = \frac{0,01GRn^2}{g[\lg(\alpha + \varphi) + \lg \varphi_2]} \text{ кг.}$$

Здесь G, R, n и g сохраняют прежние значения.

- α — угол клина;
 - φ — угол трения на конической поверхности детали 6;
 - φ_2 — угол трения на плоскости P (см. фиг. 4).
- При $n=1000$ об/мин $\alpha=30^\circ$, $\varphi=\varphi_2=5^\circ 43'$ и $n_1=30$ (число шариков),

$$T=280 \text{ кг.}$$

Для расчета необходимого диаметра шарика может быть рекомендована формула

$$d = 1000 \sqrt{\frac{KKT}{Rn^2n_1}} \text{ мм.}$$

где

$$K = \lg(\alpha + \varphi) + \lg \varphi_2.$$

Значения остальных букв — прежние.

Для расчета диаметра шарика при использовании такого привода для зажатия детали цангой можно рекомендовать формулу

$$d = 1000 \sqrt[3]{\frac{(Q+W)[\lg(\alpha_1 + \varphi) + \lg \varphi_1][\lg(\alpha_2 + \varphi) + \lg \varphi_2]}{40Rn^2n_1}}$$

или

$$d = 1000 \sqrt[3]{\frac{(Q-W)K_1K_2g}{40n^2n_1R}}$$

где Q — сила, необходимая для изгиба лепестков цанги:

$$W = \frac{P_2 D_0}{f_1 d_1},$$

где P_2 — составляющая сила резания;

D_0 — диаметр обработки и d_1 — диаметр отверстия цанги;

f_1 — коэффициент трения в цанге;

α_1 — угол наклона цанги;

φ — угол трения на конической поверхности цанги;

φ_1 — угол трения в отверстии цанги;

α_2 — угол заклинивания шариков;

R — радиус окружности расположения шариков.

Зависимость T от n показана в таблице.

Привод в комбинации с цанговым патроном		Привод рычажный		Привод с шариками	
n , об/мин	T , кг	n , об/мин	T , кг	n , об/мин	T , кг
1000	480	1000	315	1000	280
1500	1015	1500	700	1500	630
2000	1800	2000	1250	2000	1125
3000	4000	3000	2830	3000	2500

Здесь приведены силовые показатели приводов при их возможном использовании на современных быстрходных станках токарной группы.

Эти расчетные данные наглядно показывают, в какой мере растет нагрузка на звенья привода и что в связи с этим проверка на прочность этих звеньев совершенно необходима. Не в меньшей мере при высоких оборотах шпинделя станка требуется строгая статическая балансировка привода.

POOR ORIGINAL

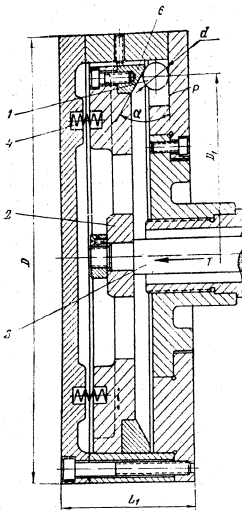
Приведенные формулы показывают, что наиболее сильное влияние на мощность привода оказывает число оборотов n и вылет малого плеча l груза (см. фиг. 1), поскольку от этих величин тяговая сила T находится в степенной зависимости. Однако воспользоваться повышением числа оборотов (n) не всегда возможно из-за недостаточной стойкости инструмента и недостаточной мощности станка.

Что же касается плеча l , то его чрезмерное уменьшение влечет за собой нежелательное уменьшение хода зажимного органа приспособления (патрона). Изменение плеча l и объема груза влечет за собой изменение габаритов привода в целом. Исследование оптимального решения этих вопросов является ближайшей задачей исследователей и конструкторов.

Из рассмотренных расчетов следует также, что шариковая система, хотя и отличается относительной простотой, но в силовом и габаритном отношении уступает другим. Это объясняется прежде всего невозможностью использовать малые углы заклинивания. Увеличение диаметра шариков влечет за собой утяжеление привода. Замена шариков роликами положительно отражается на размерах конструкции и на тяговой силе T . Это объясняется тем, что при равных габаритах этих грузов ролики имеют больший вес. При эксплуатации патронов с такими приводами несомненно встает вопрос о предварительном креплении детали до полного зажатия патрона центробежными силами. Этот вопрос также требует доработки. Одним из способов решения этого вопроса является использование легких подпружиненных зажимов и защелок, не затрудняющих установку и снятие детали вручную. При обработке пруткового материала надобность в предварительном креплении отпадает.

Не потребуются предварительного крепления также при обработке деталей в центрах. Рассмотрим такие устройства.

111

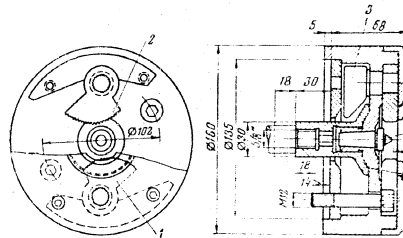


Фиг. 4. Конструкция центробежного привода со сферическими грузами.

Привод для обработки в центрах

При разработке этого вопроса нами был изучен один источник значительной давности (фиг. 5).

О наличии в этой конструкции центробежного привода автор не упоминает, констатируется лишь автоматическое действие зажима и принудительное отжатие кулачков на ходу станка с помощью пневмопривода. Из опыта известно, что одновременное зажатие детали двумя кулачками, когда последняя поставлена в центр станка, возможно лишь при наличии подвижной связи между осями кулачков, допускающей их совместное перемещение вдоль междучертовой линии. Это вызывается необходимостью активизировать работу второго кулачка после того, как первый прижмется к детали. При от-



Фиг. 5. Поворотный патрон с центробежным и пневматическим приводами.

сутствии подвижной связи работат бы только один кулачок, и односторонний нажим на деталь отрицательно бы влиял на точность обработки. Поскольку данный патрон такой связи не имеет, необходима раздельная активизация каждого кулачка. Это возможно при использовании отдельного центробежного привода у каждого кулачка. О следгах его присутствия говорит деталь 4, связанная с осью кулачка. Такое предположение поясняет роль пневмопривода, который перемещением детали 4 влечет принудительно поворачивает грузы в противоположные стороны и тем самым раскрывает кулачки для смены детали. Для безопасности ее установки на центр 5 предусмотрено смещение око 6 с широчай пррезии в фаской у входа. Детальное изучение этого вопроса привело к созданию конструкции, показанной на фиг. 6.

Здесь предусмотрен принудительный отход грузов 1 и кулачков 2 на ходу станка, что вызывает девию детали на центрах 3, не останавливая станка. Возвращение в исходное положение грузов и кулачков, сидящих на осях 4, производит деталь 5 при ее движении влево под действием пневматического привода. Это осуществляется системами 6 и 7. Подпружиненные подушечки 8 служат для

110 1737

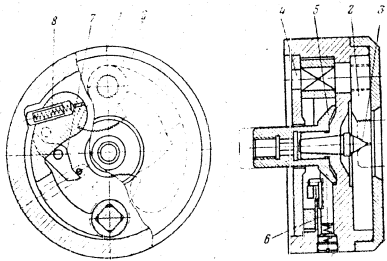
117

POOR ORIGINAL

возвращения грузов в исходное положение при работе станка, когда приспособление используется без пневмопривода.

На первый взгляд кажется, что пневматический привод мог бы также осуществить зажим детали и тем самым исключить необходимость в центробежном механизме. Такая возможность не исключена. Однако при зажиме детали кулачками пневматического патрона потребовалось бы применить более мощный цилиндр и тем самым больше расходовать сжатый воздух, что безусловно менее экономично.

Следует отметить, что благодаря эксцентricности кулачков 2, обладающих свойством самозаклинивания, значительно уменьшает-



Фиг. 6. Поводковый патрон с комбинированным приводом.

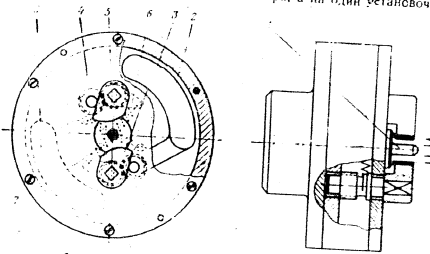
ся потребная зажимная сила грузов, а отсюда уменьшается также мощность пневмопривода. Кроме того, следует иметь в виду, что роль центробежного привода сводится главным образом к поддержанию контакта криволинейной поверхности кулачков с обрабатываемой деталью. Само же зажатие детали происходит под действием сил резания и трения на указанных выше поверхностях контакта. Чем больше силы резания, тем сильнее самозаклинивается деталь. Учитывая рифление на поверхностях контакта кулачков и величину коэффициента трения около единицы, о пробуксовании детали не может быть и речи.

В связи с этим расчет базируется в таких случаях не на определении силы привода, что имело место для приведенных выше конструкций, ибо здесь теоретически силы зажима могут стать неограниченно большими. В основу расчета принимаются допустимые напряжения смятия приспособления в местах контакта с тыльной поверхностью кулачков. Для ознакомления с этими расчетами рекомендуем статьи проф. Д. Н. Решетова в журн. «Станки и инструменты», № 2, 3 за 1942 г. и в кн. «Расчет деталей станков».

Эти напряжения и лимитируют пределы нагрузочной способности обработки, т. е. определяют собой предельно допустимую силу резания при обработке на таком приспособлении.

В случаях, когда при обработке смена детали ведется при работающей детали, описанная конструкция упрощается за счет использования в исходное положение пружинами (фиг. 7).

В отличие от предыдущего в этой конструкции происходит самозжатие детали, палетой не на два центра, а на один установочный



Фиг. 7. Самозаклинивающий патрон с центробежным приводом.

палец 1. Грузы 2 связаны с кулачками 3 через зубчатые колеса 4 и 5. В исходное положение грузы приводятся с помощью пружин 6 и 7. Рассматриваемый пример, разумеется, не исчерпывает область возможного использования центробежных инерционных приводов. Успешное использование их в производстве будет зависеть от результатов экспериментального исследования и от должной инициативы конструкторов и технологов. В советской промышленности предпринято рациональных технических новшеств открыты неограниченные просторы.

POOR ORIGINAL

POOR ORIGINAL

КОНСТРУКЦИЯ И В. СТИЛЬ

К ВОПРОСУ О ЖЕСТКОСТИ СУППОРТА ТОКАРНОГО СТАНКА

При резании закаленных сталей, особенно при поперечной обработке широкими резцами, вопрос о колебаниях системы станок—деталь—инструмент имеет первостепенное значение, так как возникающие при резании вибрации резко снижают стойкость режущего инструмента, ухудшают качество обработанной поверхности, увеличивают износ деталей станка и снижают производительность обработки. Знание причин, возбуждающих вибрации станка, и поведения системы при колебаниях, дает возможность правильно подойти к выбору режимов резания и геометрии режущего инструмента и разработать рекомендации по устранению колебаний в процессе обработки.

Исследование спектра частот собственных колебаний упругой системы станок—деталь—инструмент, а также характера деформаций отдельных узлов станка при нагружении дает возможность создать схему колебаний рассматриваемой системы и судить о ее виброустойчивости и причинах появления колебаний при различных видах обработки.

Данная работа не решает полностью поставленной задачи и рассматривает лишь следующие вопросы:

- 1) определение жесткости суппорта токарного станка с высотой центров $H=210$ мм;
- 2) исследование характера поведения его в процессе статического и динамического нагружения;
- 3) установление схемы колебательной системы суппорта для случая фасонного поперечного точения закаленной стали;
- 4) методика составления и решения для данного случая дифференциального уравнения колебательного движения суппорта с целью определения частот собственных колебаний упругой системы.

Характер вибраций при фасонной обработке закаленной стали и причины их появления в настоящей статье не рассматриваются.

Рассмотрим деформации узлов станка при статическом нагружении системы горизонтальной силой P_x и наклонной силой P .

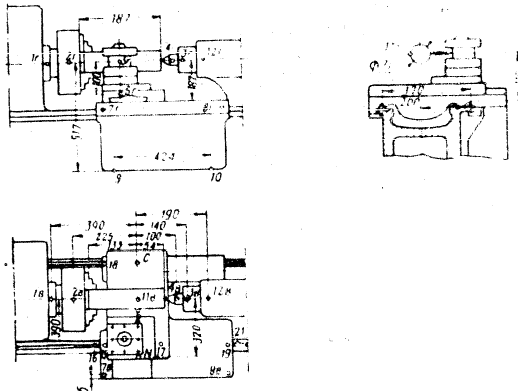
Нагружение системы горизонтальной силой P_x осуществлялось однокомпонентным динамометром системы К. В. Вотнинова.

Нагружение наклонной силой P производилось двухкомпонентным динамометром (конструкции Станкоинструментального института им. И. В. Сталина), который обеспечил следующее соотношение

POOR ORIGINAL

составляющих сил: $P_1 : P_2 : P_3 = 1 : 0,9 : 0,15$. Нагружая систему станок деталь горизонтальной силой P_3 , мы как бы воспроизводим действия сил при продольном либо поперечном течении закаленных сталец широколезвийным инструментом, когда составляющая P_3 значительно превосходит силу P_2 .

Нагружение системы наклонной силой P ближе воспроизводит действия сил при продольном течении. Схема расположения контрольных точек, в которых производились замеры деформаций отдельных узлов станка, представлена на фиг. 1.



Фиг. 1. Положение контрольных точек при определении деформации системы.

Замеры деформаций производились индикаторами с ценой деления 0,01 и 0,001 мм. При определении жесткости узлов силы приводились к точкам, в которых замерялись отжатия. С целью более наглядного представления о величинах жесткости узла на оси абсцисс откладывались деформации, на оси ординат — силы.

Снятие характеристик деформаций узлов станка производилось после предварительного двукратного нагружения системы до 250 кг (однокомпонентным динамометром) и до 600 кг (двухкомпонентным динамометром) с последующим разгрузением до 0.

Результаты исследований приведены в виде графиков на фиг. 3-8, на которых нагрузочные кривые представлены сплошными линиями, разгрузочные — пунктирными.

Для большинства графиков характерны следующие положения:

- 1) отсутствие чувствительности отдельных узлов станка к статическому нагружению системы силами P_3 и P_2 до вполне определенного значения;

2) отсутствие чувствительности от первых узлов станка к первоначальной разгрузке.

3) значительное отставание разгрузочных ветвей, свидетельствующее о большой работе сил трения в подвижных и неподвижных стыках.

Рассмотрим вначале явление нечувствительности узлов к их первоначальному разгрузению.

При статическом нагружении узлов станка на поверхностях контакта стыковых соединений возникают давления, увеличивающиеся с ростом нагрузки.

При плотном прилегании контактируемых поверхностей и при достижении определенной величины давления в результате сил молекулярного взаимодействия трущиеся поверхности как бы «прилипают» друг к другу.

Подобное явление было в свое время обнаружено К. В. Вотниным¹ при определении влияния смазки на величину отжатия стыков.

После нагружения и разгрузки образцов, обильно смазанных маслом, им было установлено, что масло во время опыта совершенно не выжималось из стыка и характер поведения стыка после нагружения резко менялся.

Стык нельзя было сдвинуть даже быстро приложенной боковой нагрузкой — поверхности стыка буквально прилипали друг к другу.

Нечувствительность стыка к первоначальной разгрузке с физической точки зрения может быть в первом приближении объяснена положением, развитым проф. А. С. Ахматовым², о граничном смазочном слое как квазитвердом теле.

Действительно, при нагружении стыка, контактные поверхности которого смазаны маслом, при достижении определенной величины давления в стыке масляный слой приобретает свойства твердого тела, в нем при трении отсутствуют всякие признаки скольжения между молекулярными рядами.

С ростом давления в стыке способность граничного слоя сопротивляться давлению возрастает и стык ведет себя как твердое тело, вплоть до критической величины, масляный слой сохраняет свойства твердого тела, и в результате чего отсутствует чувствительность стыка к снижению нагрузки. Для объяснения явления нечувствительности узла к первоначальному нагружению можно воспользоваться следующей схемой (фиг. 2)³, представляющей собой стыковое соединение какого-либо узла станка (например, стык поперечные салазки — каретка).

Введем обозначения:
 P_y — переменная ступенчато нарастающая сила, приложенная к телу А;

Q — вертикальная сила, действующая на стык;

T — сила трения, возникающая в стыке;

R_k — реакция упругой опоры К;

R — вертикальная реакция стыка.

При статическом нагружении системы вертикальной силой Q на поверхностях стыка двух тел А и В возникают силы молекулярного взаимодействия, препятствующие перемещению одного тела по отношению к другому. При одновременном нагружении системы силой Q и горизонтальной силой P_y , ступенчато возрастающей по величине, тело А будет находиться в состоянии покоя по отношению к телу В до тех пор, пока существует равенство

$$P_y - T - R_k = 0. \quad (1)$$

При значительном возрастании силы P_y , когда величина ее преизойдет силы сопротивления, будет справедливо неравенство

$$P_y - T - R_k > 0 \quad (2)$$

и система придет в движение. При этом возможны два случая:

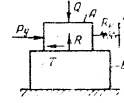
1-й случай. При $T < R_k$ — нарушается связь в стыковых поверхностях и тело А смещается по направлению действия силы P_y .

2-й случай. При $T > R_k$ отсутствует скольжение двух трущихся поверхностей. Система из двух тел А и В ведет себя как единое твердое тело, упруго деформирующееся под действием нагрузки. Рассматриваемый случай возможен при непрерывно возрастающей величине силы Q , т. е. когда связи между трущимися поверхностями не могут быть нарушены.

Из анализа деформаций отдельных узлов станка при статическом их нагружении следует, что деформация суппорта относительно каретки под действием горизонтальной силы P_y соответствует первому случаю. Как видно из графика (фиг. 3), в первоначальный момент нагружения верхняя часть суппорта, упруго деформируясь, обеспечивает высокую жесткость всего узла. Увеличение нагрузки приводит к смещению верхней части суппорта относительно каретки и снижению общей жесткости узла суппорта.

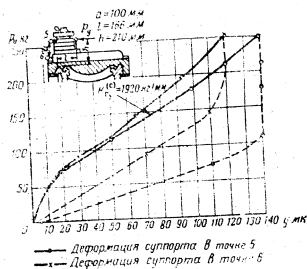
Характер деформаций системы суппорта вместе с кареткой при действии наклонной силы P (фиг. 4) соответствует второму случаю при допущении, что каретка жестко закреплена на направляющих станины. При нагружении суппорта наклонной силой P , обеспечивающей соотношение составляющих сил $\frac{P_x}{P_y} = 2$, в зоне контакта

двух поверхностей создаются условия, при которых тонкий масляный слой приобретает свойства твердого тела и силы сцепления стыковых поверхностей во много раз превосходят силы сопротивления упругих звеньев. При подобном нагружении суппорт вместе с кареткой де-

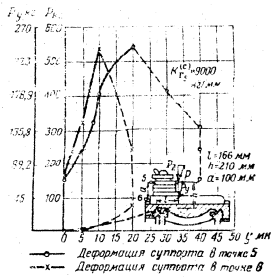


Фиг. 2. Схема стыкового соединения «поперечные салазки — каретка».

POOR ORIGINAL



Фиг. 3. Деформация сепаратора в горизонтальной плоскости (в точках 5 и 6) от действия силы P_y .



Фиг. 4. Деформация сепаратора (в точках 5 и 6) в горизонтальной плоскости от действия результирующей силы P_y , приложенной под углом 26.39° к вертикали.

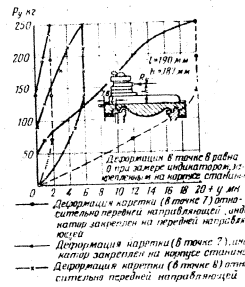
формируется как ступень, и жесткость его возрастает с 1923 до 9000 кг/мм.

При суммарном разгрузении узла сепаратора, нагруженного изгибающей силой P_y , наблюдается явление так называемой отрицательной жесткости, т.е. при суммарной нагрузке с 550 до 900 кг подковообразная деформация узла сепаратора увеличивается на 20 мк. Это явление в первом приближении можно объяснить следующим образом. Как известно, сила трения в точке Т (см. фиг. 2) пропорциональна силе прижима Q (на фиг. 4 сила Q соответствует силе P_y). При разгрузении ступки снижается сила P_y на 116 кг, что соответствует уменьшению силы прижима Q на 225 кг, что вызывает значительное падение силы трения T . Интенсивное падение силы трения может обеспечить сохранение (в определенном диапазоне значений Q и P_y) неравенства $P_y - T - R_k > 0$, обуславливающего дополнительное отжатие узла в положительном направлении.

Вопрос о влиянии деформации передней направляющей станины на общую деформацию сепаратора имеет существенное значение для определения поведения всей системы сепаратора в процессе ее нагружения. На фиг. 5 и 6 приведены характеристики деформации каретки (в точках 7 и 8) от действия горизонтальной силы P_x . При замере деформации индикатор крепился на передней направляющей и на корпусе станины. Из графиков следует, что суммарные отжатия каретки и передней направляющей относительно корпуса станины составляют 20 мк, а величина отжатия каретки относительно передней направляющей равна 2 мк. Такая разница объясняется тем, что в суммарные отжатия передней направляющей и каретки входят их горизонтальные смещения, поворот каретки и скручивание передней направляющей.

Суммарные отжатия каретки и передней направляющей в вертикальной плоскости составляют 45 мк и на 16 мк превосходят отжатия каретки относительно передней направляющей.

Приведенная к одной силе деформация передней направляющей составляет 4% от общей деформации узла сепаратора в точке приложения силы. На фиг. 7 и 8 приведены характеристики деформации передней направляющей в вертикальной плоскости от действия сил P_y и P_x .

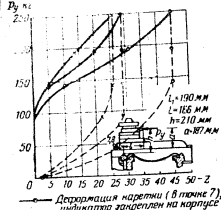


Фиг. 5. Деформация каретки в горизонтальной плоскости (в точках 7 и 8) от действия силы P_x .

POOR ORIGINAL

Напряжение системы станок — деталь, наклонной ее P приводит к большому скручиванию передней направляющей и к возростанию ее жесткости в вертикальной плоскости.

Анализ деформаций отдельных звеньев суппорта позволил установить схему перемещения его узлов (фиг. 9), на которой видно, что резцедержатель вместе с поперечным суппортом совершает поперечные колебания относительно каретки. Кроме того, суппорт как единое целое совершает поворота относительно передней направляющей и возвратно-поступательные перемещения в вертикальной плоскости вследствие прогиба передней направляющей.



Фиг. 6 Деформация каретки в вертикальной плоскости (в точках 7 и 8) от действия силы P .

тх с помощью роликового пульта и вибрографа сейсмического типа, который поочередно укреплялся на суппорте, передней и задней бабках станка. Резонансные характеристики представляют собой кривые зависимости амплитуды колебания отдельных узлов станка от частоты возмущающей силы.

При соответствующем положении вибрографа колебания системы записывались в горизонтальной и вертикальной плоскостях. Частота возмущающей силы изменялась ступенчато посредством регулируемого резистора через каждые 10—12,5 пер/сек во всем исследуемом диапазоне частот. Амплитуды полученных виброграмм измерялись на малом инструментальном микрооскопе.

Две резонансные характеристики (1, 2), соответствующие колебаниям суппорта в вертикальной и горизонтальной плоскостях, содержат пять пиков (пять резонансных зон), различных по своей амплитуде.

¹ А. В. Силавантсев. Резонансные характеристики токарного станка, «Станки и инструмент», N. 11, 1953.

Первый и третий пики имеют частоты 87,5 и 225 пер/сек и обуславливаются совпадением частот собственных колебаний нижнего и верхнего тонов системы суппорта с соответствующими частотами возмущающей силы.

Второй и пятый пики резонансной характеристики вызываются совпадением частот собственных колебаний нижнего ($f_2=175$ пер/сек) и верхнего ($f_3=365$ пер/сек) тонов передней бабки с частотами возмущающей силы.

Четвертый пик, имеющий незначительную амплитуду колебаний, обусловлен попаданием в резонанс задней бабки ($f_4=315$ пер/сек).

Резонансные характеристики (3, 4), соответствующие колебаниям передней бабки в вертикальной и горизонтальной плоскостях, содержат четыре пика, амплитуды которых значительно уменьшились по сравнению с максимальными амплитудами резонансных характеристик, соответствующих случаю колебаний системы суппорта.

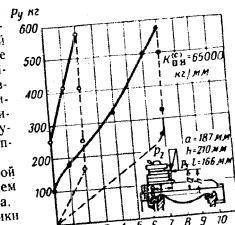
Первый пик с частотой 95 пер/сек вызван попаданием в резонанс системы суппорта.

Второй и четвертый пики обуславливаются совпадением частот собственных колебаний нижнего ($f_2=175$ пер/сек) и верхнего ($f_3=365$ пер/сек) тонов передней бабки с частотами возмущающей силы.

Третий пик для случая колебаний передней бабки в горизонтальной плоскости с частотой 225 пер/сек вызван совпадением частот собственных колебаний верхнего тона системы суппорта с частотой возмущающей силы.

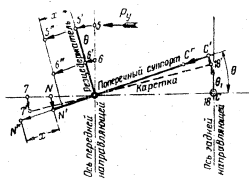


Фиг. 7 Деформация передней направляющей (в точке 16) и каретки (в точке 15) в вертикальной плоскости от действия силы P .

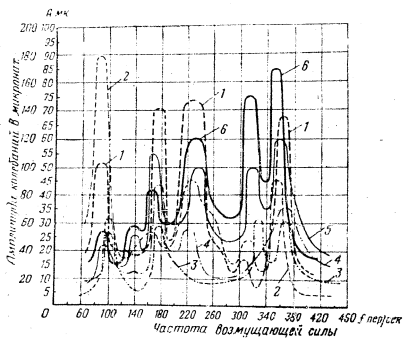


Фиг. 8 Деформация передней направляющей (в точке 16) и каретки (в точке 15) в вертикальной плоскости от действия результирующей силы P .

POOR ORIGINAL



Фиг. 9. Схема перемещения точек узлов суппорта при статическом его нагружении силой P_y .



Фиг. 10. Резонансные характеристики упругой системы. Станок-вибратор—УВР-1000.

1—колебания суппорта в вертикальной плоскости, 2—колебания суппорта в горизонтальной плоскости, 3—колебания передней бабки в вертикальной плоскости, 4—колебания передней бабки в горизонтальной плоскости, 5—колебания задней бабки в вертикальной плоскости, 6—колебания задней бабки в горизонтальной плоскости. Масштаб по оси абсцисс—1 деление—1000 Гц для колебаний металла.

Третий пик, соответствующий колебаниям передней бабки в вертикальной плоскости, имеет частоту 330 пер/сек и обусловлен поведением резонансные характеристики задней бабки.

Наконец, резонансные характеристики в виде наиболее рассмотренных выше характеристик. Они содержат шесть пиков, соответствующих шести резонансным зонам, возрастающим по своей амплитуде, с частотами колебаний 87,5; 137,5; 182,5; 230; 315 и 350 пер/сек.

Первый и четвертый, третий и шестой пики выделены показанием в резонанс соответственно системы суппорта и передней бабки. Вторым и пятым пиками данных резонансных характеристик обуславливаются совпадением частот собственных колебаний нижнего ответвляющегося с частотами возмущающей силы. Величина амплитуды второго пика сравнительно с пятым весьма незначительна, поэтому частоту нижнего тона задней бабки можно считать второстепенной.

Расшифровка пиков резонансных кривых производится с помощью аналогичных резонансных характеристик упругой системы, снятых при нагружении дополнительной массой m_d отдельных узлов станка.

В результате установлены следующие частоты собственных колебаний узлов станка:

Наименование узла	Собственная частота колебаний узла	
	Нижний тон в пер/сек	Верхний тон в пер/сек
Система суппорта	87,5	225
Передняя бабка	175	365
Задняя бабка	137,5	315

На основе анализа резонансных характеристик установлено:

- 1) суппорт колеблется более интенсивно в вертикальной плоскости. Эти колебания обусловлены качением системы суппорта около передней направляющей;
- 2) основные узлы станка — переднюю бабку, заднюю бабку и суппорт — можно рассматривать как системы с двумя степенями свободы.

Аналитическое определение частот собственных колебаний системы суппорта

На основе данных статических и динамических исследований упругого станка колебательную систему суппорта можно представить в виде схемы, изображенной на фиг. 11. В этой схеме масса m_1 — это вращающаяся масса каретки, масса m_2 — масса референтной системы.

POOR ORIGINAL

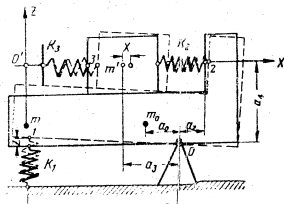
диск заменен массой m' . Сопрежженные каретки с записью направляющей и поперечными салазками заменены двумя упругими звеньями с жесткостями соответственно K_1 и K_2 . Жесткость K_2 представляет собой жесткость упругого звена, подменяющего действие заготовки на резец и суппорт. Рассматриваемая система в процессе колебаний совершает следующие движения:

а) колебания масс m_0 и m' вокруг оси качения O , лежащей в передней направляющей;

б) возвратно-поступательные перемещения массы m' в горизонтальной плоскости.

Для составления уравнения колебательного движения системы

введем оси координат Z и X , приняв за положительное направление



Фиг. 11. Схема колебательной системы суппорта станка

поворот системы по часовой стрелке около точки O . В процессе исследования колебаний за равновесие системы принимается то положение, которое занимает система после выборки зазоров. Принимая рассматриваемую систему как систему без рассеяния энергии, т. е. систему, в которой запас механической энергии остается неизменным (это допущение возможно при условии, что рассматриваемая система обладает большими силами упругости) и допуская неизменность жесткости упругих элементов K_1 , K_2 и K_3 в диапазоне изменения их прогиба $\pm z$ и $\pm x$, колебание системы можно представить в виде уравнения

$$\sum_1^2 \left[\frac{d}{dt} \left(\frac{\partial T}{\partial \dot{q}_i} \right) - \frac{\partial T}{\partial q_i} + \frac{\partial \Pi}{\partial q_i} \right] = 0, \quad (1)$$

где T — кинетическая энергия;
 Π — потенциальная энергия;
 q_i — обобщенная координата;
 \dot{q}_i — производная обобщенной координаты движущейся системы.

За обобщенные координаты системы примем:
 а) z — вертикальное смещение приведенной к оси OZ массы резцедержателя и поперечных салазок m' ;
 б) x — горизонтальное смещение приведенной массы резцедержателя и поперечных салазок m' .

Кинетическая энергия системы выражается в виде

$$T = \frac{m_0 \dot{z}^2}{2} + \frac{m' \dot{z}'^2}{2} + \frac{m' \dot{x}^2}{2}, \quad (2)$$

где m' — приведенная масса резцедержателя и поперечных салазок;

m — приведенная к оси OZ масса каретки;

z и x — обобщенные координаты;
 z' — вертикальное перемещение массы m' при качании системы около точки O .

Потенциальная энергия системы запишется в виде

$$\Pi = \Pi_1 + \Pi_2, \quad (3)$$

где Π_1 — потенциальная энергия, обусловленная весом системы суппорта;

Π_2 — потенциальная энергия упругих звеньев системы, обусловленная их деформацией.

Величина Π_1 может быть выражена так:

$$\Pi_1 = mgz + m'gz', \quad (4)$$

Величину Π_2 составляет сумма

$$\Pi_2 = \Pi^{(1)} + \Pi^{(2)} + \Pi^{(3)}, \quad (5)$$

где $\Pi^{(1)}$, $\Pi^{(2)}$ и $\Pi^{(3)}$ — соответственно потенциальные энергии упругих звеньев,

причем

$$\left. \begin{aligned} \Pi^{(1)} &= \frac{K_1 f_1^2}{2}, \\ \Pi^{(2)} &= \frac{K_2 f_2^2}{2}, \\ \Pi^{(3)} &= \frac{K_3 f_3^2}{2}, \end{aligned} \right\} \quad (6)$$

где f_1 , f_2 и f_3 — прогибы упругих звеньев K_1 , K_2 и K_3 в процессе колебания.

Эти прогибы в момент t могут быть выражены следующим образом:

$$\left. \begin{aligned} f_1 &= z - f_m^{(1)}, \\ f_2 &= x - x_0, \\ f_3 &= x. \end{aligned} \right\} \quad (7)$$

POOR ORIGINAL

где $f_m^{(0)}$ — статический прогиб упругого звена K_1 , полученный от собственного веса системы сунпорта.

Суммируя отдельные составляющие общего выражения потенциальной энергии упругих элементов, имеем

$$П = \frac{K_1}{2} (z - f_m^{(0)})^2 + \frac{K_2}{2} (x - x_0)^2 + \frac{K_3}{2} x^2 + mgz + m'gz. \quad (8)$$

В уравнениях (2) и (8) координаты z_3 и z_2 выразим через обобщенные

$$\begin{cases} z_3 = z \frac{a_3}{a_1}, \\ z_2 = z \frac{a_2}{a_1}. \end{cases} \quad (9)$$

Подставляя значения (9) в уравнения (2) и (8), имеем

$$T = \frac{mz'^2}{2} + \frac{m'z'^2}{2} \left(\frac{a_2}{a_1}\right)^2 + \frac{m'x'^2}{2}. \quad (10)$$

$$П = \frac{K_1}{2} (z - f_m^{(0)})^2 + \frac{K_2}{2} \left(x - z \frac{a_2}{a_1}\right)^2 + \frac{K_3}{2} x^2 + mgz + m'gz \frac{a_3}{a_1}. \quad (11)$$

Дифференцируя уравнения (10) и (11) по z и x и подставляя полученные выражения в уравнение (1), получим систему дифференциальных уравнений, описывающих колебание упругой системы сунпорт — упругое звено:

$$\begin{cases} \left[m + m' \left(\frac{a_2}{a_1}\right)^2 \right] z'' + \left[K_1 + K_2 \left(\frac{a_2}{a_1}\right)^2 \right] z - K_2 \frac{a_2}{a_1} x - K_1 \frac{a_1}{a_1} z - K_1 f_m^{(0)} = 0, \\ m'x'' + (K_3 + K_2)x - K_2 \frac{a_2}{a_1} z = 0. \end{cases} \quad (12)$$

Рассматривая систему в состоянии равновесия, можно считать, что моменты, возникающий от веса системы, относительно точки качания O уравновешивается моментом силы упругости звена K_3 , т. е.

$$mga_1 + m'ga_3 - K_1 f_m^{(0)} a_1 = 0. \quad (13)$$

Подставляя выражение (13) в систему уравнений (12), получим окончательно систему дифференциальных однородных уравнений 2-го порядка, характеризующую колебания упругой системы:

$$\begin{cases} \left[m - m' \left(\frac{a_2}{a_1}\right)^2 \right] z'' + \left[K_1 + K_2 \left(\frac{a_2}{a_1}\right)^2 \right] z - K_2 \frac{a_2}{a_1} x = 0, \\ m'x'' + (K_3 + K_2)x - K_2 \frac{a_2}{a_1} z = 0. \end{cases} \quad (14)$$

Беря частное решение дифференциальных уравнений в виде $x = A \cos(\omega t + \alpha)$, $y = B \cos(\omega t + \alpha)$,

подставляем в систему уравнений (14) значения z , z' , x , x' и проводим ряд преобразований, находим формулу для квадратов частот собственных колебаний системы сунпорта:

$$\omega_{1,2}^2 = \left[\frac{K_2 + K_3}{2m'} \pm \sqrt{\frac{K_2 + K_3}{2m'} + \frac{K_1 + K_2 \left(\frac{a_2}{a_1}\right)^2}{2 \left[m + m' \left(\frac{a_2}{a_1}\right)^2 \right]}} \right] \pm \frac{K_1 + K_2 \left(\frac{a_2}{a_1}\right)^2}{m' \left[m - m' \left(\frac{a_2}{a_1}\right)^2 \right]}. \quad (15)$$

Здесь частота колебаний ω_1 соответствует верхнему тону, а частота ω_2 — нижнему тону колебаний. Частный случай при $a_2=0$:

$$\begin{aligned} \omega_{1,2}^2 &= \left[\frac{K_2 + K_3}{2m'} \pm \sqrt{\frac{K_2 + K_3}{2m'} + \frac{K_1}{2 \left[m + m' \left(\frac{a_2}{a_1}\right)^2 \right]}} \right] \pm \frac{K_1 + K_2 \left(\frac{a_2}{a_1}\right)^2}{m' \left[m - m' \left(\frac{a_2}{a_1}\right)^2 \right]} \\ &= \left[\frac{K_2 + K_3}{2m'} \pm \sqrt{\frac{K_2 + K_3}{2m'} + \frac{K_1}{2 \left[m + m' \left(\frac{a_2}{a_1}\right)^2 \right]}} \right] \pm \frac{K_1 + K_2 \left(\frac{a_2}{a_1}\right)^2}{m' \left[m - m' \left(\frac{a_2}{a_1}\right)^2 \right]}. \end{aligned} \quad (16)$$

Численный пример. Определить частоты собственных колебаний системы сунпорта, если известно:

$$\begin{aligned} K_1 &= 2500 \text{ кг} \cdot \text{мм}, & m_3 &= \frac{210}{0,981 \cdot 10^4} = 0,0214 \text{ кг} \cdot \text{сек}^2 \cdot \text{мм}, \\ K_2 &= 4500 \text{ кг} \cdot \text{мм}, & m' &= \frac{90}{0,981 \cdot 10^4} = 0,0092 \text{ кг} \cdot \text{сек}^2 \cdot \text{мм}, \\ K_3 &= 500 \text{ кг} \cdot \text{мм}, & a_1 &= 370 \text{ мм}, \\ a_2 &= 25 \text{ мм}, & a_3 &= 140 \text{ мм}, \\ l &= 634 \text{ мм}, & h &= 65 \text{ мм}. \end{aligned}$$

POOR ORIGINAL

1. Определяем момент инерции массы m_0 относительно центра тяжести:

$$J_0 = m_0 \frac{a^2 + b^2}{12} = 0,214 \frac{63,4^2 + 6,5^2}{12} = 71,5 \text{ кг см}^2 \text{ сек}^2.$$

2. Приведем массу m_0 к оси OZ .

$$m = \frac{J_0 + m_0 a_0^2}{a^2} = \frac{71,5 + 0,214 \cdot 6,25}{37^2} = 0,0053 \text{ кг сек}^2 / \text{мм},$$

$$m = 0,0053 \text{ кг сек}^2 / \text{мм}.$$

3. Определяем значения отдельных членов, входящих в формулу (15):

а) $K_3 \left(\frac{a_1}{a_2}\right)^2 = 4500 \left(\frac{210}{370}\right)^2 = 1460 \text{ кг мм};$

б) $m' \left(\frac{a_2}{a_1}\right)^2 = 0,0092 \left(\frac{140}{370}\right)^2 = 0,00132;$

в) $m' \left(\frac{a_2}{a_1}\right)^2 + m = 0,00132 + 0,0053 = 0,00662;$

г) $\frac{K_2 + K_3}{2m'} + \frac{K_1 + K_3 \left(\frac{a_1}{a_2}\right)^2}{2 \left[m + m' \left(\frac{a_2}{a_1}\right)^2 \right]} = \frac{5000}{2 \cdot 0,0092} + \frac{2500 + 1460}{2 \cdot 0,00662} = 57 \cdot 10^4;$

д) $\left[\frac{K_2 + K_3}{2m'} + \frac{K_1 + K_3 \left(\frac{a_1}{a_2}\right)^2}{2 \left[m + m' \left(\frac{a_2}{a_1}\right)^2 \right]} \right]^2 = (57 \cdot 10^4)^2 = 3249 \cdot 10^8;$

е) $\frac{K_1 K_2 + K_1 K_3 + K_2 K_3}{m' \left[m + m' \left(\frac{a_2}{a_1}\right)^2 \right]} = \frac{2500 \cdot 4500 + 2500 \cdot 500 + 500 \cdot 1460}{0,00662 \cdot 0,0092} = 2205 \cdot 10^8;$

ж) подставив численные значения отдельных членов в формулу (15), имеем

$$\omega_{1,2}^2 = 57 \cdot 10^4 \pm \sqrt{3249 \cdot 10^8 - 2205 \cdot 10^8},$$

$$\omega_1^2 = 89,3 \cdot 10^4; \omega_1 = 945 \text{ рад/сек}; f_1 = \frac{\omega_1}{2\pi} = 151 \text{ пер/сек}.$$

$$\omega_2 = 24,7 \cdot 10^4; \omega_2 = 497 \text{ рад/сек};$$

$$f_2 = \frac{\omega_2}{2\pi} = 79 \text{ пер/сек}.$$

44

По снятым виброграммам величины f_1 и f_2 соответственно равны 220 и 87,5 пер/сек. При аналитическом определении частот f_1 и f_2 ошибка для первой частоты составляет 45%, для второй — 10%. Большой процент отклонения для первой частоты объясняется сложными обстоятельствами:

- 1) колебательная система суппорта в действительности имеет не две, а больше степеней свободы;
- 2) в формулы (15) вошли величины жесткостей упругих звеньев, полученные при статическом нагружении, а не при динамическом;
- 3) в формулах (15) не учитывались демпфирование системы, изменение жесткости стоек при их нагружении, а также влияние сил трения.

ВЫВОДЫ

1. Для случая поперечного течения широколезвийным инструментом, при котором радиальная сила P_r превосходит вертикальную P_z , суппорт можно представить как систему с двумя степенями свободы. Первая степень свободы обуславливает качение всей системы суппорта как единого тела около оси, проходящей через переднюю направляющую; вторая — возвратно-поступательные перемещения поперечного суппорта относительно каретки в горизонтальной плоскости.

2. Суппорт колеблется более интенсивно в вертикальной плоскости. Эти колебания обусловлены качением системы суппорта около передней направляющей.

3. Свободные колебания системы суппорта с достаточной степенью точности можно описать системой линейных однородных дифференциальных уравнений 2-го порядка с постоянными коэффициентами. Численный пример, выполненный на основе данных эксперимента, подтвердил правильность выбранной колебательной схемы.

4. Резонансные характеристики, построенные по виброграммам, позволили установить наиболее интенсивный характер.

5. Определение частот собственных колебаний узлов станка с помощью резонансных характеристик, как показали последующие наши исследования, способствует установлению причины возбуждения вибраций при резании закаленной стали.

ЛИТЕРАТУРА

1. Вотинов К. В. Жесткость станков, ЛОНИТОМАШ, 1940.
2. Ахметов А. С. Граничный смазочный слой, как квазитвердое тело. Доклады 2-й Всесоюзной конференции по трению и износу машин, т. III, 1949.
3. Фикс-Марголия Г. Б. Исследование жесткости поперечно-строгольных станков, ЛОНИТОМАШ, «Жесткость металлорежущих станков», Машгиз, 1952.
4. Силахитов А. В. Резонансные характеристики токарного станка, журн. «Станки и инструменты», № 11, 1953.
5. Дарин М. Н., Мяслов А. А., Силахитов А. В., Игнатов В. А. О производственном резании закаленных сталей путем электроконтактного резания. Сб. «Новые методы электрической обработки металлов», ЛОНИТОМАШ, кн. 36, 1955.

POOR ORIGINAL

POOR ORIGINAL

Канд. техн. наук доцент С. И. ЕМРИВИЧ

ЕДИНАЯ ФОРМУЛА ДЛЯ ПРОФИЛИРОВАНИЯ ГРЕБЕНЧАТЫХ РЕЗЬБОВЫХ ФРЕЗ

Основным вопросом при проектировании гребенчатых резьбовых фрез, как известно, является их профилирование.

Профилирование гребенчатых резьбовых фрез (с затылованными по архимедовым спиральям зубьями, расположенными перпендикулярно оси фрезы) с различной геометрией зубьев недостаточно четко освещено в технической литературе.

Задаваясь различными значениями γ переднего угла и φ — угла наклона стружечной винтовой канавки, можно установить следующие возможные случаи профилирования:

1) $\gamma = 0$ и $\varphi = 0$; 2) $\gamma > 0$ и $\varphi = 0$; 3) $\gamma < 0$ и $\varphi = 0$; 4) $\gamma = 0$ и $\varphi > 0$; 5) $\gamma > 0$ и $\varphi > 0$; 6) $\gamma < 0$ и $\varphi > 0$; 7) $\gamma = 0$ и $\varphi < 0$; 8) $\gamma > 0$ и $\varphi < 0$; 9) $\gamma < 0$ и $\varphi < 0$.

Здесь условно принято:

- а) если передний угол $\gamma > 0$, он обозначается знаком плюс (+ γ);
- б) если $\gamma < 0$ — знаком минус (— γ);
- в) если винтовая стружечная канавка имеет левый ход, угол ее наклона снабжается знаком плюс (+ φ);
- г) если винтовая стружечная канавка имеет правый ход — знаком минус (— φ).

Ниже приводится аналитический расчет профиля зубьев фрезы по радиальному сечению для самого общего случая профилирования, когда $\gamma > 0$ и $\varphi > 0$ (случай 5).

На фигуре представлен зуб фрезы, имеющий передний угол γ и левую винтовую стружечную канавку с углом наклона φ .

Плоскость прямоугольного треугольника AEC проходит через вершину зуба A и пересекает ось фрезы под углом 90° .

Катет AE совпадает с радиальным направлением фрезы.

Рассечем тело зуба фрезы плоскостью, проходящей через катет EC и перпендикулярной к другому катету AE на расстоянии H от вершины зуба.

Пересечение данной плоскости с боковыми затылованными поверхностями зуба фрезы даст, как известно, криволинейные линии (как показано на нижней проекции) с весьма малой выпуклостью. Кроме того, пересечение указанной плоскости с винтовой передней поверхностью фрезы (для малых ее участков BD) даст в развертке прямую линию FN , составляющую угол φ с осью фрезы.

POOR ORIGINAL

Точки F и N прямой будут при вращении фрезы вокруг своей оси формировать основание профиля резьбы детали соответственно с углами $\epsilon_{л'}$ и $\epsilon_{п'}$, отличными от исходного половинного угла профиля фрезеруемой резьбы ϵ , при этом точка A не изменяет своего координатного расположения.

В дальнейшем все расчеты приводим применительно к углу $\epsilon_{п}$. Как видно из фигуры, $\epsilon_{п'} < \epsilon_{п}$.

Величину вносимой коррекции в профиль меридианного сечения фрезы при малых углах (что практически и имеет место) можно считать пропорциональной отрезку Δ .

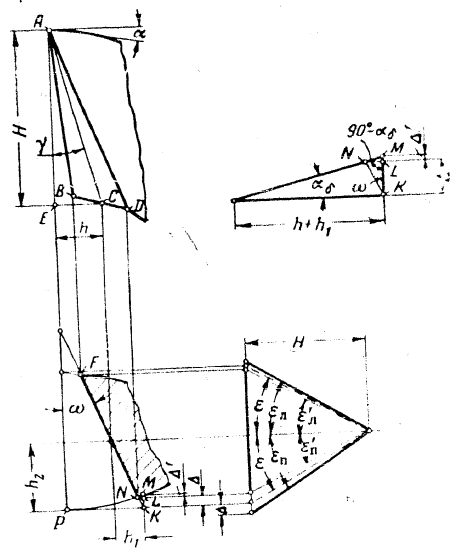


Схема зуба фрезы.

Если изготовить профиль фрезы в меридианном сечении с углами $\epsilon_{п}$ и $\epsilon_{л}$, то при работе фрезы вследствие наличия углов γ и ω профиль фрезеруемой резьбы будет иметь контур с заданным углом ϵ . Иначе говоря, боковые режущие кромки такой фрезы будут лежать на винтовых поверхностях фрезеруемой остроугольной формы резьбы.

Таким образом, правый угол профиля зуба фрезы в радиальном сечении равен

$$\operatorname{tg} \epsilon_{п} = \frac{\Delta + h_2}{H}$$

или

$$\operatorname{tg} \epsilon_{п} = \operatorname{tg} \epsilon + \frac{\Delta}{H} \quad (1)$$

Величину Δ можно определить следующим образом.
Из $\triangle NMK$ имеем

$$\Delta = NK \cos \omega,$$

из $\triangle NMK$ следует

$$\frac{NK}{\sin(90^\circ - \alpha_1)} = \frac{MK}{(180^\circ - \omega - 90^\circ + \alpha_1)},$$

откуда

$$\Delta = MK \frac{\cos \alpha_1 \cos \omega}{\cos(\omega - \alpha_1)},$$

из $\triangle MKP$

$$MK = h + h_1 \operatorname{tg} \alpha_1,$$

где $h = H \operatorname{tg} \gamma$,

$$h_1 = h_2 \operatorname{tg} \omega \text{ или } h_1 = H \operatorname{tg} \epsilon \operatorname{tg} \omega.$$

Отсюда

$$MK = H(\operatorname{tg} \gamma + \operatorname{tg} \epsilon \operatorname{tg} \omega) \operatorname{tg} \alpha_1$$

и окончательно

$$\Delta = H(\operatorname{tg} \gamma + \operatorname{tg} \epsilon \operatorname{tg} \omega) \operatorname{tg} \alpha_1 \frac{\cos \alpha_1 \cos \omega}{\cos(\omega - \alpha_1)}.$$

После подстановки значения Δ в формулу (1) получим окончательное выражение для подсчета правого угла профиля зуба фрезы:

$$\operatorname{tg} \epsilon_n = \operatorname{tg} \epsilon + (\operatorname{tg} \gamma + \operatorname{tg} \epsilon \operatorname{tg} \omega) \operatorname{tg} \alpha_1 \frac{\cos \alpha_1 \cos \omega}{\cos(\omega - \alpha_1)}. \quad (2)$$

Рассуждая аналогичным образом, можно получить формулу для подсчета левого угла профиля зуба фрезы:

$$\operatorname{tg} \epsilon_n = \operatorname{tg} \epsilon + (\operatorname{tg} \gamma - \operatorname{tg} \epsilon \operatorname{tg} \omega) \operatorname{tg} \alpha_1 \frac{\cos \alpha_1 \cos \omega}{\cos(\omega - \alpha_1)}. \quad (3)$$

Боковой задний угол α_1 , как известно, определяется из выражения

$$\operatorname{tg} \alpha_1 = \operatorname{tg} \alpha \operatorname{tg} \epsilon, \quad (4)$$

где α — задний угол в плоскости, перпендикулярной оси фрезы для точки A .

Обычно для стандартных метрических и дюймовых резьб коэффициент

$$\frac{\cos \alpha_1 \cos \omega}{\cos(\omega - \alpha_1)} \approx 1. \quad (5)$$

В самом деле, полагая $\alpha = 10^\circ$; $\epsilon = 30^\circ$ и $\omega = 12^\circ$, получим

$$\operatorname{tg} \alpha_1 = \operatorname{tg} 10^\circ \operatorname{tg} 30^\circ = 0,10180;$$

$$\alpha_1 = 5^\circ 49'$$

и

$$\frac{\cos 5^\circ 49' \cos 12^\circ}{\cos(12^\circ - 5^\circ 49')} = 0,97880.$$

Поэтому, учитывая выражения (2) — (5), можно для практических расчетов по профилированию гребенчатых резьбовых фрез, пользоваться следующими окончательными следующими формулами:

$$\operatorname{tg} \epsilon_n = \operatorname{tg} \epsilon [1 + (\operatorname{tg} \gamma + \operatorname{tg} \epsilon \operatorname{tg} \omega) \operatorname{tg} \alpha], \quad (6)$$

$$\operatorname{tg} \epsilon_n = \operatorname{tg} \epsilon [1 + (\operatorname{tg} \gamma - \operatorname{tg} \epsilon \operatorname{tg} \omega) \operatorname{tg} \alpha]. \quad (7)$$

Полученные обобщенные формулы (6) и (7) справедливы для всех указанных выше частных случаев профилирования.

Учитывая приведенное выше правило выбора знаков перед углами γ и ω , можно получить следующие формулы для различных случаев частного профилирования гребенчатых резьбовых фрез, а именно:

I случай.

$$\gamma = 0; \quad \omega = 0;$$

$$\epsilon_n = \epsilon_n = \epsilon, \quad (8)$$

как и следовало ожидать.

II случай.

$$\gamma > 0; \quad \omega = 0;$$

$$\operatorname{tg} \epsilon_n = \operatorname{tg} \epsilon_n = \operatorname{tg} \epsilon (1 + \operatorname{tg} \gamma \operatorname{tg} \alpha). \quad (9)$$

III случай.

$$\gamma < 0; \quad \omega = 0;$$

$$\operatorname{tg} \epsilon_n = \operatorname{tg} \epsilon_n = \operatorname{tg} \epsilon (1 - \operatorname{tg} \gamma \operatorname{tg} \alpha). \quad (10)$$

IV случай.

$$\gamma = 0; \quad \omega > 0;$$

$$\operatorname{tg} \epsilon_n = \operatorname{tg} \epsilon (1 + \operatorname{tg} \epsilon \operatorname{tg} \omega \operatorname{tg} \alpha); \quad (11)$$

$$\operatorname{tg} \epsilon_n = \operatorname{tg} \epsilon (1 - \operatorname{tg} \epsilon \operatorname{tg} \omega \operatorname{tg} \alpha). \quad (12)$$

V случай.

$$\gamma > 0; \quad \omega > 0;$$

$$\operatorname{tg} \epsilon_n = \operatorname{tg} \epsilon [1 + (\operatorname{tg} \gamma + \operatorname{tg} \epsilon \operatorname{tg} \omega) \operatorname{tg} \alpha]; \quad (13)$$

$$\operatorname{tg} \epsilon_n = \operatorname{tg} \epsilon [1 + (\operatorname{tg} \gamma - \operatorname{tg} \epsilon \operatorname{tg} \omega) \operatorname{tg} \alpha]. \quad (14)$$

VI случай.

$$\gamma < 0; \quad \omega > 0;$$

$$\operatorname{tg} \epsilon_n = \operatorname{tg} \epsilon [1 + (\operatorname{tg} \gamma + \operatorname{tg} \epsilon \operatorname{tg} \omega) \operatorname{tg} \alpha]; \quad (15)$$

$$\operatorname{tg} \epsilon_n = \operatorname{tg} \epsilon [1 - (\operatorname{tg} \gamma + \operatorname{tg} \epsilon \operatorname{tg} \omega) \operatorname{tg} \alpha]. \quad (16)$$

POOR ORIGINAL

VII случай.

$$\gamma = 0; \omega < 0;$$

$$\operatorname{tg} \epsilon_n = \operatorname{tg} \epsilon (1 - \operatorname{tg} \epsilon \operatorname{tg} \omega \operatorname{tg} \alpha); \quad (17)$$

$$\operatorname{tg} \epsilon_n = \operatorname{tg} \epsilon (1 + \operatorname{tg} \epsilon \operatorname{tg} \omega \operatorname{tg} \alpha). \quad (18)$$

VIII случай.

$$\gamma > 0; \omega < 0;$$

$$\operatorname{tg} \epsilon_n = \operatorname{tg} \epsilon [1 + (\operatorname{tg} \gamma - \operatorname{tg} \epsilon \operatorname{tg} \omega) \operatorname{tg} \alpha]; \quad (19)$$

$$\operatorname{tg} \epsilon_n = \operatorname{tg} \epsilon [1 + (\operatorname{tg} \gamma + \operatorname{tg} \epsilon \operatorname{tg} \omega) \operatorname{tg} \alpha]. \quad (20)$$

IX случай.

$$\gamma < 0; \omega < 0;$$

$$\operatorname{tg} \epsilon_n = \operatorname{tg} \epsilon [1 - (\operatorname{tg} \gamma + \operatorname{tg} \epsilon \operatorname{tg} \omega) \operatorname{tg} \alpha]; \quad (21)$$

$$\operatorname{tg} \epsilon_n = \operatorname{tg} \epsilon [1 - (\operatorname{tg} \gamma - \operatorname{tg} \epsilon \operatorname{tg} \omega) \operatorname{tg} \alpha]. \quad (22)$$

Числовой пример

$$\epsilon = 30^\circ; \omega = \pm 12^\circ; \gamma = \pm 10^\circ; \alpha = 10^\circ.$$

I случай.

$$\epsilon_n = \epsilon_n = \epsilon = 30^\circ.$$

II случай.

$$\operatorname{tg} \epsilon_n = \operatorname{tg} \epsilon_n = \operatorname{tg} 30^\circ (1 + \operatorname{tg} 10^\circ \operatorname{tg} 10^\circ) = 0,59530;$$

$$\epsilon_n = \epsilon_n = 30^\circ 46'.$$

III случай.

$$\operatorname{tg} \epsilon_n = \operatorname{tg} \epsilon_n = \operatorname{tg} 30^\circ (1 - \operatorname{tg} 10^\circ \operatorname{tg} 10^\circ) = 0,55940;$$

$$\epsilon_n = \epsilon_n = 29^\circ 13'.$$

IV случай.

$$\operatorname{tg} \epsilon_n = \operatorname{tg} 30^\circ (1 + \operatorname{tg} 30^\circ \operatorname{tg} 12^\circ \operatorname{tg} 10^\circ) = 0,58984;$$

$$\epsilon_n = 30^\circ 32';$$

$$\operatorname{tg} \epsilon_n = \operatorname{tg} 30^\circ (1 - \operatorname{tg} 30^\circ \operatorname{tg} 12^\circ \operatorname{tg} 10^\circ) = 0,56486;$$

$$\epsilon_n = 29^\circ 28'.$$

V случай.

$$\operatorname{tg} \epsilon_n = \operatorname{tg} 30^\circ [1 + (\operatorname{tg} 10^\circ + \operatorname{tg} 30^\circ \operatorname{tg} 12^\circ) \operatorname{tg} 10^\circ] = 0,60779;$$

$$\epsilon_n = 31^\circ 17';$$

$$\operatorname{tg} \epsilon_n = \operatorname{tg} 30^\circ [1 + (\operatorname{tg} 10^\circ - \operatorname{tg} 30^\circ \operatorname{tg} 12^\circ) \operatorname{tg} 10^\circ] = 0,58279;$$

$$\epsilon_n = 30^\circ 14'.$$

VI случай.

$$\operatorname{tg} \epsilon_n = \operatorname{tg} 30^\circ [1 + (\operatorname{tg} 30^\circ \operatorname{tg} 12^\circ \operatorname{tg} 10^\circ) \operatorname{tg} 10^\circ] = 0,57187;$$

$$\epsilon_n = 29^\circ 45';$$

$$\operatorname{tg} \epsilon_n = 30^\circ [1 - (\operatorname{tg} 10^\circ + \operatorname{tg} 30^\circ \operatorname{tg} 12^\circ) \operatorname{tg} 10^\circ] = 0,54688;$$

$$\epsilon_n = 28^\circ 40'.$$

VII случай.

$$\operatorname{tg} \epsilon_n = \operatorname{tg} 30^\circ (1 - \operatorname{tg} 30^\circ \operatorname{tg} 12^\circ \operatorname{tg} 10^\circ) = 0,56486;$$

$$\epsilon_n = 29^\circ 28';$$

$$\operatorname{tg} \epsilon_n = \operatorname{tg} 30^\circ (1 + \operatorname{tg} 30^\circ \operatorname{tg} 12^\circ \operatorname{tg} 10^\circ) = 0,58984;$$

$$\epsilon_n = 30^\circ 32'.$$

VIII случай.

$$\operatorname{tg} \epsilon_n = \operatorname{tg} 30^\circ [1 + (\operatorname{tg} 10^\circ - \operatorname{tg} 30^\circ \operatorname{tg} 12^\circ) \operatorname{tg} 10^\circ] = 0,58279;$$

$$\epsilon_n = 30^\circ 14';$$

$$\operatorname{tg} \epsilon_n = \operatorname{tg} 30^\circ [1 + (\operatorname{tg} 10^\circ + \operatorname{tg} 30^\circ \operatorname{tg} 12^\circ) \operatorname{tg} 10^\circ] = 0,60779;$$

$$\epsilon_n = 31^\circ 17'.$$

IX случай.

$$\operatorname{tg} \epsilon_n = \operatorname{tg} 30^\circ [1 - (\operatorname{tg} 10^\circ + \operatorname{tg} 30^\circ \operatorname{tg} 12^\circ) \operatorname{tg} 10^\circ] = 0,54688;$$

$$\epsilon_n = 28^\circ 40';$$

$$\operatorname{tg} \epsilon_n = \operatorname{tg} 30^\circ [1 + (\operatorname{tg} 30^\circ \operatorname{tg} 12^\circ - \operatorname{tg} 10^\circ) \operatorname{tg} 10^\circ] = 0,57187;$$

$$\epsilon_n = 29^\circ 46'.$$

Сравнительные числовые расчеты гребенчатых резбовых фрез по приведенной выше методике и по отдельным литературным источникам показывают, что найденный профиль фрезы по формулам (6) и (7) дает отклонения в пределах 10—15% от допуска на половину угла профиля нарезаемой резьбы. Поэтому данная приближенная методика профилирования гребенчатых резбовых фрез в сравнении с ранее предложенными способами, значительно сокращает общий объем расчетно-вычислительных работ, может быть рекомендована для практического использования во всех случаях проектирования гребенчатых резбовых фрез, при нарезании внешних цилиндрических резьб остроугольной формы 1; 2 и 3-го классов точности.

STAT

Page Denied

Next 9 Page(s) In Document Denied

Докт. техн. наук проф. Д. Я. ВИШНЯКОВ,
инж. Б. Ф. МАСЛЕННИКОВ

ИЗУЧЕНИЕ ПРОЦЕССА РЕКРИСТАЛЛИЗАЦИИ СПЛАВА ЭИ435

Листовой жаростойкий сплав ЭИ435 применяется для изготовления жаровых труб реактивных двигателей.

В процессе изготовления жаровых труб путем холодной вытяжки и штамповки материал в отдельных зонах попадает в область критических степеней деформации, вследствие чего при последующих нагревах в этих местах происходит рекристаллизация и образуется крупнозернистая структура.

Известно, что свойства сплавов (жаропрочность, ползучесть, сопротивление термической усталости и другие) в значительной степени зависят от величины зерна сплава. Например, сопротивление термической усталости (число теплосмен до образования трещин) сплава с крупнозернистой структурой значительно меньше, чем сопротивление термической усталости мелкозернистого сплава.

Жаровые трубы работают в условиях теплосмен, и от материала для жаровых труб требуется высокое сопротивление термической усталости. Поэтому наличие крупнозернистых зон на жаровой трубе недопустимо, так как это приводит к преждевременному образованию трещин.

Для предотвращения этого и для решения ряда других вопросов, связанных с влиянием величины зерна, необходимо знать, при каких условиях получается крупнозернистая структура, как избежать роста зерна, выше какой температуры начинается рекристаллизация и др.

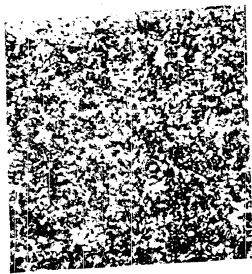
Ответ на эти вопросы можно получить, рассматривая пространственную диаграмму рекристаллизации сплава, показывающую зависимость величины зерна от степени деформации и температуры рекристаллизации.

Задача настоящей работы состояла в построении пространственной диаграммы рекристаллизации сплава ЭИ435 и определении минимальной температуры его рекристаллизации.

МАТЕРИАЛ ИССЛЕДОВАНИЯ

Для исследования был взят лист никельхромтитанового сплава ЭИ435 толщиной 1,4 мм после холодной прокатки и нагрева до 1020°С в течение 4 мин. с охлаждением на воздухе (исходное состояние сплава).

Химический состав сплава: 20,40% Cr; 0,21% Ni; 0,05% C;
0,44% Mn; 0,40% Si; 0,74% Fe; < 0,05% Cu; 0,04% Al; 0,006% S;
0,004% P; Ni — остальное.
Механические свойства сплава при комнатной температуре сле-
дующие: $\sigma_b=78,7$ кг/мм²; $\sigma_{0,2}=46,2$ кг/мм²; $\delta=33,2\%$.



Фиг. 1. Микроструктура сплава ЭИ435 в исходном состоянии (X 100).

Микроструктура сплава в исходном состоянии показана на фиг. 1. Травление микрошлифа, так же как и травление шлифов в последующем, производилось реактивом следующего состава:

200 см³ HCl + 200 см³ H₂O + 40 г CuSO₄.

ПОСТРОЕНИЕ ПРОСТРАНСТВЕННОЙ ДИАГРАММЫ РЕКРИСТАЛЛИЗАЦИИ СПЛАВА ЭИ435

Для построения диаграммы рекристаллизации были выбраны два метода холодной деформации: деформация растяжением и деформация прокаткой.

Деформация растяжением

Деформации подвергали вырезанные из листа вдоль направления прокатки специальные конусные образцы (фиг. 2).

Конусная форма была выбрана для того, чтобы на одном образце после его растяжения можно было получить разные степени деформации (от нулевой до максимально возможной).

Размер узкой части образца был равен 10 мм, а размер широкой части рассчитывался так, чтобы при максимальном растягивающем усилии напряжение в этой части не превышало предела текучести сплава.

Расчетная длина конусных образцов, равная 200 мм, перед растяжением была разделена на 20 равных участков по 10 мм каждый. Растяжение производилось до появления шейки в узкой части образца.

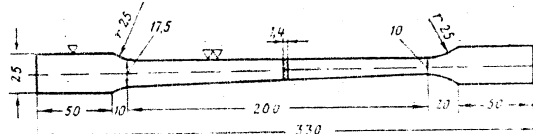
6

Результаты замера деформаций по участкам всех растянутых конусных образцов приведены в табл. 1.

Таблица 1

Номера участков по порядку	Степень деформации в %		Номера участков по порядку	Степень деформации в %	
	начало участка	конец участка		начало участка	конец участка
1	~0,1	0,5	11	6,0	6,8
2	0,5	2,0	12	6,8	7,7
3	2,0	2,6	13	7,7	8,6
4	2,6	3,2	14	8,6	9,5
5	3,2	3,6	15	9,5	11,0
6	3,6	4,0	16	11,0	13,0
7	4,0	4,5	17	13,0	15,0
8	4,5	4,8	18	15,0	19,0
9	4,8	5,3	19	19,0	27,0
10	5,3	6,0	20	27,0	40,0 (в шейке)

Деформированные конусные образцы подвергали рекристаллизационному отжигу при температурах 500, 700, 900, 1000, 1050, 1100, 1150 и 1200° С с выдержкой 2 час. и охлаждением на воздухе.



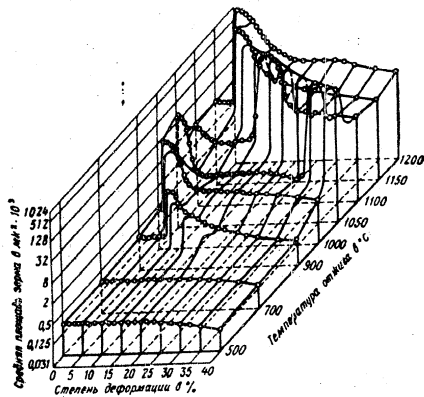
Фиг. 2. Эскиз конусного образца.

В результате исследования микроструктуры и определения размера зерна в разных участках этих образцов была построена пространственная диаграмма рекристаллизации сплава ЭИ435 (после деформации растяжением), приведенная на фиг. 3.

Величина зерна сплава ЭИ435, получаемая в результате рекристаллизации, изменяется в широких пределах: от 125 мкм² до 1024 · 10³ мкм². В некоторых случаях после критических деформаций зерно так сильно укрупняется (фиг. 4), что не помещается в поле зрения микроскопа при увеличении в 100 раз.

Наблюдается определенная зависимость между температурой рекристаллизации и величиной критических деформаций. Как видно

7

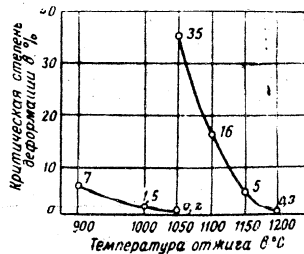


Фиг. 3. Диаграмма рекристаллизации сплава ЭИ435 после деформации растяжением

из рассмотрения диаграммы и фиг. 5, наблюдаются два интервала температур (первый интервал—от 900 до 1050° C и второй—от 1050 до 1200° C), в пределах которых с повышением температуры отжига



Фиг. 4. Микроструктура сплава ЭИ435 после растяжения на 0,3% и отжига при 1200° C в течение 2 час (X100).

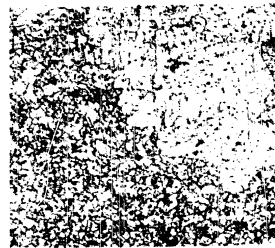


Фиг. 5. Зависимость критической степени деформации от температуры отжига.

критические степени деформации перемещаются в сторону меньших деформаций. При температуре 1050° C наряду с первым максимумом

роста зерна при малых (0,2-3%) деформациях, обнаруживается второй максимум интенсивного роста зерна с резким переходом от мелкого к крупному (фиг. 6) при больших (35-40%) степенях деформации. Поэтому можно считать, что с повышением температуры отжига в первом интервале температур (900-1050° C) происходит перемещение первого максимума, а во втором интервале (1050-1200° C) — второго максимума роста зерна в сторону меньших деформаций.

На фиг. 7 приводятся макроструктуры деформированных и отожженных конусных образцов, которые наглядно подтверждают вывод о перемещении второго максимума роста зерна. После отжига при температуре 1050° C видно крупное зерно в узкой части образца, на участке, где при растяжении образовалась шейка. При



Фиг. 6. Микроструктура сплава после растяжения на 35% и отжига при 1050° C в течение 2 час. (X100).



Фиг. 7. Макроструктуры деформированных и отожженных конусных образцов после отжига при 1050° C в течение 2 час.

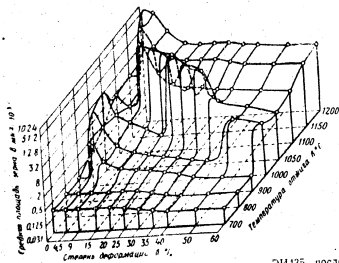
повышении температуры отжига зона с крупнозернистой структурой смещается в сторону более широкой части образца, где деформация была меньше. Для выявления макроструктуры травление образцов производилось в реактиве следующего состава: 500 гл. HCl + 400 гл. H₂O + 35 см³ H₂SO₄ + 100 г CuSO₄ с выдержкой при холодном травлении в течение 6-8 час. и последующей промывкой образца в концентрированной азотной кислоте. Образцы перед травлением вышкочкой обработке (очистке от окалины, шлифованию и т. п.) не подвергались.

Деформация прокаткой

Отрезанные от листа полосы были прокатаны в холодном состоянии при разной степени обжатия. Степень обжатия (деформации) подсчитывалась по уменьшению толщины полосы после прокатки по формуле:

$$\% \text{ обжатия} = \frac{H-h}{H} \cdot 100,$$

где H — исходная толщина полосы до прокатки;
 h — толщина полосы после прокатки.

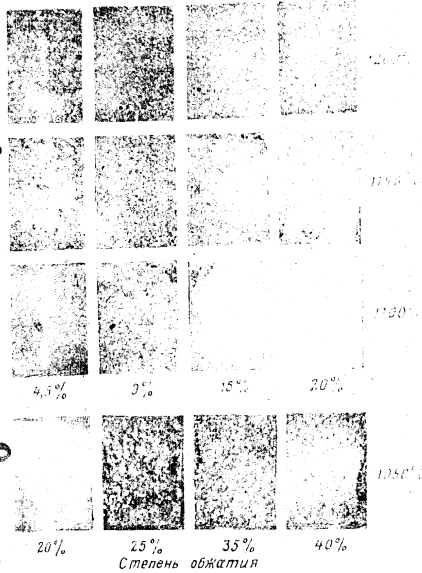


Фиг. 8. Диаграмма рекристаллизации сплава ЭН1435 после деформации прокаткой.

В результате прокатки были получены следующие степени обжатия: 4,5; 9,0; 15; 20; 25; 30; 35; 40; 50 и 60%. Обжатие 60% оказалось почти предельным для этого сплава, так как на краях прокатанной полосы появились раковины.

Двухчасовой отжиг вырезанных из прокатанных полос образцов производился при температурах: 700, 800, 900, 1000, 1050, 1100, 1150 и 1200°С. Результаты измерения величины зерна этих образцов и представлены на пространственной диаграмме (фиг. 8), а макро- и микроструктуры, иллюстрирующие соответствующую диаграмму, на фиг. 9—12. При деформации прокаткой, так же как и при деформации растяжением, обнаружено два максимума роста зерна и два интервала температур (первый — от 900 до 1050°С, второй — от 1000 до 1200°С), в пределах которых критические степени деформации с повышением температуры рекристаллизации перемещаются в сторону меньших деформаций (см. фиг. 8, 9 и 13).

Применение метода деформации прокаткой дало возможность исследовать положение второго максимума роста зерна в более широком интервале деформаций. Этот максимум наблюдается при

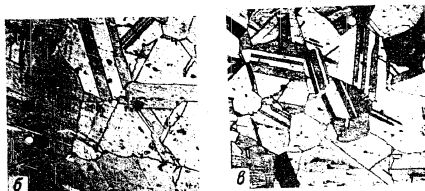


Фиг. 9. Макроструктура прокатанных и отожженных образцов (выдержка при отжиге 2 час).

POOR ORIGINAL

температуре 1050° С и обжатии 25-40% и при температуре 1000° С и обжатии 50-60% (т. е. при деформациях, которые не удалось получить при растяжении).

Обычно при изучении процесса рекристаллизации исследователи ограничивались областью сравнительно небольших степеней деформаций и поэтому не замечали явления роста зерна при больших

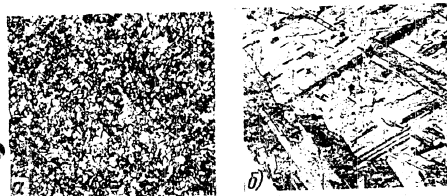


Фиг. 10. Микроструктура сплава после обжатия и отжига при 1050° С в течение 2 час. (X100).
а—обжатие 4,5%; б—обжатие 9%; в—обжатие 20%.

деформациях. О. Даль и Ф. Павлек, применяя при исследовании рекристаллизации меди и алюминия большие деформации, обнаружили второй максимум роста зерна при обжатии 70-90% и при температуре 600-630° С (для алюминия) и 1000-1045° С (для меди).

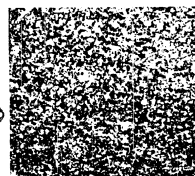
В. П. Севердаченко и Я. Х. Сарган, изучавшие влияние больших деформаций на рост зерна малоуглеродистой стали, также обнаружили увеличение размера зерна (хотя и небольшое) после 90%-ной деформации и повторное уменьшение его при дальнейшем увели-

чении деформации. Эти данные нашли подтверждение и в ряде других работ. Однако в нашей работе второй максимум был обнаружен при сравнительно небольших деформациях, 25-60%.

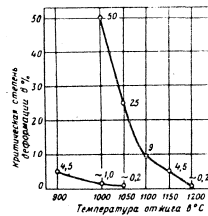


Фиг. 11. Микроструктура сплава после обжатия и отжига при 1050° С в течение 2 час. (X100).
а—обжатие 20%; б—обжатие 25%.

Причины, вызывающие рост зерна после больших деформаций, еще не вполне ясны. По-видимому росту зерна способствует раз-



Фиг. 12. Микроструктура сплава после обжатия 50% и отжига при 900° С в течение 2 час. (X100).



Фиг. 13. Зависимость критической степени деформации от температуры отжига.

дробность межкристаллитного вещества и одинаковая ориентация зерен после больших деформаций.

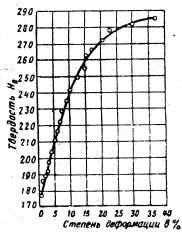
Для более определенного объяснения причин этого явления требуются дополнительные экспериментальные данные.

POOR ORIGINAL

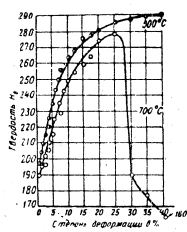
Из сравнения данных, полученных при деформации сжатием и при деформации прокаткой, видно, что вид деформации не меняет качественно картину рекристаллизации сплава, и диаграммы рекристаллизации, построенные при деформации растяжением и при деформации прокаткой, аналогичны. Это имеет большое практическое значение, так как позволяет пользоваться одной и той же диаграммой при разных видах деформации. Конечно, при этом неизбежно некоторое количественное различие. Например, при одних и тех же температурах отжига критические деформации при прокатке меньше критических деформаций при растяжении (см. фиг. 13 и фиг. 5), величина зерна несколько меньше и т. п.

ОПРЕДЕЛЕНИЕ ПОРОГА РЕКРИСТАЛЛИЗАЦИИ СПЛАВА ЭИ435

Как известно, порог рекристаллизации (минимальная температура рекристаллизации, при которой наблюдается резкое изменение механических свойств холодно деформированного сплава, в частности резкое падение твердости) зависит от степени предшествую-



Фиг. 14. Влияние деформации растяжением на твердость сплава ЭИ435.

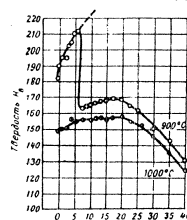


Фиг. 15. Влияние деформации растяжением и температуры отжига (выдержка 2 час.) на твердость сплава.

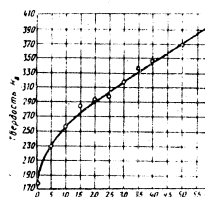
щей деформации и от длительности отжига. Поэтому порог рекристаллизации обычно определяют на сильно деформированных образцах при длительности отжига 1—2 час.

Для определения порога рекристаллизации был использован метод твердости. Наблюдения за изменением твердости деформированных путем растяжения и прокатки образцов сплава ЭИ435 в зависимости от температуры отжига (фиг. 14—19) показали, что отжиг деформированных образцов при 300—500°С в течение 2 час. не только не снижает твердости, как это обычно наблюдается у других сплавов,

а приводит даже к некоторому ее повышению (фиг. 14—15 и 17—18). Аналогичное явление — повышение твердости деформированных образцов после низкотемпературного отжига — наблюдается у латуны и алюминиевой бронзы. Причину этого явления С. Т. Козобовский объясняет восходящей диффузией.

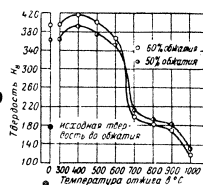


Фиг. 16. Влияние деформации растяжением и температуры отжига (выдержка 2 час.) на твердость сплава.

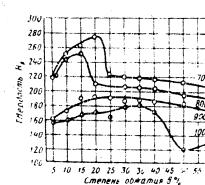


Фиг. 17. Влияние степени отжига при прокатке на твердость сплава.

При 600°С твердость сильно деформированного сплава слегка снижается и резкого падения еще нет (фиг. 18). Резкое падение твердости наблюдается при 700°С. После растяжения это имеет место



Фиг. 18. Влияние температуры отжига на твердость сильно деформированного сплава.



Фиг. 19. Влияние степени отжига и температуры отжига (выдержка 2 час.) на твердость сплава.

при деформациях более 25%, после прокатки — более 20% (фиг. 15, 19). У сплава, подвергнутого 60%-ному обжатю, при этой температуре твердость падает с $H_B=393$ до отжига до $H_B=200$ после отжига, т. е. почти вдвое.

POOR ORIGINAL

Все это указывает на то, что температура 700° является минимальной температурой рекристаллизации (порогом рекристаллизации) сплава ЭИ435.

Отжиг при температуре 800° С в течение 2 час. приводит к снятию наклепа после обжатий при прокатке более 15%, а отжиг при 900° С — к полному снятию наклепа после всех обжатий (фиг. 19).

Однако отжига при температуре 900° С еще недостаточно для того, чтобы снять наклеп после малых (менее 7%) деформаций растяжением (см. фиг. 16). Следовательно, после деформации растяжением менее 7% и отжига при 900° С рекристаллизации не наблюдается. Такой же вывод следует из рассмотрения диаграммы рекристаллизации (см. фиг. 3). Полное снятие наклепа после деформаций растяжением обеспечивает лишь отжиг при 1000° С.

Приведенные данные свидетельствуют о том, что после деформации прокаткой рекристаллизация начинается несколько раньше, т. е. при меньших деформациях и температуре. Все данные хорошо согласуются с результатами микросследования.

Выводы

1. В результате проведенного исследования построены две пространственные диаграммы рекристаллизации сплава ЭИ435:

- а) при деформации растяжением;
- б) при деформации прокаткой.

Эти диаграммы дают полное представление о зависимости величины зерна от степени деформации и температуры отжига.

2. Установлено, что вид деформации (растяжение, прокатка) не меняют качественно картины рекристаллизации сплава.

3. При температурах отжига 1000–1050° С обнаружены два максимума роста зерна: при малых деформациях (0,2–5,0%) и при больших деформациях (25–60%).

4. Замечено, что критические степени деформации с повышением температуры отжига перемещаются в сторону меньших деформаций. Наблюдаются два интервала температур, где действует эта закономерность: первый интервал от 900 до 1050° С, второй — от 1000–1050° С до 1200° С.

5. Минимальной температурой рекристаллизации (порогом рекристаллизации) сплава ЭИ435 является температура 700° С.

Литература

1. Скубачевский Г. С. Авиационные газотурбинные двигатели. Обзорная, 1955.
2. Dani O., Pawlek Fr., Zeitschrift für Metallkunde, 1936, Bd. 28, Nr. 9, S. 266–271.
3. Севердаенко В. П. и Сартаи Я. X. Технология обработки стали. Труды МИС. Сборник XXVI, Металлургия, 1948.
4. Когобеевский С. Т. Природа твердых растворов и внутренние превращения в них. Сборник докладов секции металловедения и термической обработки ВНИИО металлургов, 1940.
5. Ротельберг И. Д. и Шиничевский Е. С. Диаграммы рекристаллизации металлов и сплавов. Металлургия, 1950.

POOR ORIGINAL

Докт. техн. наук проф. Д. И. ВИШНЯКОВ
Канд. техн. наук А. Г. ВИННИЦКИЙ

ИССЛЕДОВАНИЕ ИЗНОСОСТОЙКОСТИ УГЛЕРОДИСТЫХ СТАЛЕЙ

Настоящая работа была проведена в связи с необходимостью изыскания оптимальной износоустойчивой пары для открытых шарниров гусеничных механизмов. Решение этого вопроса затрудняется влиянием многочисленных факторов в сложных условиях работы шарнира и отсутствием методики лабораторных испытаний для быстрой оценки сравнительной износоустойчивости различных материалов и сопряженных пар.

МАТЕРИАЛ ИССЛЕДОВАНИЯ

Исследование проводилось на отожженных углеродистых сталях четырех марок. Стали У7 и У12 для получения структуры тонкого пластинчатого перлита были подвергнуты нормализации. Данные о химическом составе и структуре сталей приведены в табл. 1.

Таблица 1

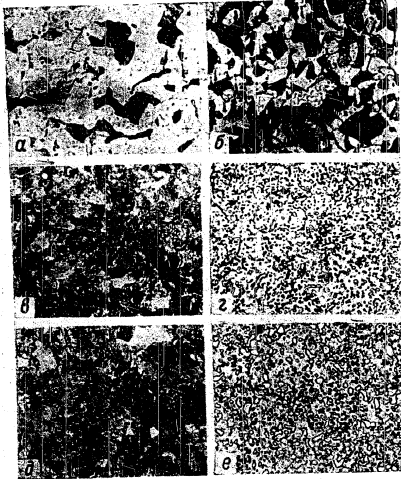
Марка стали	Химический состав в %					Исходная структура	Твердость Нв
	C	Mn	Si	S	P		
20	0,21	0,59	0,20	0,035	0,025	Пластинчатый перлит, феррит	155
35	0,34	0,68	0,21	0,031	0,029	То же	140
У7	0,67	0,36	0,33	0,024	0,016	Тонкий пластинчатый перлит, феррит	250
У7	0,67	0,36	0,33	0,024	0,016	Зернистый перлит, феррит	170
У12	1,17	0,25	0,17	0,021	0,015	Тонкий пластинчатый перлит, избыточный цементит	300
У12	1,17	0,25	0,17	0,021	0,015	Зернистый перлит, избыточный цементит	180

43

23

POOR ORIGINAL

Образцы вырезали из прутков, прошедших необходимую термическую обработку; микроструктуры образцов приведены на фиг. 1.



Фиг. 1. Микроструктуры исследованных углеродистых сталей: X420.
а—сталь 20, б—сталь 35, в, г—сталь У7, д, е—сталь У12.

МЕТОДИКА ИССЛЕДОВАНИЯ

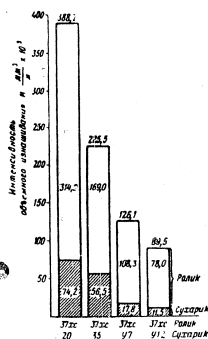
Испытания на износ проводились на универсальной машине трения системы Амслера по специально разработанному нами методу¹ при сухом трении скольжения и при трении скольжения с абразивной прослойкой. Верхние образцы (сухарики) размером 10×10×16 мм изготовляли из испытуемого материала, ролики —

¹ Д. Я. Вишняков и А. Г. Вишнякин, Методика лабораторного испытания сплавов на абразивный износ, «Заводская лаборатория», № 1, 1957.

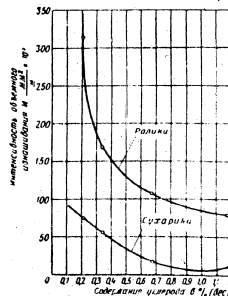
из стали 37ХС, закаленной и отпущенной на твердость 45--48HRC. Диаметр ролика — 36 мм, скорость вращения — 200 об/мин. Испытание производилось при вертикально-колебательном движении верхнего образца с непрерывным изменением удельного давления на поверхности трения во время испытания и при сохранении постоянной нагрузки на образцы — 26 кг. В испытаниях на абразивный износ применялся в качестве абразива кварцевый песок Гюббенского карьера, тщательно просеянный через сито № 70. Износостойкость материала или сопряженной пары оценивали по средней интенсивности объемного изнашивания в интервале удельных давлений 180±30 кг/см² без учета смятия.

РЕЗУЛЬТАТЫ ЭКСПЕРИМЕНТОВ

Диаграмма износа углеродистых сталей со структурой пластинчатого перлита при испытании с абразивом представлена на фиг. 2. Интенсивность объемного изнашивания как образцов, так и сопря-



Фиг. 2. Износ образцов из сталей 20, 35, У7 и У12 со структурой пластинчатого перлита при трении скольжения с абразивной прослойкой.

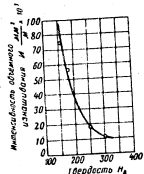


Фиг. 3. Интенсивность объемного изнашивания в зависимости от содержания углерода в стали со структурой пластинчатого перлита. Испытание с абразивной прослойкой.

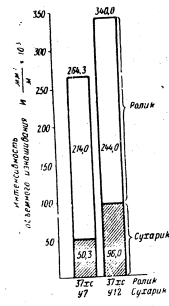
жения закономерно уменьшается с увеличением содержания углерода в стали. Особенно заметное влияние на износ оказывает углерод при содержании его до 0,7% (фиг. 3). Из кривой зависимости

POOR ORIGINAL

между интенсивностью объемного изнашивания и твердостью углеродистых сталей (фиг. 4) видно, что износ резко снижается при повышении твердости до 250 Н_В. Испытания углеродистых сталей со структурой зернистого перлита в таких же условиях показывают структурные результаты. На фиг. 5 представлена диаграмма износа образцов из сталей У7 и У12 после отжига на зернистый перлит, из которой видно, что значения интенсивности объемного изнашивания для сталей с зернистым перлитом больше, чем для сталей с пластинчатым перлитом (см. фиг. 2, 3). Такое изменение износостойкости не может быть объяснено только понижением твердости. Очевидно, что влияние структурных факторов более значительно. Так например, сопротивление углеродистой стали



Фиг. 4. Зависимость между интенсивностью объемного изнашивания и твердостью углеродистых сталей со структурой пластинчатого перлита. Испытания с абразивной прослойкой.



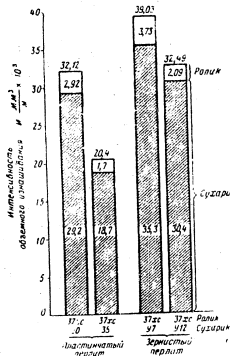
Фиг. 5. Износ образцов из сталей У7 и У12 со структурой зернистого перлита при трении скольжения с абразивной прослойкой.

режущему воздействию абразивных частиц будет повышено в том случае, если твердые частицы цемента располагаются в форме тонких пластинок, перемежающихся с пластинками феррита. При этом износостойкость стали меняется в зависимости от количества, толщины самих пластинок и расстояния между ними. В доэвтектоидных сталях повышенный износ вызывается наличием мягких зерен избыточного феррита, оказывающим незначительное сопротивление воздействию твердых абразивных частиц. В зернистых структурах карбидные частицы могут быть сравнительно легко удалены абразивом уже при небольшом износе ферритной основы. Износостойкость углеродистых сталей с зернистой структурой должна, по-видимому, определяться объемной концентрацией карбидных частиц, их величиной и распределением. Например, срав-

нение интенсивности изнашивания сталей У7 и У12 показывает, что при практически одинаковой их твердости наличие более крупных карбидов в стали У12 обуславливает больший износ.

Результаты испытания углеродистых сталей на износ при сухом трении скольжения представлены на фиг. 6. При сухом трении скольжения интенсивность объемного изнашивания сопряжения в целом уменьшается в 11—12 раз для сталей со структурой пластинчатого перлита и в 7—10 раз для сталей с зернистым перлитом. Перераспределение значительной интенсивности объемного изнашивания между верхним и нижним образцами сопряжения следует связывать с переходом к другой форме изнашивания.

При испытании с абразивной прослойкой значительная часть твердых частиц кварца заклинивается в более мягком верхнем образце (шаржирует его) и интенсивно изнашивает ролик, несмотря на его высокую твердость. Это влияние может быть, кроме того, усилено абразивным воздействием твердых карбидных частиц. Эффект шаржирования обуславливается не только твердостью образцов, но и рядом других факторов (внешние условия трения, промежуточная среда, структура сплава, форма поверхности трения, вид относительного движения и т. д.), из которых структурные факторы в ряде случаев могут быть определяющими.



Фиг. 6. Износ образцов из сталей У7 и У12 при сухом трении скольжении.

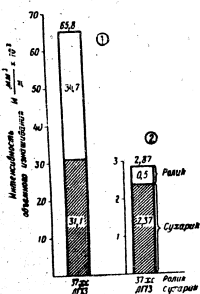
В рассмотренных нами случаях при абразивной форме изнашивания износ роликов в три-семь раз превышает износ верхних образцов (сушариков). В испытаниях отожженных углеродистых сталей при сухом трении скольжения абразивная прослойка устраняется и ведущей формой становится заедущее изнашивание. В этой форме процесс протекает с образованием на поверхности при трении металлических контактов макроскопических размеров и последующим их разрушением. Разрушение ускорено сдвигами в продольном направлении.

1 М. М. Хрушова, Классификация условий и видов изнашивания деталей машин, сб. «Трение и износ» в машинах, АН СССР, 8, 1953.
Г. М. Заморуев, Изнашивание стали при трении скольжения, сб. «Износ и износостойкость и срок службы машин», Минск, 1953.

POOR ORIGINAL

ходит, как правило, на некоторой глубине и сопровождается вырыванием частиц с поверхности верхних образцов и налипанием их на рабочую поверхность закаленных роликов.

На отдельных этапах испытания отмечался не только незначительный износ ролика, но в некоторых случаях даже увеличение его веса. В этой форме изнашивания износ роликов для испытанных сопряжений в 9—14 раз меньше износа сухарика. Условия для схватывания — сближения на поверхности трения значительно облегчаются пластической деформацией в микрорельефах металла, в результате чего разрушаются адсорбированные пленки, препятствующие схватыванию ювелирных поверхностей¹. Наличие твердых частиц цемента в углеродистой стали повышает величину внутреннего трения и затрудняет течение металла при деформировании.



Фиг. 7. Износ стали ЛГ13 в сопряжении со сталью 37ХС.
1—испытания с абразивной прослойкой,
2—при сухом трении скольжения.

задающее изнашивание, и в этом случае структура и свойства материалов сопряжения должны быть иными. В настоящее время для изготовления звеньев гусеничной цепи применяют, главным образом, сталь ЛГ13 после закалки на аустенит. Диаграмма износа стали ЛГ13 в сопряжении со сталью 37ХС представлена на фиг. 7.

В табл. 2 приведены значения относительной износостойкости исследованных материалов при испытании их в сопряжении со сталью 37ХС.

¹ А. П. Семенов. Новая методика исследования схватывания металлов. сб. «Трение и износ в машинах». АН СССР, 8, 1953

Таблица 2

Марка стали	Исходная структура	Относительная износостойкость			
		при трении скольжения с абразивной прослойкой		при сухом трении скольжения	
		сухарик	сопряжения	сухарик	сопряжения
ЛГ13	Аустенит	1,00	1,40	1,00	1,40
20	Пластинчатый перлит, феррит	0,42	0,17	0,08	0,09
35	Пластинчатый перлит, феррит	0,55	0,29	0,13	0,14
У7	Пластинчатый перлит, феррит	1,75	0,52	—	—
У7	Зернистый перлит, феррит	0,62	0,25	0,07	0,07
У12	Пластинчатый перлит, избыточный цементит	2,7	0,74	—	—
У12	Зернистый перлит, избыточный цементит	0,32	0,19	0,08	0,09

ВЫВОДЫ

1. Углеродистые стали со структурой пластинчатого перлита обнаруживают более высокое сопротивление износу, чем стали с зернистым перлитом.
2. Увеличение количества пластинчатого перлита приводит к уменьшению интенсивности объемной изнашивания как в испытаниях с абразивной прослойкой, так и при сухом трении скольжения. Это особенно заметно на сталях дефоксидного состава.

ЛИТЕРАТУРА

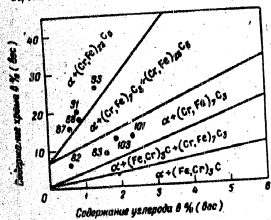
1. Вишняков Д. Я., Вишняцкий А. Г. Методика лабораторного и испытания стальных валов на абразивный износ. «Ленинградская лаборатория», 1957, № 1.
2. Хрущев М. М. Классификация условий и видов изнашивания деталей машин. сб. «Трение и износ в машинах», АН СССР, 1953.
3. Захаров В. Г. М. Изнашивание сталей при трении скольжения. сб. «Повышение износостойкости в связи с развитием машин», Минск, 1953.
4. Семенов А. П. Новая методика исследования схватывания металлов. сб. «Трение и износ в машинах», АН СССР, 1953.

POOR ORIGINAL

Докт. техн. наук проф. Д. Г. ЛИННИКОВ,
Канд. техн. наук А. Г. ЛИННИКОВ

ВЛИЯНИЕ СТРУКТУРЫ НА ИЗНОСОСТОЙКОСТЬ СПЛАВОВ ЖЕЛЕЗО—ХРОМ—УГЛЕРОД

В настоящей работе рассматриваются некоторые вопросы влияния структурных факторов на износостойкость сплавов системы железо—хром—углерод при испытании их в лабораторных условиях. Исследование проводилось на литых сплавах в отожженном и закаленном состояниях, имеющих в структуре тригональные и кубические карбиды хрома. Композиции сплавов рассчитывали



Фиг. 1. Изотермический разрез диаграммы железо—хром—углерод при 20°С (В. Г. Линник и К. В. Попов).

ния хрома к углероду в карбидах для всех сплавов, лежащих на этой прямой. В равновесном состоянии такие сплавы должны иметь практически одинаковую легированность α-раствора и карбидов при различном количестве последнего.

МАТЕРИАЛ ИССЛЕДОВАНИЯ

Исследуемые сплавы были выплавлены в лабораторной индукционной электропечи и разлиты на 13-килограммовые слитки в металлические изложницы квадратного сечения. Отжиг слитков производили по следующему режиму:

Нагрев до 870—900°С и выдержка 1—2 час., охлаждение с печью до 780—790°С, выдержка 4—5 час., дальнейшее охлаждение с печью до 300—400°С и затем на воздухе. Полный цикл отжига составлял 35—40 час. Химический состав сплавов приведен в табл. 1.

Таблица 1

№ сплава	Химический состав в %					
	C	Cr	Mn	Si	S	P
82	0,02	6,30	0,18	0,03	0,027	0,025
83	1,58	9,28	0,20	0,10	0,029	0,025
103	1,80	12,70	0,30	0,10	—	0,025
101	2,32	13,20	0,30	0,11	—	0,025
87	0,61	15,65	0,39	0,05	0,027	0,025
88	0,87	18,10	0,35	0,03	0,029	0,025
91	0,80	20,20	0,45	0,03	0,032	0,025
93	1,33	26,40	0,30	0,02	—	0,025

Температурные режимы закалки образцов (при выдержке 20 мин. и охлаждении в масле) для сплавов № 82, 83, 103, 101, 87, 88, 91, 93—975, 930, 975, 930, 1000, 960, 1050 и 1000°С соответственно. Указанные режимы определяли с таким расчетом, чтобы обеспечить одинаковую твердость исследуемых сплавов после отпуска при 100°С в течение 1 час. 30 мин.

МЕТОДИКА ИССЛЕДОВАНИЯ

Исследование структуры и свойств сплавов было проведено комплексным методом с использованием химического, металлографического, рентгеноструктурного, магнитного, резистометрического и dilatометрического методов анализа. Для определения механических свойств применяли методы измерения твердости, испытания на изгиб, сжатие и износ и, кроме того, был проведен химический, рентгеноструктурный и магнитный анализ карбидных осадков, выделенных из сплавов¹. Для рентгеноструктурного анализа порошки карбидных осадков при помощи коллодия наносили на стеклянную нить и помещали в камеру с асимметричным размещением фотоэмульсии. Источником излучения служила электронная трубка с хромовым зеркалом анода.

Относительное магнитное насыщение определяли методом Штублейна; в качестве эталона были взяты образцы, изготовленные из технического чистого железа. Электросопротивление измеряли

¹ Электролитическое выделение карбидных осадков и их химический анализ проводился по методу, предложенному канд. техн. наук Н. А. Савриной.

POOR ORIGINAL

двойном мосте Томсона, максимальная погрешность составляла 0,35 мкОм см.
 Металлографический анализ сплавов производился с применением различных реактивов для травления в соответствии с химическим составом сплава и характером структуры. Наиболее удобным для выявления карбидной фазы являлось электролитическое травление в 10%-ном растворе щавелевой кислоты.

РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЯ

Результаты исследования карбидных осадков приведены в табл. 2.

Таблица 2

Исходное состояние	№ сплава	Тип карбида	Количество карбидов в % (по весу)	Состав карбидного осадка в %		
				C	Cr	Fe
После отжига	82	Тригональный	6,7	8,7	56,0	31,0
	83	"	16,5	8,5	51,9	38,8
	103	"	18,1	8,7	55,0	35,7
	101	"	23,4	8,7	51,4	38,9
	87	Кубический	10,0	5,8	62,0	31,5
После закалки	88	"	14,9	5,8	62,8	30,3
	91	"	16,6	5,4	64,5	28,9
	93	"	23,8	5,8	61,2	30,2
	82	Тригональный	2,4	—	49,6	38,0
После отжига	83	"	15,3	—	49,1	37,2
	103	"	16,8	—	51,0	37,8
	101	"	22,4	—	51,0	37,8
	87	Кубический	5,4	—	43,3	45,0
	88	"	12,5	—	58,1	27,1
	91	"	12,2	—	60,5	26,6
	93	"	22,0	—	61,5	27,2

Карбидная фаза первых четырех сплавов представляет собой карбид хрома (Cr, Fe)₃C₂ с тригональной решеткой, в которой часть атомов хрома замещена железом. Соотношение между содержанием хрома и железа в карбиде практически одинаково для всех сплавов. Карбидная фаза в сплавах 87, 88, 91 и 93 представлена карбидом хрома (Cr, Fe)₃C₂ с кубической решеткой; содержание железа в этом карбиде также практически одинаково для всех сплавов этого типа.

Растворимость железистых карбидов после закалки сплавов несколько изменяется. Оба карбида не реагируют на магнитное поле постоянного магнита.

Результаты расчета легированности твердого раствора по химическому анализу в сопоставлении с данными реостатометрического и магнитного испытаний сплавов приведены в табл. 3.

Таблица 3

Состав твердого раствора и физические свойства исследуемых сплавов

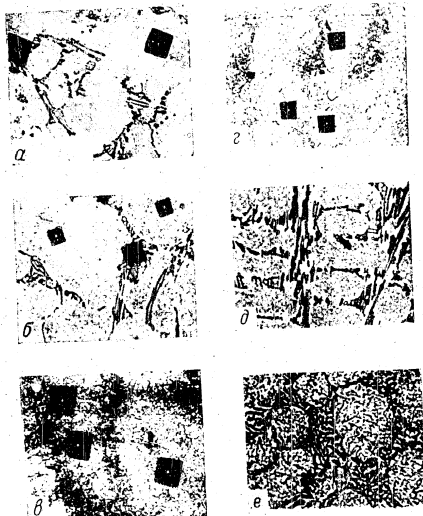
Исходное состояние	№ сплава	Состав твердого раствора в %			Содержание карбидов в % (по весу)	Относительное магнитное насыщение в %	Удельное электропроводное сопротивление в Ом см
		C	Cr	Fe			
После отжига	82	—	2,81	Остаточное	6,7	89	30,3
	83	—	0,86	"	16,5	—	31,7
	103	—	3,49	"	18,1	73	32,1
	101	—	1,8	"	23,4	67	40,8
	87	—	10,3	"	10,0	74	53,2
	88	—	10,1	"	14,9	66	55,8
	91	—	11,4	"	16,6	67	59,3
	93	—	14,0	"	23,8	55	67,0
После закалки	82	0,41	5,1	Остаточное	2,4	80	—
	83	0,21	1,8	"	15,3	68	47,1
	103	0,31	5,0	"	16,8	61	58,0
	101	0,31	1,9	"	22,4	60	56,1
	87	0,25	14,0	"	5,4	70	62,7
	88	0,18	12,4	"	12,5	66	64,3
	91	0,13	14,7	"	12,2	60	68,3
	93	0,10	16,5	"	22,0	52	73,1

Изменение содержания хрома и углерода в твердом растворе подтверждается значениями удельного электропроводности и относительного магнитного насыщения сплавов.

На фиг. 2, а, б, в, г, д, е представлены микроструктуры исследованных сплавов. Характер распределения карбидной фазы в сплавах с различными типами карбидов во многом одинаков. В сплавах с тригональными карбидами в микроструктуре сплавов 82 и 87 видны выделения конгломерированных вторичных карбидов, основной фазой является зернистый двойной эвтектикой и растворителя и соответствующих карбидов хрома (фиг. 2, а). Для остальных сплавов, помимо указанного, характерно наличие эвтектических карбидов,

POOR ORIGINAL

расположенных в виде сетки по границам зерен первичной кристаллизации, количество которых закономерно увеличивается с увеличением содержания хрома и углерода (фиг. 2, а, д, е; табл. 4). В закаленном состоянии эвтектические карбиды, а также не рас-



Фиг. 2. Микроструктуры исследуемых сплавов. X420.
 а—сплав 82 после отжига, б—сплав 83 после закалки, в—сплав 83 после отжига, г—сплав 87 после закалки, д—сплав 101 после отжига, е—сплав 93 после отжига.

творяющиеся при закалке вторичные карбиды располагаются в мартенситной основе. Методом количественной металлографии были получены следующие данные о содержании эвтектических карбидов в соответствующих сплавах (табл. 4):

Таблица 4
Содержание эвтектических карбидов в сплавах

№ сплава	82	83	103	101	87	88	91	93
Количество эвтектических карбидов в % (по весу)	Нет	10,3	12,0	17,2	Нет	6,7	8,2	15,9

Некоторые механические свойства исследуемых сплавов приведены в табл. 5.

Таблица 5
Механические свойства исследуемых сплавов

№ сплава	После отжига				Твердость после закалки R_C
	испытания на изгиб				
	разрушающая нагрузка в кг ²	стресса прогиба в м.м	предела прочности в кг/мм ²	предела текучести при испытании на сжатие в кг/мм ²	
82	—	—	—	70	160
83	310	3,42	72,5	89	228
103	342	3,08	80,0	96	217
101	400	2,09	93,8	108	238
87	280	2,54	65,5	83	208
88	340	2,38	79,8	98	235
91	395	2,15	92,4	106	255
93	435	1,70	102,0	120	324

Испытания на изгиб проводились на образцах размером 8X8X X85 мм с расчетной длиной 80 мм. Экстраполированный предел текучести определялся по логарифмическим полиграммам сжатия методом проф. А. А. Большаковой.

Сплавы испытывали на износ при сухом трении скольжения и при трении скольжения с абразивной прослойкой по разработанному нами ранее методу¹. Ниже приводятся результаты этих испытаний.

АНАЛИЗ ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНЫХ ДАННЫХ

Диаграмма износа исследуемых сплавов при сухом трении скольжения для отожженных образцов представлена на фиг. 3. Интенсивность объемного изнашивания сопряжений и образцов зависит от состава и структуры сплава. На фиг. 4 показана зависи-

¹ См. статью Д. Я. Виноякова и А. Г. Виноцкого в настоящем сборнике.

POOR ORIGINAL

на косом срезе образца из сплава 93. Частица нижнего абразива после парирования на определенном пути трения закалилась в поверхностном слое. Микротвердость такой частицы составляет 820-1000 кг/мм².

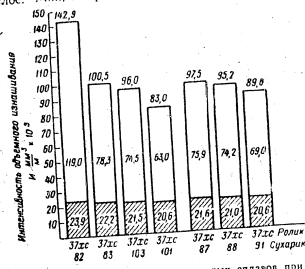


Fig. 7. Износ отожженных хромистых сплавов при испытании с абразивной прослойкой.

850 кг/мм². При испытании с абразивом интенсивность износа сплава значительно увеличивается (фиг. 7).

Шаржирование абразивных частиц в поверхностных слоях образцов способствует более интенсивному износу закаленных роликов. Значительная твердость карбидов хрома вызывает сопротивление сплавов резкому воздействию частиц кварца, поэтому увеличение количества карбидов в сплаве сопровождается увеличением его износостойкости (фиг. 8).

Следует отметить, что эффект повышения износостойкости сплавов, вызываемый увеличением количества карбидов, в случае испытания с абразивной прослойкой значительно ниже, чем при сухом трении скольжения. Например, сравнение износа сплавов 83 и 101 показывает, что повышение содержания карбидов с 16,5 до 23,4% (за счет эвтектических карбидов, см. табл. 4) сопровождается снижением интенсивности изнашивания всего лишь на 10% в испытаниях с абразивной прослойкой (см. фиг. 8), тогда как при сухом трении скольжения этот эффект составляет 38-40% (см. фиг. 4).

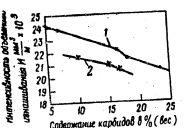


Fig. 8. Влияние количества карбидной фазы на износ отожженных хромистых сплавов при испытании с абразивной прослойкой.

Пластические деформации при испытании отожженных сплавов с абразивной прослойкой также получают достаточно развитие. На фиг. 9 приведены кривые изменения микротвердости в поверхностном слое для сплава 101. Упрочнение поверхностного слоя при испытании приводит к повышению микротвердости до 420 кг/мм². Зависимость между износом и твердостью отожженных хромистых сплавов приведена на фиг. 10 и 11. При абразивном трении, так же как и при сухом трении скольжения, определенная зависимость между износостойкостью, твердостью и другими механическими свойствами (табл. 5) отожженных хромистых сплавов существует лишь в пределах одинаковых структур.

Влияние структурных факторов на износ хорошо обнаруживается при испытании образцов, закаленных на одинаковую твердость (фиг. 12 и 13). В закаленном состоянии карбидные частицы располагаются в более твердой и прочной основе и износостойкость сплавов значительно возрастает, причем влияние закалки в большей степени сказывается на сплавах с кубическими карбидами хрома, чем с тригональными. В пределах сплавов с одним и тем же типом карбида эффект закалки уменьшается с увеличением количества карбидов в сплаве. Одновременно с увеличением количества карбидов уменьшается износ и чем меньше износостойкости испытываемых сплавов (роликотра и контртела), суммарная интенсивность изнашивания образцов для закаленных сплавов уменьшается в 2-5 раз.

На фиг. 14 и 15 интенсивность изнашивания выражена в зависимости от содержания карбидов в сплаве. При практически одинаковой твердости закаленных сплавов интенсивность их изнашивания при сухом трении скольжения так и при трении с абразивной прослойкой определяется в основном количеством карбидов фазы и дисперсностью твердого раствора. Влияние дисперсности твердого раствора хромом на износостойкость видно при сравнении кривых для сплавов 88 и 91 (фиг. 14), а также для сплавов 84 и 103.

Согласно взглядам Г. В. Курдюмова, повышение прочности и высокоэластичности пластической деформации при деформации может быть достигнуто как за счет более эффективного использования прочности межatomной связи, так и за счет повышения прочности самой межatomной связи в кристаллах. Влияние углерода на

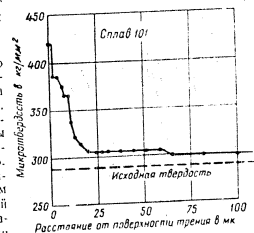
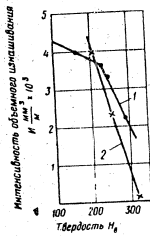


Fig. 9. Изменение микротвердости поверхностного слоя после испытания на износ с абразивной прослойкой. Сплав 101.

POOR ORIGINAL

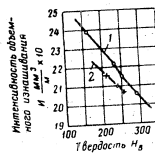
повышение сопротивления деформированию закаленных сталей заключается главным образом в увеличении числа атомов, одновременно принимающих участие в сопротивлении деформации, т. е. в более эффективном использовании сил межатомной связи в α -решетке. Наличие хрома в твердом растворе вызывает повышение сил межатомных связей, играющих ведущую роль в температурной устойчивости упрочненных состояний¹. Разупрочнение достигается в сторону более высоких температур.

Влияние карбидной фазы на износостойкость сплавов в закаленном состоянии при испытании с абразивом определяется несколькими факторами. Разрушая зерна кварцевого абразива, карбиды



Фиг. 10. Изменение интенсивности абразивного изнашивания сплавов в зависимости от твердости. Испытания при сухом трении скольжения.

1—сплавы с тригональными карбидами хрома, 2—сплавы с кубическими карбидами хрома.



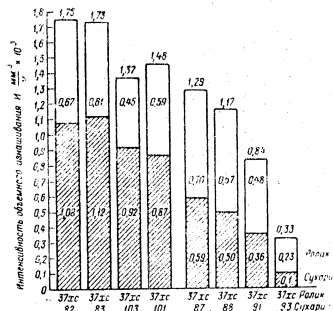
Фиг. 11. Зависимость между износом и твердостью отожженных хромистых сплавов при испытании с абразивом при сухой трении скольжения.

1—сплавы с тригональными карбидами хрома, 2—сплавы с кубическими карбидами хрома.

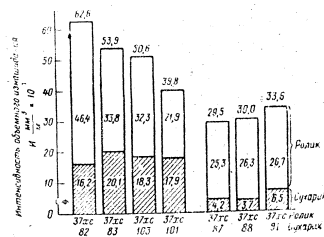
частицы, обладающие высокой твердостью, должны оказывать положительное влияние на износостойкость сплавов.

С другой стороны, способствуя значительным напряжениям и нарушениям сплошности в процессе объемных изменений при закалке сплавов, карбиды могут обесцелять диспергирование частиц под воздействием абразивных зерен в процессе истирания. Размеры, форма и распределение карбидной фазы в свою очередь могут оказывать решающими.

¹ Г. В. Курдюмов, В. А. Ильина, В. К. Крицкая, Л. И. Дысок. Проблемы металловедения и физики металлов, сб. 4, Металлургиздат, 1955.

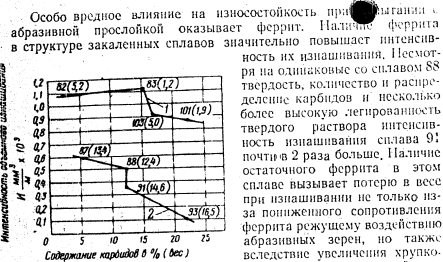


Фиг. 12. Интенсивность абразивного изнашивания при сухом трении скольжения.



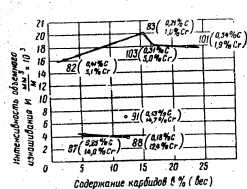
Фиг. 13. Интенсивность абразивного изнашивания при испытании с абразивом истирания.

POOR ORIGINAL

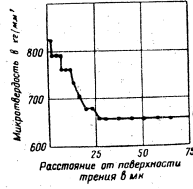


Фиг. 14. Зависимость интенсивности изнашивания закаленных сплавов от содержания карбидов. Испытания при сухом трении скольжения. Цифры в скобках указывают содержание хрома в твердом растворе.

выклинивающим γ -область. При абразивном изнашивании закаленных сплавов под действием пластических деформаций и структурных изменений значительно повышается микротвердость поверхностных



Фиг. 15. Зависимость между интенсивностью изнашивания и содержанием карбидов в закаленных хромистых сплавах. Испытания с абразивной прослойкой.



Фиг. 16. Изменение микротвердости в поверхностном слое после испытания на износ с абразивной прослойкой. Закаленный сплав 101

слоев. На фиг. 16 показано изменение микротвердости в поверхностном слое образцов из сплава 101. Упрочнение при износе достигает 825 кг/мм². Глубина наклепа составляет 25 мкм.

Ниже приведены значения относительной износостойкости (K) испытанных сплавов при сравнении их со сталью ЛГ13 (табл. 6).

Таблица 6

Сплав	Исходное состояние	Относительная износостойкость			
		при трении скольжения с абразивной прослойкой		при сухом трении скольжения	
		сухарика	сопряжения	сухарика	сопряжения
ЛГ-13	после закалки	1,00	1,00	1,00	1,00
82	после отжига	1,30	0,46	0,60	2,30
83	"	1,40	0,65	0,65	6,40
103	"	1,44	0,69	0,71	0,53
101	"	1,51	0,79	1,66	0,86
87	"	1,44	0,68	0,60	0,45
88	"	1,48	0,69	—	—
91	"	1,51	0,74	1,62	0,50
93	"	—	—	18,2	5,3
82	после закалки	1,92	1,15	2,19	1,04
83	"	1,51	1,22	2,11	1,66
103	"	1,70	1,30	2,58	2,09
101	"	1,74	1,65	2,72	1,97
87	"	7,40	2,23	4,62	2,23
88	"	8,40	2,20	4,73	2,46
91	"	4,50	1,96	6,58	3,42
93	"	—	—	23,7	8,7

Из данных табл. 6 видно, что значительное повышение износостойкости гусеничных шарниров может быть достигнуто путем изменения конструкции с расчетом предохранения шарниров от попадания абразива в зазоры. В этом случае при правильном выборе материалов износостойкость шарнира можно было бы повысить в десятки раз. При испытании с абразивной прослойкой значительное преимущество перед сталью ЛГ13 показывают сплавы 103 и 101 (типа Х12), а также 87 и 88 (типа Х18) после закалки. Эти сплавы можно рекомендовать для дальнейшего исследования и обработки в эксплуатационных условиях.

По химическому составу сплавы с кубическими карбидами должны отвечать следующим требованиям: соотношение хрома и углерода должно обеспечивать в сплаве после отжига структуру $\alpha + Cr_{23}C_6$ и полное превращение $\alpha \rightarrow \gamma$ при нагреве под закалку.

POOR ORIGINAL

При правильном выборе химического состава и режима термической обработки ожидается эффект повышения износостойкости может составить 200-300%.

ВЫВОДЫ

1. Увеличение количества специальных карбидов в отожженных и закаленных хромистых сплавах повышает их износостойкость. Эта закономерность в пределах исследованных структур обнаруживается как при испытаниях с абразивной прослойкой, так и при сухом трении скольжения.
2. Эффективность влияния количества карбидов на износостойкость исследованных сплавов при испытаниях с абразивной прослойкой значительно ниже, чем при сухом трении скольжения. При сухом трении скольжения влияние количества карбидов усиливается с увеличением легированности твердого раствора.
3. При одном и том же количестве карбидов и одинаковой структуре сплавы с кубическими карбидами хрома обнаруживают более высокую износостойкость, чем сплавы с тригональными карбидами.
4. В испытаниях с абразивной прослойкой интенсивность изнашивания отожженных сплавов выше в 6-9 раз, а закаленных сплавов в 7-18 раз, чем при сухом трении скольжения.
5. Зависимость между износостойкостью, твердостью и некоторыми другими механическими свойствами отожженных хромистых сплавов обнаруживается лишь в пределах одинаковых структур.
6. В условиях принятого метода испытания на износ закаленные хромистые сплавы определенной группы превосходят по износостойкости сталь ЛП13 в несколько раз.

ЛИТЕРАТУРА

1. Саверина Н. А., Выделение карбонитридных фаз из высокохромистых ферритных и хромоникелевых аустенитных сталей, сб. 36, ЦИНИТМАШ, Минск, 1959.
2. Курдюмов Г. В., Проблемы металлургии и физики металлов, сб. 4, Металлургия, 1955.
3. Курдюмов Г. В., Ильина В. А., Крицкая В. К. и Лисак Д. И., Проблемы металлургии и физики металлов, сб. 4, Металлургия, 1955.

POOR ORIGINAL

Докт. техн. наук проф. Д. Я. ВИШНЯКОВ,
инж. М. А. ФИГЕЛЬМАН, инж. О. Л. ТРИФОНОВА

О НЕКОТОРЫХ СВОЙСТВАХ СРЕДНЕЛЕГИРОВАННОЙ СТАЛИ ЭИ659

Сталь ЭИ659 применяется для изготовления кожуха камеры сгорания реактивного двигателя. Углы кожуха изготавливают глубокой штамповкой-вытяжкой и соединяют между собой пайкой и сваркой. В процессе эксплуатации кожух подвергается воздействию повышенных температур и вибрационных нагрузок.

Настоящая работа посвящена изучению влияния на свойства стали ЭИ659: пластической деформации с различной степенью обжатия, охлаждения с различных температур, нагрева до высоких температур и изотермической закалки.

МАТЕРИАЛ ИССЛЕДОВАНИЯ

Исследование проводилось на листах стали ЭИ659 толщиной 1,5 мм. Химический состав стали следующий: 0,22% С; 2,15% Cr; 1,0% Ni; 1,18% W и 0,38% V.

Механические свойства стали в отожженном состоянии: σ_t — 52,5 кг/мм², δ — 28,5%.

МЕТОДИКА ИССЛЕДОВАНИЯ

Для изучения влияния пластической деформации на свойства стали листы были разрезаны на полосы и прокатаны на стане холодной прокатки до толщины 1,45, 1,35, 1,05 и 0,75 мм, что соответствует 5, 10, 30 и 50% обжатия.

Из прокатанных полос были изготовлены образцы для испытаний при комнатной и повышенной температурах.

Образцы нагревали в муфельной лабораторной печи (колебание температуры $\pm 5^\circ\text{C}$, регулирование автоматическое), охлаждение производилось в печи (до 400° , далее на воздухе), в масле и на воздухе. При проведении изотермической закалки нагрев осуществлялся в индукционной электропечи типа ПИ-12, а охлаждение — в литровой ванне СП-2-35.

* Здесь, как и в дальнейшем, приводятся средние значения из 3—5 измерений.

45

POOR ORIGINAL

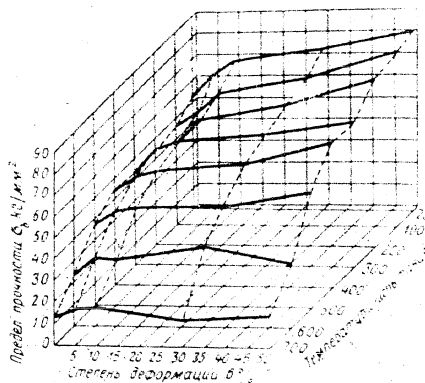
Основными видами испытаний были выбраны определение предела прочности и относительного удлинения, поскольку эти показатели являются в практических условиях главными параметрами характеризующими механические свойства листового материала.

При повышенных температурах определяли σ_0 и δ проводились при кратковременных испытаниях со скоростью 0,1 мм/мин, где l_0 — расчетная длина образца.

АНАЛИЗ ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНЫХ ДАННЫХ

Влияние степени деформации на механические свойства стали ЭИ659 при комнатной и повышенной температурах

Как видно из фиг. 1 и 2, с увеличением степени пластической деформации отожженной стали ЭИ659 возрастает предел прочности и уменьшается относительное удлинение, что наблюдается при всех температурах испытания. Наиболее резко эти явления



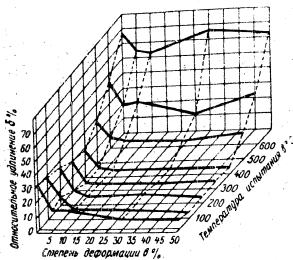
Фиг. 1. Зависимость σ_0 от степени деформации, пределом прочности и температурой испытанной стали ЭИ659.

происходят в диапазоне 5–10% деформации. При дальнейшем увеличении степени обжатия механические свойства меняются незначительно.

Испытания при повышенных температурах холоднодеформированной стали показали, что до температуры 400°C механические свойства практически не меняются, а при температуре выше 400°C уменьшается предел прочности и увеличивается относительное удлинение независимо от степени пластической деформации. Максимальное значение δ возникает в процессе деформации, сохраняясь до 60% деформации.

Таким образом, детали, изготовленные из отожженной и повторно деформированной стали ЭИ659, сохраняют довольно высокие характеристики прочности при нагреве до 400—450°С при постоянном относительном удлинении.

Ранее проведенные исследования показали, что оптимальные механические свойства стали ЭИ659 получаются после термической обработки по режиму: нагрев под закалку до 890°С, охлаждение на воздухе с последующим отпуском при температуре 500°С, 2 часа.



Фиг. 2. Зависимость между степенью деформации, относительным удлинением и температурой испытаний стали ЭИ659.

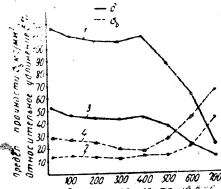
После такой обработки предел прочности повышается до 115—130 кг/мм², а относительное удлинение сохраняется на уровне 9—12%.

На фиг. 3 и 4 представлены результаты механических испытаний при различных температурах недеформированной и деформированной (10%) стали ЭИ659 после термической обработки. (Закалка — 890°С, отпуск — 500°С).

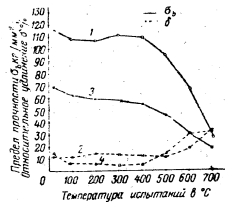
Как видно из графиков, с повышением температуры испытаний до 400°С не происходит значительного изменения механических свойств и термически обработанной стали. Значения предела прочности остаются выше 100 кг/мм², а величина относительного удлинения колеблется около 12%.

При температуре испытаний 300—400°С наблюдается некоторое повышение прочности, наиболее отчетливо выраженное на деформированных образцах, которое может быть объяснено выделением из твердого раствора высоко дисперсных частиц карбидов (вторичная твердость).

Резкое снижение прочностных характеристик как деформированной (см. фиг. 4), так и недеформированной (см. фиг. 3) стали, происходит при температуре выше 400°С.



Фиг. 3. Влияние температуры испытаний на механические свойства недеформированной стали ЭИ659.
1 — закалка 890°С, отпуск 500°С, 3 и 4 — без термообработки.



Фиг. 4. Влияние температуры испытаний на механические свойства деформированной (10%) стали ЭИ659.
1 и 2 — закалка 890°С, отпуск 500°С, 3 и 4 — без термообработки.

Влияние скорости охлаждения на механические свойства сталей ЭИ659

Как упоминалось выше, детали из стали ЭИ659 изготовляют глубокой штамповкой-вытяжкой с последующей правкой. В результате этих операций возникают значительные внутренние напряжения.

На фиг. 5 представлены результаты механических испытаний образцов, охлажденных с разной скоростью (с печью, на воздухе и в масле) после нагрева до температуры 550, 650, 700, 780 и 890°С.

Из диаграммы видно, что после нагрева на 550°С (фиг. 5,а) все еще замедленно пластической деформации образцы, деформированные на 5, 10, 30 и 50%, имеют несколько более высокий предел прочности и пониженное относительное удлинение по сравнению с недеформированными образцами. Разница эта сохраняется и при различных скоростях охлаждения.

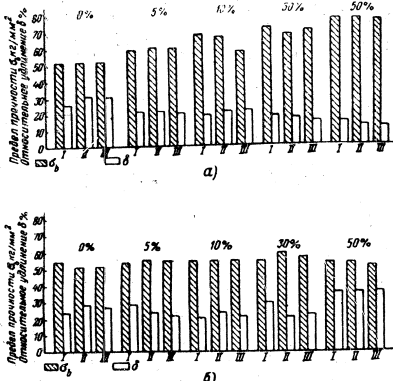
При повышении температуры нагрева до 650°С (фиг. 5,б) снижается предел прочности и увеличивается относительное удлинение деформированных образцов и тем значительно, чем выше степень пластической деформации. Нагрев на 700°С почти не меняет указанных выше свойств.

Заметное повышение предела прочности и снижение относительного удлинения образцов, деформированных на 50%, происходит после охлаждения на воздухе и в масле с температуры 780°С (фиг. 5,в).

POOR ORIGINAL

И, наконец, резко увеличивается прочность и снижается пластичность всех образцов после нагрева на 890°С и охлаждения в любой из указанных сред (фиг. 5,з).

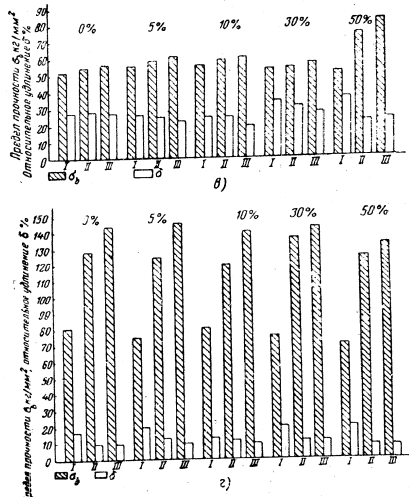
По результатам исследования можно предположить, что сталь ЭИ659 обладает склонностью к старению в результате пластической деформации и нагрева. Чем больше степень пластической деформации, тем более отчетливо выражено это явление. При нагреве деформированной стали до температуры 500°С происходит упрочнение α -твердого раствора, вероятно, в результате старения (фиг. 5,а).



Фиг. 5. Влияние скорости охлаждения на механические свойства стали ЭИ659, охлажденной в различных средах (I — в печи, II — в масле, III — в масле с различной температурой). а — 50°, б — 890°.

При более высокой температуре происходит коагуляция дисперсных частиц и прочность снижается (фиг. 5,б). При ускоренном охлаждении деформированных на 50% образцов после их нагрева на 780°С происходит частичная закалка, в результате которой предел прочности увеличивается (фиг. 5,в). На образцах, деформированных в меньшей степени, при аналогичных условиях нагрева и охлаждения, приращению прочности не наблюдается.

Скорость охлаждения с температуры не выше 780°С не оказывает существенного влияния на свойства деформированного и недеформированного металла.



холоднодеформированной (с разной степенью деформации) стали ЭИ659. I — в воздухе, II — в масле с различной температурой. а — 780°, б — 890°.

Охлаждение с температуры 890°С (фиг. 5,з) в масле и на воздухе обеспечивает закалку стали ЭИ659.

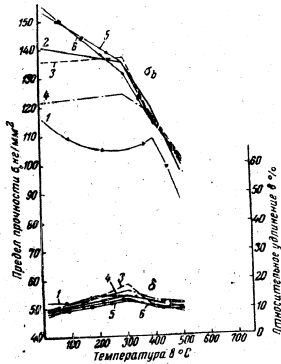
Повышенная прочность (по сравнению с исходным состоянием) сохраняется и у образцов, охлажденных вместе с печью. Отсюда можно сделать вывод, что для смягчения стали в случае ее нагрева до высоких температур (более 800°С) необходимо регулировать скорость охлаждения.

POOR ORIGINAL

Изотермическая закалка стали ЭИ1659

Как известно, по сравнению с двойной термообработкой, изотермическая закалка обладает рядом преимуществ, поэтому изучение ее влияния на свойства стали ЭИ1659 представляет несомненный интерес.

Изотермическая закалка с 890° С образцов с 10 и 50%-ной степенью обжатия производилась при температурах изотерм 200—600° С.



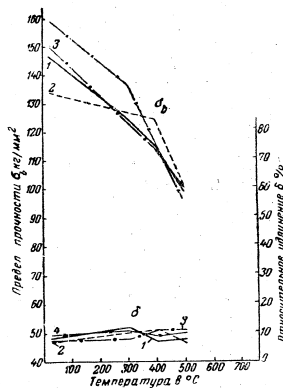
Фиг. 6. Механические свойства стали ЭИ1659 при повышенных температурах (после 50%-ной деформации и изотермической обработки).
Температура изотерм: 1—200°, 2—300°, 3—500°, 4—600° С.

Образцы испытывали как при комнатной, так и при повышенных температурах (фиг. 6 и 7).

В результате изотермической закалки были получены более высокие значения прочности по сравнению с двойной обработкой (закалка на воздухе и высокий отпуск). Высокая прочность в сочетании с удовлетворительной пластичностью сохранялась и при повышенных температурах. Так, например, при температуре 500° С предел прочности равен примерно 100 кг/мм², а относительное удлинение — 9—12%.

Полученные результаты нуждаются в дальнейшем подтверждении путем изучения кинетики изотермического превращения в стали

ЭИ1659. Тем не менее, на основании предположений, что этот вид обработки может дать положительные результаты. По нашим дан



Фиг. 7. Механические свойства стали ЭИ1659 при повышенных температурах (после 50%-ной деформации и изотермической обработки).
Температура изотерм: 1—200°, 2—300°, 3—500°, 4—600° С.

мым, оптимальная температура изотермической выдержки, обеспечивающая наиболее стабильные свойства стали, примерно равна 300° С.

ВЫВОДЫ

1. Листы из стали ЭИ1659 в отожженном состоянии имеют удовлетворительную пластичность, что дает возможность изготовить в них детали путем штамповки-вытяжки со степенью обжатия 5—10% на одном переходе.
2. Механические свойства изменяются незначительно при повышении температуры испытания до 400° С.
3. Упрочнение в результате пластической деформации сохраняется при нагреве до 550—600° С.
4. Скорость охлаждения после нагрева до температуры, не превышающей 780° С, не оказывает существенного влияния на механические свойства.

POOR ORIGINAL

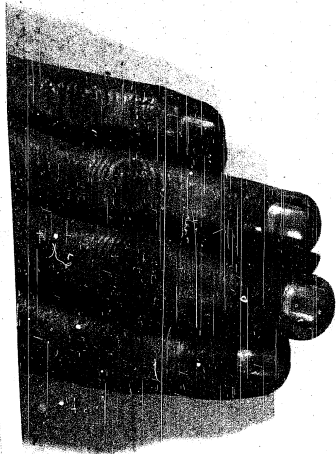
ческие свойства отожженного и холоднодеформированной стали по сравнению с меньшей степенью обжатия.

5. Скорость охлаждения после нагрева до более высокой температуры (890° C) оказывает значительное влияние на механические свойства, так как в районе 800° C происходит фазовая перекристаллизация стали ЭИ1659. Для полного отжига стали в этом случае необходимо регулировать скорость охлаждения, поскольку критическая скорость охлаждения исследуемой стали относительно мала.

6. Закалка в масле по сравнению с воздушным охлаждением обеспечивает более высокую прочность стали ЭИ1659. При этом относительное удлинение уменьшается незначительно.

ЛИТЕРАТУРА

1. Конторович И. Е. Термическая обработка стали и чугуна. Металлургия, 1954.
2. Бокштейн С. Э., Структура и свойства легированной стали, Металлургия, 1954.
3. Вайн Э., Влияние легирующих элементов на свойства стали, Металлургия, 1945.
4. Делле В. А. Легированная конструкционная сталь. Металлургия, 1953.



POOR ORIGINAL

МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СТАЛЕЙ ПРИ НИЗКИХ ТЕМПЕРАТУРАХ

В настоящее время изучению свойств металлов и сплавов при температурах ниже нуля уделяется большое внимание в связи с тем, что во многих областях техники детали машин работают в условиях низких температур. Для подавляющего большинства сплавов на железной основе с понижением температуры прочностные характеристики повышаются, а пластичность и вязкость снижаются, что приводит к преждевременному разрушению деталей машин.

Известно, что свойства стали при низких температурах определяются ее составом и структурой.

Проведенное нами исследование имело целью изучить влияние состава некоторых легированных конструкционных сталей и термической обработки на хладоломкость при низких температурах.

Для исследования были взяты стали марок 40ХА, 40ХНМА, 30ХГСА, 18ХНВА и углеродистая сталь марки 40 для сравнения.

Величину ударной вязкости определяли при температурах 20,0, -20, -40 и -70° С, после отжига, нормализации и закалки с отпуском на стандартных образцах с надрезом на копке типа МК-15. В качестве охлаждающей смеси была использована твердая углекислота с ацетоном. Время выдержки составляло 40—45 мин. Образцы после охлаждения немедленно производили испытание.

Предварительно все заготовки были нормализованы по режимам, представленным в табл. 1.

Предварительная обработка стали 18ХНВА состояла в нормализации с 950° и высоком отпуске при температуре 650° с выдержкой четыре часа. В результате этой обработки была получена структура сорбитообразного перлита с твердостью 235Н_В.

Из части заготовок в состоянии были вырезаны образцы, остальные заготовки были отожжены или подвергнуты двойной термической обработке — закалке и отпуску.

Режимы отжига исследованных сталей приведены в табл. 2, а режимы закалки и отпуска в табл. 3.

POOR ORIGINAL

Таблица 1

Марка стали	Температура нагрева °С	Время выдержки мин.	Твердость после нормализации НВ
40	850	22	162
40ХА	860	22	178
40ХНМА	870	25	385*
30ХГСА	880	25	174

* Сталь 40ХНМА в нормализованном состоянии имеет твердость 385НВ вследствие того, что сталь этой плавки содержит углерод и легированные элементы на верхнем пределе, установленном по ГОСТ для данной марки (С—0,45%; Ni—1,41%; Cr—0,83%; Mo—0,20%).

Таблица 2

Марка стали	Температура нагрева °С	Время выдержки мин.	Способ охлаждения	Твердость после отжига НВ
40	840	95	С печью	137
40ХА	840	95	.	155
30ХГСА	880	100	.	165
40ХНМА	860	115	.	260

Таблица 3

Марка стали	Температура закалки °С	Время выдержки мин.	Охлаждающая среда	Температура отпуска °С	Время выдержки мин.	Охлаждающая среда	Твердость после закалки и отпуска НВ
40	840	15+17	вода	550	140	воздух	237
40ХА	860	15+17	масло	550	140	масло	260
40ХНМА	850	17+20	масло	580	140	воздух	300
30ХГСА	880	17+20	масло	520	140	воздух	283
18ХНВА	850	17+20	воздух	550	140	воздух	270
18ХНВА	890	17+20	воздух	550	140	воздух	315

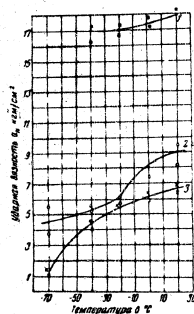
ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНАЯ ЧАСТЬ
Сталь марки 40

Углеродистую сталь марки 40 испытывали после закалки и отпуска, нормализации и отжига. На фиг. 1 представлена зависимость ударной вязкости этой стали от температуры испытания.

55

POOR ORIGINAL

После закалки с температуры 840° С в воде и отпуска при 550° С с охлаждением на воздухе, сталь 40 имеет структуру сорбитообразного перлита с твердостью 235 Н_B и ударную вязкость $a_k = 16,2 \text{ кг/см}^2$ (при комнатной температуре), которая почти не снижается с понижением температуры испытания до -50° С. Излом стали при температурах от +20 до -50° С имеет характерное волокнистое строение, что указывает на значительную вязкость.



Фиг. 1. Зависимость ударной вязкости стали марки 40 от температуры испытания. 1—закалка с высоким отпуском, 2—нормализация, 3—отжиг.

Критический интервал хрупкости в данном случае лежит где-то в районе более низких температур.

После нормализации сталь 40 имеет феррито-перлитовую структуру с твердостью 162Н_B. Ударная вязкость, равная при комнатной температуре 8,8 кг/см², с понижением температуры до -70° снижается до 1,7 кг/см², т. е. в данном случае снижение ударной вязкости в интервале температур +20°÷-70° составляет 47%. Излом при комнатной температуре полухрупкий и переход в хрупкое состояние происходит при температуре -40° С.

В отожженном состоянии сталь 40 имеет структуру крупнопластинчатого перлита и крупных зерен феррита с твердостью 137Н_B и ударную вязкость при комнатной температуре равную 6,6 кг/см². С понижением температуры испытания до -70° С ударная вязкость снижается до 1,1 кг/см², т. е. на 84%. Резкое снижение ударной вязкости связано с крупнозернистостью и большими количествами избыточного феррита.

Излом образцов, испытанных при 20° С — кристаллический светло-серый в сердцевине и волокнистый темно-серый по краям (края деформированы) сохраняется до -20°. При дальнейшем снижении температуры излом становится светло-серым, блестящим, кристаллическим.

Сталь марки 40ХА

Хромистую сталь марки 40ХА испытывали после закалки и отпуска, нормализации и отжига. На фиг. 2 представлена зависимость ударной вязкости этой стали от температуры испытания. Сталь 40ХА после закалки с 860° С в масле и отпуска при температуре 550° С с охлаждением в масле имеет структуру сорбитообразного перлита с твердостью 260Н_B и ударную вязкость $a_k = 19,1 \text{ кг/см}^2$. Эта сталь является относительно устойчивой против хладнолом-

кости. При температуре 20° ударная вязкость равна 9,9 кг/см² и снижение ее в интервале температур +20°÷-70° составляет 48%. Излом при температурах испытания до -40° темно-серый, волокнистого строения. При температуре испытания -40° и ниже появляются кристаллические участки в сердцевине образца.

Сталь марки 40ХА после нормализации с температуры 860° С имеет феррито-перлитовую структуру с твердостью 178Н_B и $a_k = 10,2 \text{ кг/см}^2$. При температуре -70° ударная вязкость равна 5 кг/см², т. е. снижается на 50%.

Характер изменения ударной вязкости стали 40ХА отличается от изменения ударной вязкости стали 40 тем, что a_k снижается монотонно с понижением температуры, без скачков. Излом в центре светло-серый, кристаллический, по краям темно-серый с затяжкой по внешнему контуру. Темно-серая полоса по краям излома исчезает при -40° С. При температуре -70° С излом кристаллический, но сталь еще имеет значительный запас вязкости.

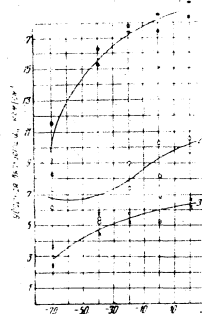
Как видно из сказанного выше, хром не оказывает существенного влияния на снижение хладноломкости стали в нормализованном состоянии.

Сталь марки 40ХА после отжига при температуре 840° имеет крупнозернистую перлитно-ферритовую структуру с твердостью 155Н_B. Ударная вязкость при комнатной температуре равна 6,4 кг/см², т. е. примерно равна ударной вязкости стали 40

после отжига. Однако в данном случае с понижением температуры не наблюдается столь резкого падения вязкости, как у стали 40. Ударная вязкость стали 40ХА при -70° равна 3 кг/см², т. е. снижение ее составляет 52%. Эти данные указывают на преимущества отожженной легированной стали перед углеродистой при низких температурах. Излом этой стали при 20° — светло-серый, кристаллический. Края излома деформированы и имеют темно-серый цвет.

Сталь марки 40ХНМА

Сталь марки 40ХНМА испытывали в тех же состояниях, как и ранее рассмотренные стали 40 и 40ХА. На фиг. 3 представлена зависимость ударной вязкости этой стали от температуры испытания.



Фиг. 2. Зависимость ударной вязкости стали марки 40ХА от температуры испытания. 1—закалка с высоким отпуском, 2—нормализация, 3—отжиг.

POOR ORIGINAL

После закалки с 850° С в масле и отпуска при температуре 580° С с охлаждением на воздухе сталь 40ХНМА имеет структуру сорбита с твердостью 300Н_В и ударной вязкостью $a_k=12,6 \text{ кдж/см}^2$.
Уменьшение ударной вязкости с понижением температуры незначительно и при -70° С ударная вязкость равна 11,2 кдж/см², т. е. снижение в интервале температур от +20° до -70° составляет всего 12%. Стабильность свойств зависит в данном случае как от структуры, так и от легированности стали. Вероятно наличие никеля и молибдена в этой стали уменьшает склонность ее к хладноломкости.

Излом стали волокнистый, очень характерный для вязких сплавов. Наблюдается сильная вытяжка по контуру образцов. Вид излома почти не меняется до -70° и лишь при -70° появляются слабые признаки хрупкого излома в сердцевине.

В нормализованном состоянии сталь марки 40ХНМА (дальной плашки) имеет структуру троостита с твердостью 385Н_В и ударной вязкостью 3,11 кдж/см².

Кривая зависимости ударной вязкости от температуры снижается монотонно с понижением температуры.

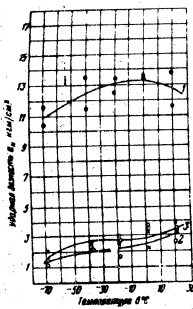
Излом образцов при комнатной температуре — светло-серый кристаллический. С понижением температуры испытания укрупняются фасетки излома.

В результате отжига сталь марки 40ХНМА при 860° С получает структуру сорбитообразного перлита и феррита с твердостью 260Н_В и a_k равной 3,6 кдж/см². С понижением температуры ударная вязкость медленно снижается. Излом при комнатной температуре получается крупнокристаллическим.

Сталь 30ХГСА испытывали после закалки и отпуска, нормализации и отжига. На фиг. 4 представлена зависимость ударной вязкости этой стали в различных состояниях от температуры испытания.

Сталь 30ХГСА после закалки с 860° С в масле и отпуска при температуре 520° С с последующим охлаждением на воздухе имеет структуру сорбита, сохранившую ориентацию по мартенситу с твердостью 263Н_В и ударной вязкостью 12,5 кдж/см².

При понижении температуры испытания наблюдается резкое снижение ударной вязкости. Это связано, по-видимому, с присут-



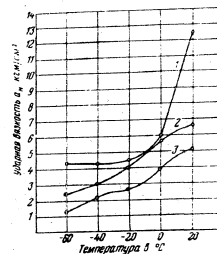
Фиг. 3. Зависимость ударной вязкости стали марки 40ХНМА от температуры испытания.
1—закалка с высколом, отпуск, 2—нормализация, 3—отжиг.

ствием в стали хрома, марганца и кремния — элементов, снижающих ударную вязкость стали в улучшенном состоянии.

После нормализации при температуре 880° С сталь 30ХГСА имеет структуру феррита и перлита с твердостью 185Н_В и $a_k=6,7 \text{ кдж/см}^2$.

С понижением температуры испытания значения ударной вязкости снижаются и при температуре -60° $a_k=2,4 \text{ кдж/см}^2$, т. е. снижение ударной вязкости составляет 64%. Излом стали при 20° С волокнистый, по краям имеется вытяжка, в сердцевине слабые признаки хрупкости, но уже при -20° излом становится полностью кристаллическим.

После отжига сталь имеет феррито-перлитовую структуру (163Н_В и $a_k=5,1 \text{ кдж/см}^2$). С понижением температуры наблюдается понижение ударной вязкости и при -60° ударная вязкость равна 1,5 кдж/см². По сравнению с нормализованным состоянием абсолютные значения ударной вязкости ниже и снижение ее более значительно (69%). Излом даже при комнатной температуре имеет кристаллический характер.



Фиг. 4. Зависимость ударной вязкости стали марки 30ХГСА от температуры испытания.
1—закалка с отпуском, 2—нормализация, 3—отжиг.

Сталь марки 18ХНВА

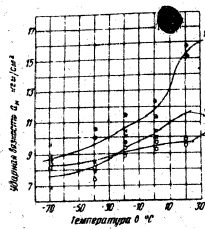
Сталь 18ХНВА испытывали после термической обработки по трем различным режимам. На фиг. 5 представлена зависимость ударной вязкости этой стали от температуры испытания.

В результате нормализации с 950° С и отпуска при 650° С в течение 4 час. сталь имеет структуру сорбитообразного перлита с твердостью 235Н_В и ударную вязкость, равную 15,5 кдж/см². С понижением температуры до -70° ударная вязкость снижается до 8,65 кдж/см². Излом этой стали при комнатной температуре полухрупкий с темными и светлыми участками. При температуре -70° наблюдается еще значительная пластическая деформация.

В данном случае сказывается влияние никеля и характера структуры. Сталь марки 18ХНВА после нормализации с 850° С и отпуска при 550° С в течение 2 час. 20 мин. имеет сорбитовую структуру, твердость 270Н_В и ударную вязкость 11,65 кдж/см².

С понижением температуры ударная вязкость снижается, и при температуре -70° она равна 8,3 кдж/см². Излом при комнатной температуре темно-серый, волокнистый, с понижением температуры испытания светлеет.

POOR ORIGINAL



Фиг. 5. Зависимость ударной вязкости стали марки 18ХНВА от температуры испытания.

1—нормализация 950°С и выдержкой 4 часа, 2—нормализация 800°С и выдержкой 4 часа 30 мин., 3—нормализация 950°С и выдержкой 2 часа 30 мин.

Более высокая температура нормализации стали (950°С с отпуском при 550°С) приводит к снижению ударной вязкости при комнатной температуре до 9,8 кг/см² против 11,65 кг/см² после нормализации с 850°С и одинаковых температурах отпуска, что связано с перегревом. С понижением температуры испытания ударная вязкость меняется и ее абсолютные значения совпадают с значениями для образцов нормализованных с более низкой температуры. Излом стали 18ХНВА при комнатной температуре полухрупкий; с понижением температуры излом светлеет, но и при -70° имеется еще запас вязкости и ударная вязкость равна 8,2 кг/см².

ВЫВОДЫ

1. Наиболее высокие значения ударной вязкости всех исследованных сталей сохраняются при понижении температуры испытания, если предварительно была проведена улучшающая обработка.
2. Значения ударной вязкости стали 30ХГСА после улучшающей обработки с понижением температуры испытания снижаются более резко, чем у сталей марок 40, 40ХА, 40ХНМА и 18ХНВА.
3. С увеличением дифференциации структуры, например после нормализации и отжига, ударная вязкость снижается более интенсивно с понижением температуры испытания по сравнению с улучшающей обработкой и имеет наименьшие значения после отжига.

ЛИТЕРАТУРА

1. Шеванди Е. М. Статья в сборнике, посвященном семидесятилетию акад. А. Ф. Иоффе, АН СССР, 1950.
2. Воробьев В. Г. Термическая обработка стали при температуре ниже нуля, Оборонгиз, 1954.
3. Делле В. А. Легированная конструкционная сталь, Металлургияздат, 1953.

POOR ORIGINAL

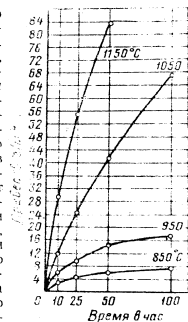
Рядом техн. наук доц. А. А. СЕВЕРОВ,
инж. Э. И. КОРНИЛОВ

ЖАРСТОЙКОСТЬ НЕКОТОРЫХ СПЛАВОВ НА НИКЕЛЕВОЙ ОСНОВЕ

Целью данной работы было исследование жаростойкости трех сплавов на никелевой основе марок ЭИ437Б, ЭИ1617 и опытного сплава. Для сравнения был взят широко применяемый в авиационной промышленности сплав на железной основе 21-11-2.5.

Критерием жаростойкости являлся привес образцов (т. е. количество поглощенного кислорода) после выдержки при высоких температурах. Образцы сплавов ЭИ437Б, ЭИ1617, 21-11-2.5 и опытного сплава в виде цилиндров размерами — диаметр 10 мм и высота (h) 20 мм помещали в предварительно прокаленные тигли и взвешивали вместе с тиглями на аналитических весах с точностью до четвертого знака. Взвешенные тигли помещали в печь, нагретую до температуры испытания. Началом опыта считали момент достижения образцами заданной температуры. Определение жаростойкости производилось при температурах 850, 950, 1050 и 1150°С, время выдержки при этих температурах составляло 10 час., 25 час., 50 час. и 100 час. соответственно. При любом варианте опыта испытывали по три образца каждого сплава. После выдержки тигли с образцами вынимали из печи, охлаждали и взвешивали. Привес, отнесенный к единице поверхности являлся мерой окислительности исследованных сплавов.

Кривые изменения привеса образцов стали 21-11-2.5 в зависимости от времени выдержки и температуры нагрева представлены на фиг. 1. Как видно из кривых, более значительный привес наблю-

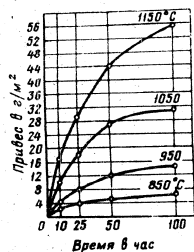


Фиг. 1. Жаростойкость стали 21-11-2.5 в зависимости от времени выдержки при различных температурах.

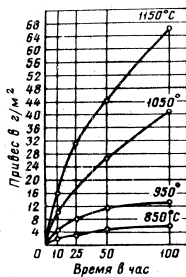
POOR ORIGINAL

дается при нагреве до температур 1050 и 1150° С. Скорость окисления этой стали при 950° С составляет 0,13 г/м² час, тогда как после нагрева на 1050° С скорость окисления возрастает примерно в пять раз и равна 0,7 г/м² час, а после нагрева на 1150° — 1,16 г/м² час.

Жаростойкость сплавов ЭИ437Б и ЭИ617 приведена на фиг. 2 и 3. Оба сплава обладают примерно одинаковой жаростойкостью при температурах 850 и 950°. Но при более высоких температурах (1052 и 1150° С) сплав ЭИ617 менее окислостоек, чем сплав ЭИ437Б. При температуре испытания 1050° скорость окисления сплава ЭИ437Б составляет 0,30 г/м² час, а сплава ЭИ617



Фиг. 2. Жаростойкость сплава ЭИ437Б в зависимости от времени выдержки при различных температурах.



Фиг. 3. Жаростойкость сплава ЭИ617 в зависимости от времени выдержки при различных температурах.

несколько выше — 0,40 г/м² час, при температуре 1150° скорость окисления сплава ЭИ437Б равна 0,56 г/м² час, а сплава ЭИ617 — 0,66 г/м² час.

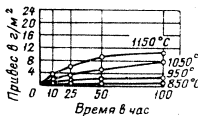
На фиг. 4 приведены данные исследования опытного сплава. Этот сплав оказался жаростойким при всех заданных температурах и выдержках. Скорость окисления сплава при нагреве на 1050° С составляет сотые доли грамма на 1 м² в час и лишь при 1150° С скорость окисления равна 0,14 г/м² час.

Сравнительное испытание жаростойкости ряда сплавов подтвердило уже известное положение о том, что наиболее жаростойкими являются сплавы на никелевой основе. Сплав на железной основе 21-11-2,5 оказался наименее жаростойким из числа исследованных сплавов. Судя по полученным привесам, окислительность опытного сложноплавящего сплава при температуре 1150° С в 10 раз больше, чем стали 21-11-2,5 (см. фиг. 5).

Сталь 21-11-2,5 при всех температурах окисления покрывается окислами темно-серого цвета (наружный слой окислов рыхлый и легко осыпается). При температуре 1050° и 1150° С окислы самопроизвольно отслаиваются, обнажая черную шероховатую пленку.

Внешний вид окислов, образующихся на поверхности сплавов ЭИ437Б и ЭИ617 отличается от окислов на стали 21-11-2,5. Они серого цвета, с достаточно гладкой поверхностью, наружный слой пористообразный, оседающий. При температуре 1050° и 1150 на поверхности сплава ЭИ617 обнаруживаются местами белые пятна на фоне черной блестящей окислины.

Опытный сплав в процессе окисления при всех температурах опыта от 850 до 1150° С покрывается тонкой окисной пленкой светло-серого цвета. После нагрева на 1050° поверхность приобретает светло-серую окраску, на которой видны темно-зеленые точки. Наружный слой окислов представляет

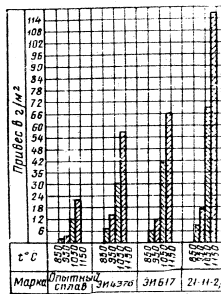


Фиг. 4. Жаростойкость опытного сплава в зависимости от времени выдержки при различных температурах.

собой темно-зеленый слегка осыпающийся порошок. При 1150° С цвет окислов темно-зеленый, поверхность шероховатая, под осылающим темно-зеленым порошком на поверхности обнаруживаются белые пятна.

ХИМИЧЕСКИЙ И ЭЛЕКТРОГРАФИЧЕСКИЙ АНАЛИЗ

В настоящее время процесс окисления металлов и сплавов при высоких температурах рассматривается как чисто химический процесс только в начальной стадии окисления. После образования первой тончайшей пленки окислов на наружной поверхности металла или сплава дальнейшее окисление уже является сложным термодиффузионным процессом, зависящим от ряда факторов:



Фиг. 5. Сравнительная жаростойкость исследуемых сплавов при температурах 850, 950, 1050 и 1150° С (время выдержки 100 час).

POOR ORIGINAL

Наиболее важным фактором, определяющим кинетику процесса, является строение окислов. В некоторых случаях структура их оказывается настолько неблагоприятной для диффузии, что процесс окисления идет с весьма малой скоростью. В этих случаях окислы действительно предохраняют металл или сплав от окисления и придают им жаростойкость.

В целях выяснения состава и структуры окислыны в Институте металлургии Академии Наук СССР были произведены химический и электронографический анализы окислыны исследуемых сплавов после окисления в различных условиях. Испытания проводились при нагреве до 1050°С и выдержке 100 час. Результаты химического анализа приведены в табл. 1.

Таблица 1

Марка сплава	Содержание элементов в окислыне в %	Состав окислыны в % (пересчит на окислы)
21-11-2,5	Cr—52,00 Fe—12,31 Ni— 5,81	Cr ₂ O ₃ —75,90 Fe ₂ O ₃ —17,60 NiO—7,39
ЭИ437Б	Cr—16,61 Ni—1,71 Ti—8,82 Al—2,61 Fe—5,88	Cr ₂ O ₃ —68,12 NiO—2,16 TiO ₂ —11,72 Al ₂ O ₃ —4,93 Fe ₂ O ₃ —8,37
ЭИ617	Cr—23,22 Ni—23,56 Al—9,01	Cr ₂ O ₃ —36,86 NiO—29,98 Al ₂ O ₃ —16,22
Опытный сплав	Cr—28,61 Ni—13,00 Al—10,60	Cr ₂ O ₃ —41,81 NiO—16,51 Al ₂ O ₃ —20,03

Из приведенных данных следует, что содержание некоторых легирующих элементов (алюминия, хрома и др.) в окислыне значительно больше, чем средняя концентрация их в сплаве. Например, в стали 21-11-2,5 содержится примерно 21% хрома, а в окислыне 52%. Окислыны сплавов на никелевой основе ЭИ437Б и ЭИ617 также обогащена алюминием и хромом. В окислыне сплава ЭИ437Б хрома 46,61%, алюминия 2,61%, а в сплаве эти элементы содержатся в следующем количестве: хрома — 20%, алюминия — 0,90%. В спла-

ве ЭИ617 содержание хрома в окислыне в два раза, а алюминия в пять раз больше, чем в сплаве. Окислыны опытного сплава также содержит больше хрома и больше алюминия, чем в сплаве.

Полученные данные подтверждают уже известное положение, что элементы, имеющие большое сродство к кислороду, диффундируют из внутренних слоев металла к поверхности и концентрируются в окислыне выше, чем средняя концентрация в сплаве.

Результаты электронографического исследования окислыны образцов, подвергавшихся нагреву при 850 и 1050°С в течение 100 час, приведены в табл. 2.

Таблица 2

Условия испытания	Марка сплава	Бит окислыны
Нагрев до 850°С, выдержка 100 час.	21-11-2,5	FeO·Cr ₂ O ₃ + NiO·Fe ₂ O ₃ или NiO·Cr ₂ O ₃
	ЭИ437Б	NiO·Cr ₂ O ₃ или NiO·Al ₂ O ₃
	ЭИ617	NiO·Cr ₂ O ₃ или NiO·Al ₂ O ₃
Нагрев до 1050°С, выдержка 100 час.	Опытный сплав	NiO·Cr ₂ O ₃ или NiO·Al ₂ O ₃
	21-11-2,5	α-Cr ₂ O ₃ или α-Cr ₂ O ₃ + Fe ₂ O ₃
	ЭИ437Б ЭИ617	α-Cr ₂ O ₃ α-Cr ₂ O ₃
Опытный сплав	NiO·Cr ₂ O ₃ или NiO·Al ₂ O ₃	

Эти исследования частично подтвердили и дополнили результаты химического анализа. Так, по данным электронографического анализа в окислыне исследуемых сплавов после испытания при 850°С в течение 100 час, основными фазами являются фазы шпинельного типа NiO·Cr₂O₃ или NiO·Cr₂O₃ или NiO·Al₂O₃.

Повышение температуры окисления до 1050°С приводит к изменению структуры окислыны сплавов 21-11-2,5, ЭИ437Б и ЭИ617. В окислыне сплава 21-11-2,5 обнаруживается α-Cr₂O₃.

Это соответствует результатам химического анализа, так как количество хрома в окислыне равно 52%, а при пересчете на окислы — 75,9%. В окислыне сплава ЭИ437Б преобладающей фазой также является α-Cr₂O₃, что совпадает с данными химического анализа (Cr₂O₃—63,12%). Фаза α-Cr₂O₃ обнаружена и в окислыне сплава ЭИ617 и лишь в окислыне опытного сплава установлено наличие фаз шпинельного типа NiO·Cr₂O₃ или твердого раствора с NiO·Al₂O₃, чем и объясняется большая жаростойкость этого сплава.

ВЫВОДЫ

Исследование кинетики окисления ряда высоколегированных сплавов промышленного назначения 21-11-2,5, ЭИ437Б, ЭИ617 и опытного сплава при температурах 850, 950, 1050 и 1150°С и длитель-

POOR ORIGINAL



тельности в сроки 25, 50, 75 и 100 час, позволило установить следующее:

1. Из числа исследованных сплавов с наименьшей скоростью окисляется опытный сложнотитановый сплав, а с наибольшей — сплав на железной основе 21-11-2,5. Сплавы ЭИ437Б и ЭИ617 имеют примерно одинаковую жаростойкость.

2. Все рассмотренные сплавы, окисляясь при температуре до 1050° С, покрываются сплошной плотно пристающей пленкой; исключение составляет сталь 21-11-2,5, на которой образуется окалина, легко отстающая от поверхности образца.

3. Количество хрома и алюминия, содержащихся в окалине, в несколько раз больше, чем в сплавах, так как эти элементы обладают большим сродством к кислороду и диффундируют из внутренних слоев к поверхности образца.

POOR ORIGINAL

Канд. техн. наук А. А. ВЕЙНКУ

ОСОБЕННОСТИ НАГРЕВА ДЛИННОМЕРНЫХ ИЗДЕЛИЙ ИЗ АЛЮМИННЕВЫХ СПЛАВОВ В КОНВЕКЦИОННЫХ ПЕЧАХ¹

В промышленности для нагрева различных изделий из алюминиевых сплавов широко применяют конвекционные электрические печи. В настоящее время внедряются новые конструкции печей этого типа для заковки длинномерных полуфабрикатов (профилей, труб, листов и др.) из алюминиевых сплавов.

Для соблюдения правильной технологии термической обработки (особенно закалки) алюминиевых сплавов необходимо, чтобы нагревательные устройства выдерживали заданный температурный режим с точностью ± 2 — $\pm 3^\circ\text{C}$ и одновременно обеспечивали высокую скорость и равномерность нагрева. Осуществляемый в конвекционных печах метод нагрева изделий в воздушном потоке удовлетворяет указанным требованиям.

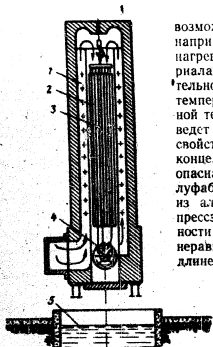
Однако при нагреве длинномерных изделий по длине печи возникает перепад температуры. Воздух, нагретый до заданной температуры в камере с нагревательными элементами, поступает в рабочую камеру печи, где помещаются изделия (профили, трубы, листы и др.). Циркуляция воздуха в печи создается вентилятором (фиг. 1). Перемещаясь вдоль изделий, воздух нагревает их, а сам при этом охлаждается. Максимальное охлаждение имеет место в начальный момент, после загрузки холодных изделий в печь. По мере нагрева изделий повышается и температура воздуха. Следовательно, температура воздушного потока в печи меняется в процессе нагрева садки длинномерных изделий как по длине рабочей камеры, так и во времени. В результате этого процесс нагрева изделий по длине будет неравномерным. Скорость нагрева ближнего по направлению воздушного потока конца садки (на фиг. 1 — верхнего конца) будет больше, чем дальнего (нижнего) конца.

При расчете нагрева длинномерных изделий в конвекционных печах необходимо определять время нагрева дальнего конца садки, так как лишь за это время садка полностью нагреется до заданной температуры. Кроме того, необходимо знать степень неравномерности процесса нагрева по длине изделий, чтобы предотвратить

¹ Автор выражает благодарность докт. техн. наук проф. А. И. Вейнику и Р. И. Барбанелю, которые дали много ценных советов при выполнении работы.

POOR ORIGINAL

67



Фиг. 1. Схема конвекционной электрической печи для нагрева под закалку длинномерных изделий из алюминиевых сплавов.
1 — камера с нагревательными элементами, 2 — рабочая камера, 3 — вал, 4 — контроллер, 5 — заключенный бак.

возможное ухудшение их свойств. Так, например, при большой неравномерности нагрева плакированного листового материала ближний конец садки должен длительное время находиться при высокой температуре, пока не нагреется до заданной температуры дальний конец, что приведет к ухудшению антикоррозионных свойств плакирующего слоя на ближнем конце. Большая неравномерность нагрева опасна также для горячепрессованных полуфабрикатов (профилей, прутков и т. д.) из алюминиевых сплавов, обладающих прессэффектом. Следствием неравномерности нагрева в этом случае может быть неравномерность механических свойств по длине полуфабриката.

При проектировании конвекционных печей и определении режимов нагрева длинномерных изделий жгательно, очевидно, знать влияние различных факторов на неравномерность нагрева. Для решения поставленной задачи проведем анализ уравнения, определяющего продолжительность нагрева длинномерных изделий в конвекционных печах. Это уравнение имеет следующий вид:

$$K_x = \ln K_1 \left[1 - \sum_{n=1}^{\infty} \frac{(-1)^n K_2^n}{n} \left[\sum_{i=1}^{i=n} \frac{(-1)^{i-1} K_2^i}{i(n-i)! [(i-1)!]^2} \right] \right] \quad (1)$$

где $K_1 = \frac{\alpha r x}{c \rho S}$ — временной критерий;

$K_2 = \frac{t_{1\text{max}} - t_{2\text{н}}}{t_{1\text{max}} - t_{2\text{к}}}$ — температурный критерий;

$K_x = \frac{\alpha r m x}{c \rho V}$ — критерий неравномерности процесса нагрева изделий.

В последних формулах обозначено:

- c — теплоемкость металла в $\text{ккал/кг}^\circ\text{C}$;
- γ — удельный вес металла в кг/м^3 ;
- r — периметр поперечного сечения изделия в м;
- S — площадь поперечного сечения изделия в м^2 ;
- c_p — теплоемкость воздуха в печи в $\text{ккал/кг}^\circ\text{C}$;
- γ_a — удельный вес воздуха в печи в кг/м^3 ;

V — объем воздуха, прошедшего через сечение рабочей камеры печи в единицу времени, или производительность вентилятора в $\text{м}^3/\text{час}$;

α — коэффициент теплоотдачи от воздушного потока к изделию в $\text{ккал/м}^2\text{час}^\circ\text{C}$;

$t_{1\text{н}}$ — температура воздушного потока на входе в рабочую камеру печи в $^\circ\text{C}$;

$t_{2\text{н}}, t_{2\text{к}}$ — начальная и конечная температура изделий в $^\circ\text{C}$;

m — количество изделий в садке;

x — координата точки по длине изделия (величина x может меняться от 0 до L , где L — длина изделия в м);

t — время в час.

При определении продолжительности нагрева ближнего по потоку конца садки необходимо принять $x=0$, откуда $K_x=0$, а следовательно,

$$K_x = \ln K_1 \quad (2)$$

Дальнему по потоку концу изделия соответствует $x=L$, т. е.

$$K_x = \frac{\alpha r m L}{c \rho V} = \frac{\alpha F}{c \rho V}$$

где F — общая поверхность изделий в садке в м^2 .

Для упрощения практических расчетов на основании выражения (1) построена номограмма, которая изображена на фиг. 2. При определении с помощью этой номограммы времени нагрева дальнего конца садки достаточно вычислить значения критериев $K_1 = \frac{\alpha r x}{c \rho V}$ и $K_2 = \frac{t_{1\text{max}} - t_{2\text{н}}}{t_{1\text{max}} - t_{2\text{к}}}$ и по номограмме найти соответствующее им значение критерия K_x , с помощью которого легко определить время нагрева:

$$\tau = \frac{cG}{\alpha F} K_x,$$

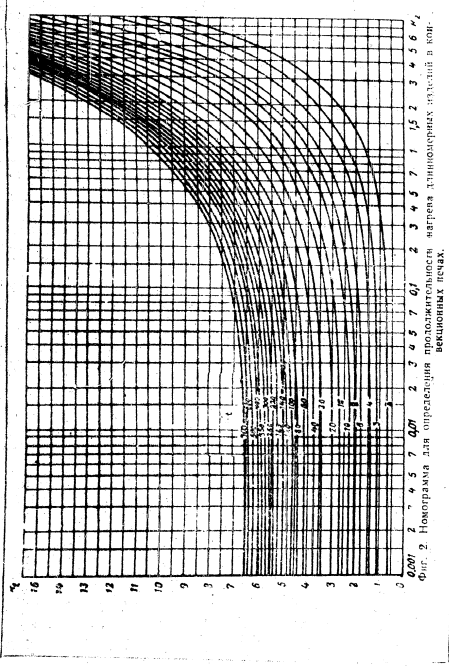
где G — вес садки в кг.

На степень неравномерности нагрева изделий большое влияние оказывает величина критерия K_x , а следовательно, и все параметры, входящие в его состав. Под степенью неравномерности процесса нагрева изделий условимся понимать отношение разности времени нагрева дальнего ($\tau_{2\text{к}}$) и ближнего ($\tau_{2\text{н}}$) концов садки ко времени нагрева ближнего конца, т. е.

$$\varepsilon = \frac{\tau_{2\text{к}} - \tau_{2\text{н}}}{\tau_{2\text{н}}}$$

Влияние величины критерия K_x на степень неравномерности процесса нагрева садки ε при разных значениях критерия K_1 изображено на фиг. 3. Из данной номограммы следует, что для значений критерия K_1 в пределах 200–500, т. е. в тех пределах, которые характерны для расчета времени нагрева изделий из легких сплавов, степень неравномерности ε зависит практически лишь

POOR ORIGINAL



от величины K_1 . Если величина $K_1 < 0,1$, то $\epsilon < 0,1$, т. е. время нагрева дальнего конца садки превышает не более, чем на 10%, время нагрева ближнего конца. При практических расчетах такой неравномерностью процесса нагрева садки, как правило, можно пренебречь. Следовательно, если $K_1 < 0,1$, то с достаточной для практики степенью точности можно считать, что нагрев садки происходит при постоянной температуре воздушного потока в рабочей камере печи. В этом случае время нагрева садки определяется формулой (2).

В табл. 1 приведены экспериментальные данные о неравномерности нагрева садок длинномерных полуфабрикатов из алюминиевых сплавов при скорости движения воздуха в рабочей камере печи 10 м/сек и дано сопоставление этих данных с результатами измерения степени неравномерности нагрева по номограмме (см. фиг. 3).

Таблица 1
Определение степени неравномерности нагрева изделий

Тип изделия	Материал	Вес садки, кг	Время нагрева на ближнем конце садки, мин	Экспериментальные данные		Расчетные данные		
				длина, мм	степень неравномерности K_1	K_2	коэффициент ϵ	
Профиль	B95	285	30	34	0,15	0,11	151	0,11
Профиль	B95	1100	125	150	0,2	0,22	472	0,2
Профиль	D16	1000	85	110	0,29	0,23	478	0,25
Лист	D16	250	29	28	0,4	0,56	171	0,4

Из изложенного следует, что с увеличением числа изделий в садке m и длины изделий L степень неравномерности нагрева также увеличивается, так как растет значение критерия K_1 . Наоборот, с увеличением производительности вентилятора (при заданной скорости воздушного потока) степень неравномерности ϵ уменьшается, так как при этом уменьшается величина K_1 . Пользуясь номограммой (фиг. 3), можно для заданного значения K_1 определить производительность вентилятора V или количество изделий в садке m при условии обеспечения допустимой степени неравномерности ϵ . Если требуется равномерный процесс нагрева изделий, то необходимо так выбирать величины m и L , чтобы значение критерия K_1 было не больше 0,1.

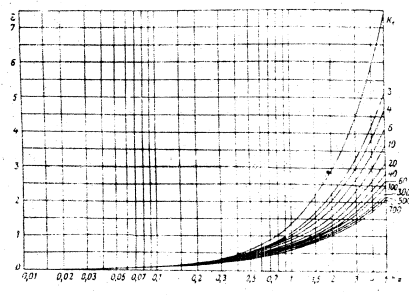
Вопрос о комплектации садки с точки зрения равномерности процесса ее нагрева имеет особое значение для листового материала. Садка листов делит рабочую камеру печи на ряд объемов (фиг. 4). Воздушный поток в рабочей камере печи разбивается на ряд практически самостоятельных потоков, проходящих между до-

POOR ORIGINAL

70

71

стами. Вследствие этого при расчете нагрева садки листов целесообразно рассматривать нагрев одного листа, заменив соответственно



Фиг. 3. Номограмма для определения степени неравномерности нагрева длинномерных изделий в конвекционных печах.

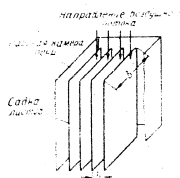
часовой объем воздуха, проходящего через рабочую камеру печи, часовым объемом воздуха, проходящим между двумя соседними листами, т. е.

$$V = vbh,$$

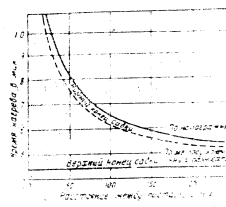
где v — скорость воздушного потока в м/мин;
 b — ширина листа в м;
 h — расстояние между листами в садке в м.

Так как величина V существенным образом влияет на равномерность процесса нагрева, то при нагреве садки листов степень неравномерности зависит от расстояния между листами. Чем больше это расстояние, тем, очевидно, меньше разница во времени нагрева ближнего (на фиг. 1 — верхнего) и дальнего (нижнего) концов садки. На фиг. 5 даны результаты расчета зависимости между временем нагрева и расстоянием между листами для конвективной садки листов на дуралюмин. Размер листа 400 мм, ширина 2 м. Температура нагрева листов 195°С. Скорость воздушного потока 10 м/сек. Температура воздушного потока 500°С. Расчет был выполнен по методу конечных разностей и с помощью номограммы (см. фиг. 2). Некоторые расхождение полученных результатов объясняется тем, что расчет по методу конечных раз-

стей производился при учете пренебрежения 5-ой погрешкой в сторону уменьшения результатов расчета. Определение оптимального расстояния между листами в садке методом конечных разностей представляет собой очень трудоемкий расчет. С помощью номограммы (см. фиг. 3) определение этого расстояния для заданной степени неравномерности процесса нагрева листов выполняется чрезвычайно просто. Для этого по заданной величине K



Фиг. 4. Схема укладки листов садки листов в рабочей камере конвекционной печи.



Фиг. 5. Зависимость степени неравномерности нагрева листов садки от расстояния между листами в конвекционной печи при $v = 10$ м/мин.

и величине критерия K_0 по номограмме определить соответствующее значение критерия K_0 на заданном уровне, а затем численно расстояние между листами, а также

$$h = \frac{v b K_0}{K_0} = \frac{v b K_0}{K_0} \quad (1)$$

Таким образом, параметры, входящие в критерий K_0 , определяют равномерность нагрева изделия.

Плюс влияние на процесс нагрева и величину критерия K_0 оказывает поперечное сечение изделия, при всех остальных параметрах. Этот параметр входит лишь в состав критерия K_0 , поэтому влияние его на равномерность нагрева K_0 не зависит от его величины. Однако, если степень неравномерности нагрева задана, то так и дальнего конца садки, если при этом задано значение поперечного сечения изделия не меняется величина критерия K_0 . Например, изменение площади листа при всех остальных параметрах его поперечного сечения, поверхности его поверхности, если не меняется. Поэтому по сколько раз увеличится площадь нагреваемых листов при всех прочих равных условиях, столько же раз увеличивается продолжительность нагрева и ближнего и дальнего концов садки, степень же неравномерности нагрева изделия остается неизменной.

POOR ORIGINAL

Значительно сложнее зависимость между скоростью воздушного потока в печи и временем нагрева изделий. Скорость воздушного потока оказывает влияние на величину коэффициента теплоотдачи α и на величину объема воздуха, проходящего через рабочую камеру печи в единицу времени V . Эти параметры входят в состав критерия K_1 : α — в числитель критерия, V — в его знаменатель. С увеличением скорости воздушного потока и α и V увеличиваются. Однако коэффициент теплоотдачи α при турбулентном течении пропорционален скорости потока в степени 0,8.

Величина V пропорциональна скорости потока в первой степени $V = v \cdot S$.

где S — площадь живого сечения рабочей камеры печи. Отсюда, величина критерия K_1 обратно пропорциональна скорости воздушного потока в степени 0,2. Следовательно, с увеличением скорости воздушного потока величина критерия K_1 уменьшается, в результате чего уменьшается и степень неравномерности нагрева изделий. Коэффициент теплоотдачи содержится также в числителе критерия K_1 . Следовательно, с увеличением скорости воздушного потока уменьшается продолжительность нагрева ближнего и дальнего концов садки.

Таким образом, при увеличении скорости воздушного потока в печи уменьшаются одновременно и степень неравномерности процесса нагрева садки, и продолжительность нагрева ее ближнего и дальнего концов. Этот вывод подтверждается результатами экспериментов, приведенными в таблице 2.

Таблица 2

Влияние скорости воздушного потока в рабочей камере печи на нагрев изделий

Тип изделия	Материал	Вес садки кг	Скорость воздушного потока м/сек	Время нагрева ближнего конца садки ч.к. мин.	Время нагрева дальнего конца садки ч.д.к. мин.	Степень неравномерности ϵ
Профиль	В95	1100	6,5	125	150	0,2
			10	100	114	0,14
Профиль	В95	575	6,5	96	114	0,19
			10	72	80	0,11

На точность расчета нагрева изделий в конвекционных печах большое влияние оказывает правильное определение коэффициента теплоотдачи от воздушного потока к изделиям. Коэффициент тепло-

отдачи является трудно определенной величиной, так как он представляет собой сложную функцию большого числа переменных, обуславливающих процесс в печи. Для определения коэффициента теплоотдачи между воздушным потоком и длинномерными изделиями из алюминиевых сплавов можно пользоваться следующей формулой:

$$\alpha = 6 + 2,75 v^{0,8} \frac{K_1}{d^2 \text{ час } ^\circ\text{C}} \quad (1)$$

где v — скорость воздушного потока в рабочей камере печи в м/сек. Эта формула получена экспериментальным путем при нагреве длинномерных изделий из алюминиевых сплавов в конвекционных печах, аналогичных схеме на фиг. 1. Температура воздушного потока равнялась 450—510° С. Сопоставление формулы (4) с формулами, известными из общей теории теплообмена (см. работы А. А. Гукмана и М. А. Михеева) дает удовлетворительные результаты. Некоторое разлечение вносится отсутствием стабилизации воздушного потока в рабочей камере печи и наличием передачи тепла лучевоспусканием.

ЛИТЕРАТУРА

1. Неуструев А. А., ЖТФ, XXVI, 7, 1956.
2. Гукман А. А., Физические основы теплопередачи, Госэнергоиздат, 1954.
3. Михеев М. А., Основы теплопередачи, Госэнергоиздат, 1949.
4. Сейдлиц Н., Алгоритмы, № 2, 1943.
5. Липков А. В., Теория теплопроводности, Гостехиздат, 1962.

POOR ORIGINAL

КОНД. техн. наук А. А. НЕКЛЮПЕНКО

ТЕПЛООБМЕН В МЕТОДИЧЕСКИХ КОНВЕКЦИОННЫХ ПЕЧАХ

Исследование теплообмена в низкотемпературных методических печах является основой для решения целого ряда практических вопросов по определению основных параметров печей и режима их работы. Процессы теплообмена в рекуператорах и методических конвекционных печах аналогичны, а основные положения теории теплообмена в рекуператорах достаточно проверены практикой эксплуатации не только рекуператоров, но и методических конвекционных печей. Существенное облегчение анализа теплообмена в конвекционных печах достигается применением при обработке полученных результатов методов теории подобия. Это позволяет также с большей наглядностью показать общие черты процессов теплообмена в различных типах методических конвекционных печей.

В настоящее время в промышленности применяется большое количество методических конвекционных печей разнообразных конструкций. Конструкция печи определяется прежде всего характером нагреваемых изделий и требованиями технологического процесса. Для исследования процессов теплообмена можно разделить существующие типы конструкций на несколько групп, приняв за основу этого разделения схему движения воздуха и нагреваемых изделий в печи.

Существуют три основные схемы движения воздуха и нагреваемых изделий: схема прямотока (движение воздуха и изделий в одном направлении); схема противотока (встречное движение воздуха и изделий) и схема перекрестного тока (движение воздуха и изделий во взаимно перпендикулярных направлениях). Общим для этих трех схем является то, что в рассматриваемых печах процесс теплообмена установившийся, квазистационарный.

В процессе исследования можно принять следующие допущения. Пренебречь перепадом температуры в сечении изделия по сравнению с температурным напором на его поверхности. Это допущение справедливо лишь при условии, если величина критерия Био много меньше единицы, или $\frac{\lambda}{\alpha} X \ll 0,1$ (где α — коэффициент теплоотдачи,

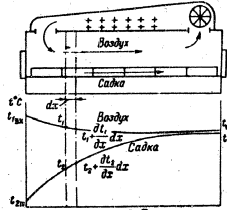
λ — теплопроводность изделий, X — половина толщины изделия). Расчеты показывают, что максимальная толщина изделий из стали, для которых справедливо данное допущение, равна примерно

POOR ORIGINAL

100 мм, а из алюминиевых сплавов — 400 мм. Можно также принять, что перепад температуры в сечении воздушного потока, перпендикулярном направлению его движения, отсутствует, а также отсутствует передача тепла теплопроводностью в изделиях и в воздушном потоке в направлении, параллельном направлению их движения. Возможность этих допущений подтверждается как расчетом, так и экспериментально.

Исследование теплообмена в методических конвекционных печах, работающих по принципу прямотока

Схема методической конвекционной печи, работающей по принципу прямотока, и кривые изменения температуры воздушного потока и изделий по длине печи изображены на фиг. 1.



Фиг. 1. Схема прямоточной методической конвекционной печи и распределение температуры по ее длине.

где γ , c_p , t_1 — удельный вес, теплоемкость и температура воздуха; V — объем воздуха, проходящего через сечение рабочей камеры печи в единицу времени.

Удаляется из элемента вместе с воздухом количество тепла:

$$Q'_1 = c_p \gamma V \left(t_1 + \frac{\partial t_1}{\partial x} dx \right).$$

Разность $Q'_1 - Q'_2$, очевидно, равна количеству тепла, отданного воздушным потоком садке внутри рассматриваемого элемента в единицу времени, т. е.

$$Q'_1 - Q'_2 = \gamma p (t_1 - t_2) dx,$$

где p , t_2 — периметр и температура изделий.

После подстановки значений Q'_1 и Q'_2 в последнее выражение и выполнения некоторых преобразований получим следующее уравнение:

$$-\frac{dt_1}{dx} = \frac{\gamma p}{c_p \gamma V} (t_1 - t_2). \quad (1)$$

Вместе с массой изделий в элемент поступает количество тепла, равное

$$Q_2 = \gamma s v t_2,$$

где s , v — теплоемкость и удельный вес изделий; s , v — площадь поперечного сечения и скорость продвижения изделий.

Удаляется из элемента вместе с массой изделий количество тепла

$$Q'_2 = c_p \gamma v \left(t_2 + \frac{\partial t_2}{\partial x} dx \right).$$

Разность $Q'_2 - Q_2$ также равна количеству тепла, отданного воздушным потоком элементу садки в единицу времени. Откуда

$$\frac{dt_2}{dx} = \frac{\gamma p}{c_p \gamma v} (t_1 - t_2).$$

Очевидно, произведение $\gamma s v$ равно производительности печи — g (кг/час). Сделав эту подстановку, получим:

$$\frac{dt_2}{dx} = \frac{\gamma p}{cg} (t_1 - t_2). \quad (2)$$

В уравнениях (1) и (2) два неизвестных: t_1 и t_2 . Совместным решением этих уравнений исключим t_1 , в результате чего получим дифференциальное уравнение, определяющее нагрев изделий, а именно:

$$\frac{d^2 t_2}{dx^2} + \frac{\gamma p}{cg} \left(1 + \frac{cg}{c_p \gamma V} \right) \frac{dt_2}{dx} = 0. \quad (3)$$

Введем новую переменную $y = \frac{dt_2}{dx}$, что позволяет упростить уравнение (3).

$$\frac{dy}{dx} + \frac{\gamma p}{cg} \left(1 + \frac{cg}{c_p \gamma V} \right) y = 0. \quad (4)$$

При $x=0$ на основании уравнения (2)

$$y_0 = \frac{\gamma p}{cg} (t_{1x} - t_{20}),$$

где t_{1x} — температура воздушного потока на входе в рабочую камеру печи; t_{20} — начальная температура изделий.

POOR ORIGINAL

В результате интегрирования уравнения (4) получим

$$\ln \frac{y}{\frac{op}{eg}(t_{12x} - t_{2x})} = -\frac{op}{eg} \left(1 + \frac{cg}{\epsilon p l_0 V}\right) x. \quad (5)$$

Подставим в уравнение (5) вместо y его значение, тогда

$$\frac{cg}{op(t_{12x} - t_{2x})} \frac{dt_2}{dx} = e^{-\frac{op}{eg} \left(1 + \frac{cg}{\epsilon p l_0 V}\right) x}$$

Интегрирование полученного уравнения в пределах от 0 до L и от t_{2x} до t_{20} , где L — длина рабочей камеры печи и t_{2x} — конечная температура нагрева изделий, приводит к следующему результату:

$$\frac{t_{2x} - t_{20}}{t_{12x} - t_{20}} = \frac{1 - e^{-\frac{opL}{eg} \left(1 + \frac{cg}{\epsilon p l_0 V}\right)}}{1 + \frac{cg}{\epsilon p l_0 V}}. \quad (6)$$

Приведем выражение (6) к критериальному виду, в результате чего получим:

$$K_t = \frac{1 + K_v}{K_v + e^{-\frac{opL}{eg} \left(1 + \frac{cg}{\epsilon p l_0 V}\right)}}. \quad (7)$$

или

$$K_t = \frac{1}{1 + K_v} \ln \frac{K_t}{1 - K_v(K_t - 1)}. \quad (8)$$

где

$$K_t = \frac{t_{12x} - t_{2x}}{t_{12x} - t_{20}}$$

$$K_v = \frac{opL}{eg} = \frac{opt}{c\tau} \quad (\text{здесь } L = vt, \tau - \text{ время нагрева изделий до заданной температуры } t_{2x});$$

$K_v = \frac{cg}{\epsilon p l_0 V}$ — критерий, представляющий собой отношение воляных эквивалентов движущихся в печи изделий и воздушного потока.

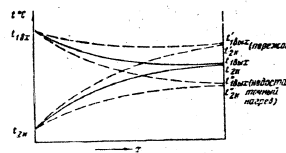
Таким образом, выражение (7), или (8), определяющее нагрев изделий в методических конвекционных печах при проточке, содержит три критерия: K_v , K_t и K_v . Характерным для нагрева изделий в методических конвекционных печах является критерий K_v , определяющий изменение температуры воздушного потока по длине печи. Если $K_v = 0$, то выражение (8) превращается в известное выражение, определяющее процесс нагрева изделий в конвекционной печи с постоянной температурой воздушного потока:

$$K_t = \ln K_v$$

или

$$t_2 = t_{12x} - (t_{12x} - t_{2x}) e^{-\frac{op}{eg} x}. \quad (9)$$

Выражение (7) позволяет определить температуру воздушного потока на входе в рабочую камеру имеющейся печи, если заданы производительность печи и все необходимые параметры изделий. Определение температуры воздушного потока на входе в рабочую камеру печи необходимо производить при замене изделий, подлежащих нагреву в данной проточной методической печи. Действительно, при изменении параметров нагреваемых изделий значения критериев K_v и K_t также изменятся, а следовательно, как покажет выражение (7), должна измениться и величина критерия K_t . Критерий K_t связывает три температуры, две из которых, а именно,



Фиг. 2. Возможные изменения распределения температуры по длине проточной методической печи при изменении параметров нагреваемых изделий.

начальная и конечная температура изделий, всегда задаются. Следовательно, при изменении величины критерия K_t произвольно можно изменять лишь температуру воздушного потока на входе в рабочую камеру печи, что и необходимо делать при замене нагреваемых изделий. В противном случае изделия не будут нагреты до заданной температуры, или произойдет пережог изделий (фиг. 2).

Выражение (8) позволяет определить время нагрева изделий или длину рабочей камеры при заданной производительности печи.

Анализ выражения (8) показывает, что определить величину критерия K_t можно лишь при условии, если

$$K_v(K_t - 1) < 1.$$

В противном случае задача решения не имеет. Это значит, что в проточных методических конвекционных печах при заданном значении критерия K_v процесс нагрева изделий возможен лишь при выполнении условия

$$K_t < 1 + \frac{1}{K_v}$$

POOR ORIGINAL

или

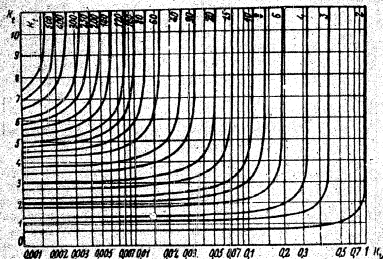
$$t_{\text{нр}} > t_{2k} + (t_{2k} - t_{2a}) \frac{cG}{c_p V} \quad (10)$$

Если условие (10) не выполняется, то процесс нагрева или вообще невозможен, или возможен теоретически при $K_1 = \infty$, т. е. если время нагрева или длина печи равны бесконечности.

Следовательно, в прямоточных методических печах температура воздуха, подаваемого в печь, не может быть равна температуре нагрева изделий, а всегда должна превышать ее на величину

$$(t_{2k} - t_{2a}) \frac{cG}{c_p V}$$

Так, при нагреве изделий из дуралюмина до 500° С температура воздушного потока на входе в рабочую камеру печи должна быть не менее 548° С, если $K_1 = 0,1$. В связи с этим может иметь место пережог изделий при изменении ритма работы печи, например, при



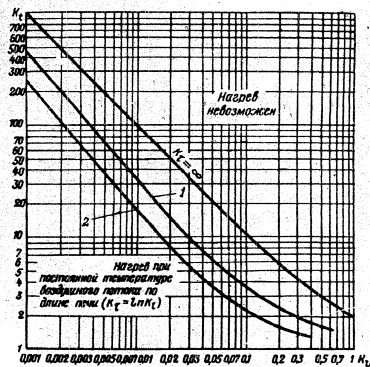
Фиг. 3. Номограмма для определения продолжительности нагрева изделий в прямоточных методических конвекционных печах.

задержке подачи изделий, подвергаемых нагреву, или при случайной, хотя бы непродолжительной остановке конвейера печи и т. д. Это является существенным недостатком методических конвекционных печей, работающих по принципу прямотока.

Для упрощения практических расчетов по определению основных параметров прямоточных методических печей или установлению режима их работы целесообразно использовать номограмму, построенную на основании выражений (7, 8). Такая номограмма, связывающая критерии K_0 , K_1 и K_2 , изображена на фиг. 3.

81

Анализ номограммы приводит к заключению, что минимальное значение K_2 при заданном значении K_1 имеет место при $K_0 = 0$. Это значит, что минимальное время нагрева изделий, или минимальная длина печи, при заданной температуре нагрева и установленной температуре воздушного потока на входе в рабочую камеру определяется условием постоянства температуры воздушного потока по длине печи. Практически постоянная температура воздушного по-



Фиг. 4. Соотношения между K_0 и K_1 , обеспечивающие минимальное время нагрева изделий в прямоточных методических печах. 1—увеличение времени нагрева на 10% из-за изменения температуры воздушного потока; 2—увеличение времени нагрева на 5% из-за изменения температуры воздушного потока.

тока по длине печи может быть достигнута и при $K_0 > 0$. Как видно из номограммы (фиг. 3), величина K_2 с увеличением K_0 вначале растет очень медленно и лишь после некоторого значения K_0 резко возрастает, стремясь в дальнейшем к бесконечности. Следовательно, между значениями K_1 и K_2 существует такое соотношение, которое обеспечивает практически постоянную температуру воздушного потока по длине печи и, в результате этого, минимальное время нагрева изделий при заданном K_1 . На фиг. 4 графически изображены области значений K_0 и K_1 , для которых увеличение времени нагрева изделий из-за изменения температуры воздушного потока по длине печи не будет превышать 10 и 5%. В последнем случае

82

POOR ORIGINAL

нагрев изделий будет протекать практически при постоянной температуре воздушного потока по длине печи. Для этого случая оказывается справедливым выражение (9).

График, изображенный на фиг. 4, позволяет определить такие значения K_r , которые при заданной величине K_v обеспечивают минимальное значение K_r . С помощью этого графика можно, например, определить рациональную с точки зрения сокращения времени нагрева изделий производительность вентилятора печи (или величину V) при заданной температуре воздуха на входе в рабочую камеру. На этом же графике (фиг. 4) изображена область значений K_r и K_v , для которых нагрев изделий по схеме прямотока невозможен. Эта область отделена от остальной части графика кривой, определяемой соотношением K_r и K_v при $K_r = \infty$. Уравнение этой кривой

$$K_r = 1 + \frac{1}{K_v} \quad (11)$$

Таким образом, на основании анализа процесса теплообмена при нагреве изделий в прямоточных методических печах получены расчетные выражения и графики. С их помощью можно определить время нагрева изделий в печи, температуру воздушного потока на входе в рабочую камеру, длину рабочей камеры и др. Получены также соотношения, определяющие при данных условиях максимально возможное сокращение времени нагрева изделий или длины печи.

Исследование теплообмена в методических конвекционных печах, работающих по принципу противотока

Решение задачи о нагреве изделий в методической конвекционной печи, работающей по принципу противотока, аналогично решению задачи о нагреве изделий в прямоточной печи. Некоторое отличие в построении исходных уравнений обуславливается изменением схемы движения изделий и воздушного потока (фиг. 5).

Исходные уравнения в данном случае имеют следующий вид:

$$\frac{dt_1}{dx} = \frac{ap}{c_p t_0 V} (t_1 - t_2),$$

$$\frac{dt_2}{dx} = \frac{ap}{cg} (t_1 - t_2).$$

В результате совместного решения этих уравнений и последующего интегрирования получим:

$$\frac{t_{2н} - t_{2н}}{t_{1н} - t_{2н}} = \frac{1 - e^{-\frac{apL}{cg} \left(1 - \frac{cg}{c_p t_0 V}\right)}}{1 - \frac{cg}{c_p t_0 V} e^{-\frac{apL}{cg} \left(1 - \frac{cg}{c_p t_0 V}\right)}} \quad (12)$$

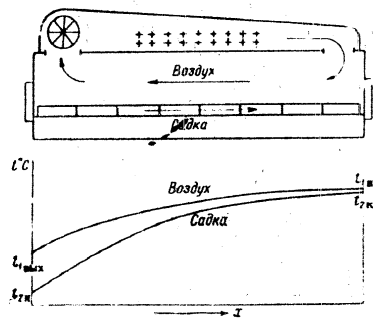
Приведение выражений (12) к критериальному виду дает следующий результат:

$$K_r = \frac{1 - K_v e^{-K_v (1 - K_v)}}{(1 - K_v) e^{-K_v (1 - K_v)}} \quad (13)$$

$$K_v = \frac{\ln [K_r (1 - K_r) + K_r]}{1 - K_r} \quad (14)$$

В выражения (13) и (14) входят те же критерии, которые были получены и для случая прямотока.

При $K_v = 0$ выражение (14) превращается в выражение (9), определяющее процесс нагрева изделий в конвекционной печи с по-



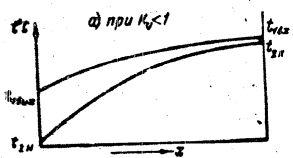
Фиг. 5. Схема противоточной методической конвекционной печи и распределение температуры по ее длине.

стоянной температурой. Следовательно, при $K_v = 0$, температура воздушного потока по длине методической конвекционной печи при противотоке так же, как и при прямотоке, не изменяется.

Уравнение (13) дает возможность определить температуру воздушного потока на входе в рабочую камеру печи. Эта температура должна мало отличаться от температуры нагрева изделий и быть безусловно, меньше температуры, при которой возможен перегрев нагреваемых изделий. Однако в условиях противотока так устанавливать температуру воздушного потока на входе в рабочую камеру печи возможно лишь при $K_v < 1$. Для выяснения этого вопроса проанализируем уравнение (14), принимая во внимание, что при изменении величины критерия K_v происходит существенное изменение характера распределения температуры по длине печи.

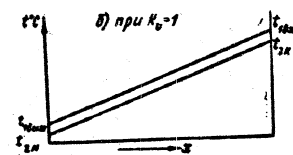
При $K_v < 1$ распределение температуры по длине печи изображено на фиг. 6,а. В данном случае уравнение (14) имеет решение при значении критерия $K_v < \infty$. Выбирая соответствующее значение

критерия K_v , на основании уравнения (14) можно получить желаемую величину критерия K_v при установленном значении критерия K_t .

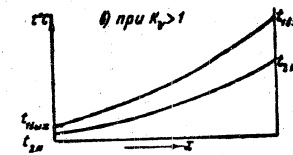


Если $K_v=1$, то распределение температуры по длине печи будет прямолинейным (фиг. 6,б). При этом выражение (14) будет иметь следующий вид:

$$K_v = K_t - 1. \quad (15)$$



В данном случае температура воздушного потока на входе в рабочую камеру печи также может быть любой величиной, которая должна лишь превышать заданную температуру нагрева изделий. Однако, если установить температуру воздушного потока на входе в рабочую камеру близкой к температуре нагрева изделий, то, на основании выражения (19), критерий K_v значительно увеличится. Соответственно этому увеличится время нагрева изделий или длина печи. Уменьшение же критерия K_v выбором соответствующего значения критерия K_t , очевидно, исключается заданными условиями рассматриваемого случая.



Фиг. 6. Распределение температуры по длине противоточной методической печи при различных значениях K_v .

При $K_v > 1$ характер распределения температуры по длине печи становится таким, как показано на фиг. 6,в. Выражение, определяющее K_v , может быть записано в данном случае так:

$$K_v = \frac{1}{(K_v - 1) \ln [K_t (1 - K_v) + K_v]}. \quad (16)$$

Очевидно, уравнение (16) имеет решение лишь при условии, если $K_v > K_t (K_v - 1)$,

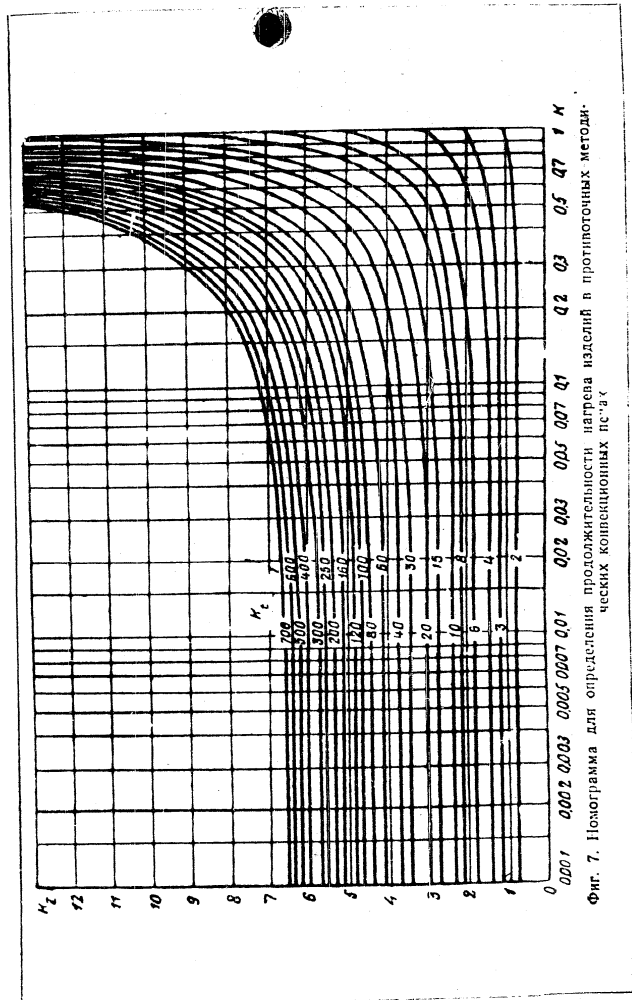
или

$$t_{1k} > t_{2k} + (t_{2k} - t_{1k})(K_v - 1). \quad (17)$$

Это значит, что при $K_v > 1$ нагрев изделий до заданной температуры возможен лишь при условии, если температура воздушного потока на входе в рабочую камеру больше температуры нагрева изделий на величину:

$$(t_{2k} - t_{1k})(K_v - 1).$$

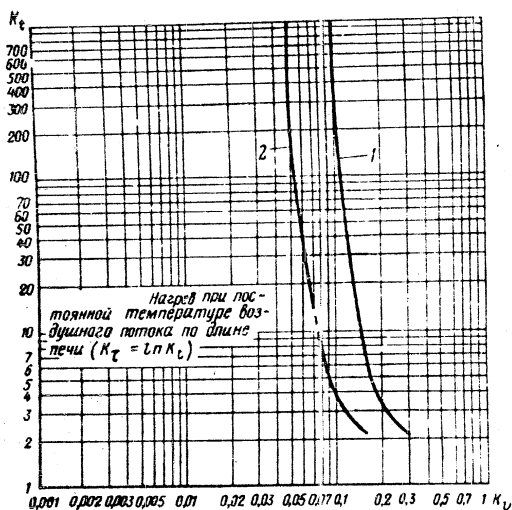
Следовательно, чтобы исключить опасность пережога изделий в противоточной методической печи, температура воздуха на входе



Фиг. 7. Номограмма для определения продолжительности нагрева изделий в противоточных методических конвекционных печах.

в рабочую камеру может быть близкой к температуре нагрева изделий лишь при $K_v < 1$. Исходя из этого условия, можно определить необходимые параметры воздушного потока в печи и соответственно этому производительность вентиляторов.

Для упрощения практических расчетов целесообразно построить на основании уравнений (13) и (14) номограмму, определяющую связь между критериями K_v , K_t и K_c для случая противотока (фиг. 7).



Фиг. 8. Соотношения между K_v и K_t , обеспечивающие минимальное время нагрева изделий в противоточных методических печах.
1—увеличение времени нагрева на 10% из-за изменения температуры воздушного потока; 2—увеличение времени нагрева на 5% из-за изменения температуры воздушного потока.

Анализируя эту номограмму, можно сделать вывод, что минимальное время нагрева изделий при всех прочих равных условиях так же, как и в случае прямотока, соответствует $K_v = 0$. Практически же минимальное значение критерия K_t при заданном значении критерия K_c имеет место и при $K_v > 0$, так как с увеличением K_v до 0,1 величина K_t изменяется мало. Это обуславливается тем, что при $K_v < 0,1$ мало изменяется температура воздушного потока по длине печи.

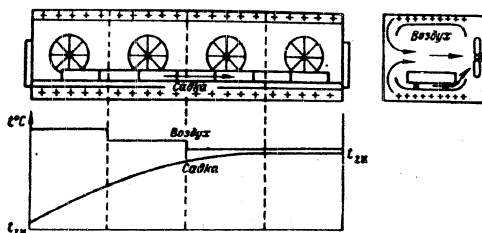
На графике, изображенном на фиг. 8, нанесены кривые, определяющие соотношения между критериями K_v и K_t , соответствующие

увеличению времени нагрева изделий из-за изменения температуры воздушного потока по длине печи на 10 и 5%. Последняя кривая выделяет на графике область значений критериев K_v и K_t , при которых нагрев изделий происходит практически в условиях постоянной температуры воздушного потока по длине печи.

Результаты исследования теплообмена в противоточной методической конвекционной печи позволяют определить ряд основных параметров печи, например, ее длину, площадь поперечного сечения рабочей камеры, производительность вентиляторов, и установить оптимальный режим ее работы, исходя из требований технологии или каких-либо других условий.

О теплообмене в методических конвекционных печах, работающих по принципу перекрестного тока

Схема методической конвекционной печи с перекрестным током существенно отличается от ранее рассмотренных схем методических печей. Это отличие заключается в том, что в данном случае изменение температуры воздушного потока по длине печи практически не зависит от процесса теплообмена и может быть заранее задано.



Фиг. 9. Схема методической конвекционной печи с перекрестным током и возможное распределение температуры по длине печи.

Методическая конвекционная печь с перекрестным током разбивается по длине на ряд самостоятельных температурных зон (фиг. 9). Длина зоны определяется шириной воздушного потока, создаваемого одним вентилятором. Устанавливая температуру отдельно в каждой зоне, можно получить любое требуемое распределение температуры по длине печи.

Рассматриваемая схема циркуляции воздуха в методической печи практически обеспечивает постоянство температуры воздушного потока в отдельной зоне печи, если выбирается соответствующая производительность вентилятора.

Наибольшее падение температуры воздушного потока имеет место, очевидно, в первой зоне печи, где воздушный поток отдает

тепло холодным изделиям. Определим максимально возможное падение температуры воздушного потока в этой зоне при условии, что на всю длину зоны одновременно загружаются холодные изделия. Уравнение теплового баланса для воздушного потока в данном случае имеет следующий вид:

$$-c_p \gamma_0 V dt_1 = \alpha (t_1 - t_{2n}) df,$$

где f — активная поверхность садки, приходящаяся на одну зону печи.

Интегрируя это уравнение в пределах от 0 до f и, соответственно, от $t_{1\text{вх}}$ до $t_{1\text{вых}}$ ($t_{1\text{вх}}$ — температура воздушного потока на входе в первую зону печи, $t_{1\text{вых}}$ — температура воздушного потока на выходе из нее), получим выражение, определяющее максимально возможное падение температуры воздушного потока в первой зоне печи, а именно

$$\Delta t_{1\text{max}} = t_{1\text{вх}} - t_{1\text{вых}} = (t_{1\text{вх}} - t_{2n}) \left(1 - e^{-\frac{\alpha f}{c_p \gamma_0 V}}\right). \quad (18)$$

Отсюда можно определить производительность вентилятора, обеспечивающего установленную величину максимально возможного падения температуры воздушного потока в первой зоне:

$$V = \frac{\alpha f}{c_p \gamma_0 \ln \frac{t_{1\text{вх}} - t_{2n}}{t_{1\text{вх}} - t_{2n} - \Delta t_{1\text{max}}}}. \quad (19)$$

Выражения (18) и (19) можно применить не только для первой зоны печи, но и для любой другой зоны, заменив лишь начальную температуру (t_{2n}) температурой изделий в начале рассматриваемой зоны.

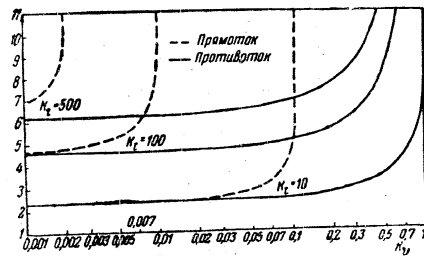
Расчет нагрева изделий в методических печах с перекрестным током целесообразнее выполнять по отдельным зонам или по группам зон, имеющих одинаковую температуру. Так как температура воздушного потока является постоянной, то для расчета нагрева изделий в отдельной зоне печи можно применить выражение (9). При этом конечная температура нагрева изделий в данной зоне печи принимается за начальную в следующей зоне.

Из изложенного следует, что для расчета нагрева изделий в методических конвекционных печах с перекрестным током полностью применима методика расчета нагрева изделий в методических печах с заданным распределением температуры по длине печи. Данная методика расчета рассматривается, например, в работах Г. П. Иванцова, М. А. Глинкова и др.

Сравнение различных схем методических конвекционных печей

Проведем сравнение схем методических конвекционных печей, работающих по принципу прямотока и противотока, используя для этого выполненный ранее анализ процессов теплообмена в этих печах.

Чтобы выявить преимущество одной схемы перед другой с точки зрения продолжительности нагрева изделий или необходимой длины печи при равенстве прочих условий, сравним номограммы, изобра-



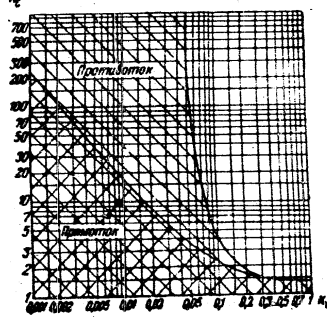
Фиг. 10. Сравнение продолжительности нагрева изделий в прямоточных и противоточных методических печах при равенстве прочих условий.

женные на фиг. 3 и 7. На фиг. 10 в одном и том же масштабе изображено несколько расчетных кривых этих номограмм. Сопоставляя кривые, можно сделать вывод, что при равных значениях критериев K_p и K_t величина критерия K_t больше для схемы прямотока. Следовательно, в случае прямотока время нагрева изделий в печи при равенстве прочих условий больше, чем для противотока.

Соответственно этому длина печи в первом случае должна быть больше, чем во втором. Равноценными эти схемы можно считать лишь в том случае, если величина K_p близка к нулю, т. е. тогда, когда температура воздушного потока как в том, так и в другом случае не меняется по длине печи.

Как видно из фиг. 11 при противотоке имеется также больше возможностей получить постоянную температуру воздушного потока по длине печи, чем при прямотоке. Для достижения этого требуется меньшая производительность вентиляторов, чем при прямотоке.

Неоспоримым преимуществом обладают противоточные методические конвекционные печи перед прямоточными с точки зрения исключения опасности пережога изделий. Исходя из этого, схему



Фиг. 11. Области значений K_p и K_t , обеспечивающих практически постоянную температуру воздушного потока по длине методических конвекционных печей при прямотоке и противотоке.

прямотока с теплотехнической точки зрения нецелесообразно применять для методических конвекционных печей. Ее можно применить, например, для форсирования нагрева изделий в первых зонах.

В методических конвекционных печах с перекрестным током можно повышать скорость нагрева изделий, так как данная схема циркуляции воздуха позволяет задать любое распределение температуры по длине печи. В этих печах также надежно обеспечивается постоянство температурного режима, поскольку на температуру воздушного потока практически не влияет процесс теплообмена.

Таким образом, наибольшими преимуществами с теплотехнической точки зрения из рассмотренных схем методических конвекционных печей обладает схема печи с перекрестным током. Сравнивая схемы прямотока и противотока, предпочтение, безусловно, следует отдать методическим конвекционным печам, работающим по принципу противотока.

ЛИТЕРАТУРА

1. Михеев М. А., Основы теплопередачи, Госэнергоиздат, 1949.
2. Дешалит Г. И., Расчет регенераторов и рекуператоров для коксовых печей, Гостехиздат, 1935.
3. Линчевский В. П., Нагревательные печи, Metallurgizdat, 1948.
4. Назаров И. С., Основы теории промышленных печей, Metallurgizdat, 1941.
5. Иванцов Г. П., Нагрев металла, Mashgiz, 1948.
6. Глишков М. А., Методы расчета промышленных печей, ОНТИ, 1938.

Канд. техн. наук, доц. К. С. ИРПИЧНИКОВ

СКОРОСТНОЙ ОТЖИГ ХОЛОДНОДЕФОРМИРОВАННЫХ ЛИСТОВЫХ ПОЛУФАБРИКАТОВ ИЗ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ ТИПА Д16 И АВ (АК5)

Одной из важнейших операций, применяемых при производстве листовых полуфабрикатов из алюминиевых сплавов, является отжиг. Кроме окончательного отжига, в некоторых случаях применяется отжиг промежуточный, имеющий целью восстановить пластичность листового материала перед последующей холодной прокаткой.

Отжиг обычно представляет собой длительный и дорогостоящий процесс, требующий при массовом производстве большого количества печей, занимающих большую площадь в цехе.

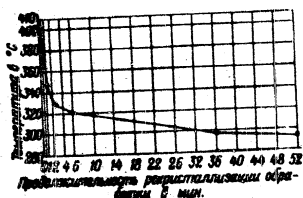
Сокращение времени отжига может быть достигнуто путем увеличения скорости нагрева (применение селитровых ванн и печей с воздушной циркуляцией), а также повышением температуры и уменьшением выдержки. Так, например, на некоторых заводах листы из сплава АМц и технического алюминия отжигают в селитровых ваннах при температуре порядка 500° С в течение 15—30 мин. Ступенчатый отжиг также представляет собой попытку путем расчленения операций собственно отжига и операции охлаждения несколько уменьшить длительность отжига.

Теоретический анализ процессов, происходящих при отжиге, и некоторые эксперименты позволяют утверждать, что продолжительность отжига может быть сокращена в десятки раз, а производительность печей соответственно увеличена. Скоростной отжиг может быть применен как к термически неупрочняемым алюминиевым сплавам (АМц и технический алюминий), так и к термически упрочняемым сплавам (Д16, АВ и др.).

РЕКРИСТАЛЛИЗАЦИОННЫЙ ОТЖИГ

Скоростной отжиг в основном преследует цель сокращения процесса рекристаллизации обработки. Известно, что продолжительность процесса рекристаллизации обработки уменьшается с увеличением температуры отжига. Для ряда алюминиевых сплавов нами были построены так называемые кривые полной рекристаллизации обработки, характеризующие зависимость продолжительности рекристаллизации обработки от температуры изотермического отжига

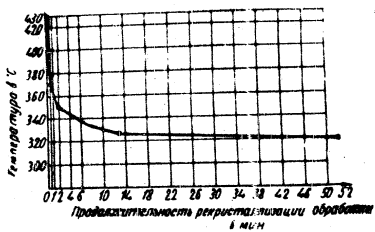
(отжиг производился в селитровой ванне и имел поэтому изотермический характер). Под термином «полная рекристаллизация обработки» подразумевается состояние, соответствующее моменту окончания рекристаллизации обработки и началу «чистого» роста зерна. На фиг. 1—3 приведены кривые полной рекристаллизации обработки для сплавов В95 (толщина



Фиг. 1. Кривая полной рекристаллизации обработки сплава В95 ($\delta=1$ мм, $\epsilon=60\%$) при изотермическом отжиге.

В95 при температуре 400°C происходит за 6 сек., при температуре 500°C меньше, чем за 1 сек. Дальнейшая выдержка при этих температурах приводит к росту зерна.

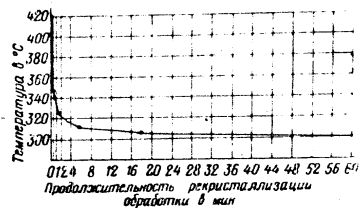
На фиг. 4, а, б, в показана микроструктура сплава В95 после рекристаллизационного отжига в селитровой ванне при температуре



Фиг. 2. Кривая полной рекристаллизации обработки сплава АВ (AK5) ($\delta=3$ мм, $\epsilon=50\%$) при изотермическом отжиге.

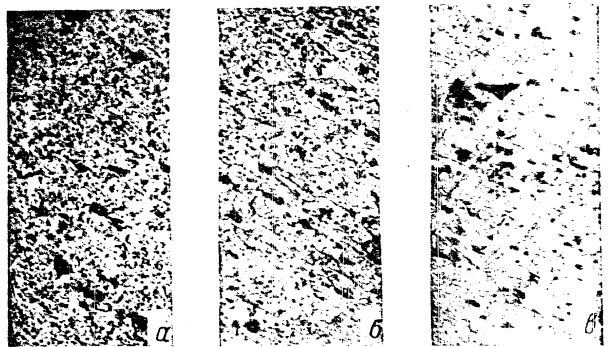
540°C в течение различного времени. Фиг. 4, а показывает, что рекристаллизация обработки прошла полностью за 1 сек. Зерно получилось настолько мелким, что не может быть обнаружено с помощью металлографического микроскопа. За 3 и 5 сек. (фиг. 4, б и в) процесс рекристаллизации обработки перешел в процесс роста зерна. Линейные размеры зерна соответственно равны приблизительно 15 и 50 мк.

Проведенные исследования показывают, что наиболее благоприятными условиями рекристаллизационного отжига являются: высокая скорость нагрева, обеспечивающая мелкозернистое строение; высокая температура отжига, обеспечивающая кратковременность процесса



Фиг. 3. Кривая полной рекристаллизации обработки технического алюминия ($\delta=4$ мм, $\epsilon=50\%$) при изотермическом отжиге.

рекристаллизации обработки, ведущего к полному разупрочнению; кратковременная выдержка, обеспечивающая незначительный рост зерна.



Фиг. 4. Микроструктура сплава В95 после выдержки нагретого материала толщиной 1 мм в селитровой ванне при 540°C . а—в течение 1 сек., б—в течение 3 сек., в—в течение 5 сек.

Следует отметить, что сочетание высоких температур отжига и высоких скоростей нагрева обеспечивает появление большого количества центров рекристаллизации и, следовательно, мелкозернистости даже при более длительных выдержках.

СКОРОСТНОЙ ОТЖИГ ТЕРМИЧЕСКИ НЕУПРОЧНЯЕМЫХ ДЕФОРМИРУЕМЫХ АЛЮМИНОВЫХ СПЛАВОВ

Скоростной отжиг термически неупрочняемых деформируемых алюминиевых сплавов состоит из одной операции: скоростного рекристаллизационного отжига. О возможности такого отжига можно судить по изотермическим кривым зависимости свойств от времени выдержки. Изотермические кривые позволяют также подобрать оптимальный режим для отжига¹.

СКОРОСТНОЙ ОТЖИГ ТЕРМИЧЕСКИ УПРОЧНЯЕМЫХ ДЕФОРМИРУЕМЫХ АЛЮМИНОВЫХ СПЛАВОВ

В основу теории скоростного отжига листовых полуфабрикатов изотермически упрочняемых сплавов нами были положены следующие рассуждения. При нагреве холоднодеформированного термически упрочняемого алюминиевого сплава типа Д16, АВ, В95 и т. д. выше температуры рекристаллизации происходит два основных процесса: а) рекристаллизация и б) диссоциация и растворение химических соединений в алюминиевом твердом растворе.

Первый процесс ведет к разупрочнению, второй к повышению концентрации твердого раствора, и, следовательно, к упрочнению. При обычном отжиге вследствие длительной выдержки концентрация твердого раствора может увеличиться до значения, соответствующего значению равновесной концентрации при температуре отжига. Это обстоятельство требует медленного охлаждения сплава для полного разупрочнения путем доведения концентрации твердого раствора до значения равновесной концентрации при комнатной температуре. Поэтому целесообразно разделить отжиг на две отдельных операции:

- а) скоростной рекристаллизационный отжиг, ведущий вследствие кратковременности только к небольшому повышению концентрации алюминиевого твердого раствора;
- б) медленное охлаждение с целью уменьшения концентрации твердого раствора до требуемой величины.

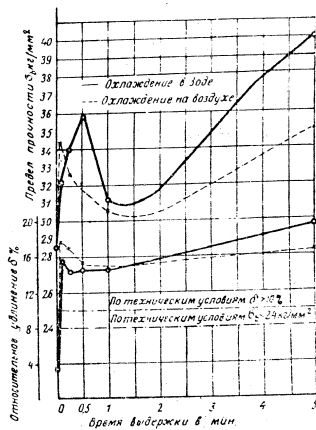
Вследствие небольшого повышения концентрации твердого раствора при первой операции время охлаждения должно значительно сократиться. Для выяснения практической возможности применения скоростных методов отжига к термически упрочняемым деформируемым сплавам были проведены эксперименты с типовыми алюминиевыми сплавами Д16 и АВ.

Скоростной отжиг сплава Д16

Для исследования был взят листовой нагартованный полуфабрикат толщиной 2,0 мм, из которого были вырезаны образцы для испытания на растяжение. Образцы были подвергнуты скоростному

¹ Изотермические кривые были построены нами для технического алюминия и для сплава АМц и приведены в статье, помещенной в сборнике трудов МАТИ, вып. 26.

рекристаллизационному отжигу в соляной ванне при температуре 490°С в течение 5, 15 сек., 1 и 5 мин. Часть образцов охлаждали в воде, часть на воздухе. Механические свойства образцов Д16 после скоростного рекристаллизационного отжига представлены на фиг. 5.



Фиг. 5. Влияние времени выдержки при скоростном рекристаллизационном отжиге на удлинение в % в сплаве Д16 (δ = 2 мм).

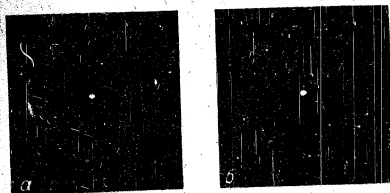
Рассмотрение кривых фиг. 5 показывает, что в процессе кратковременного нагрева в металле произошли качественные изменения, приводящие к резкому увеличению удлинения и свидетельствующие о прошедшей рекристаллизации обработки.

На фиг. 6а, б представлены рентгенограммы сплава Д16 до и после скоростного рекристаллизационного отжига, из которых видно, что рекристаллизационный отжиг в рассматриваемых случаях прошел полностью. В то же самое время из кривых фиг. 5 ясно видно, несмотря на рекристаллизационный отжиг, разупрочнения не произошло. Наоборот, материал еще больше упрочнился. Так, при 30-секундной выдержке в соляной ванне и охлаждении в воде предель-

POOR ORIGINAL

прочности сплава Д16 возрос с 28,5 кг/мм² (значение σ_s нагретованного материала) до 35,8 кг/мм², а при 5-минутной выдержке до 40 кг/мм².

Упрочнение сплава, несмотря на прошедший процесс кристаллизации и начавшийся рост зерна, объясняется наложением на процессы рекристаллизации обработки и роста зерна упрочняющих процессов «восходящей диффузии» (старения от деформации) и растворения химических соединений в алюминиевом твердом растворе. Первый процесс отражен на кривых возникновением максимумов («пиков»), а второй — вторичным подъемом кривых механических свойств, связанным с увеличением концентрации твердого раствора. Охлаждение не в воде, а на воздухе ведет к некоторому уменьше-



Фиг. 6. Рентгенограммы сплава Д16. а — в нагретованном состоянии, б — после рекристаллизационного отжига в солированной ванне (500°С, выдержка 1 мин.).

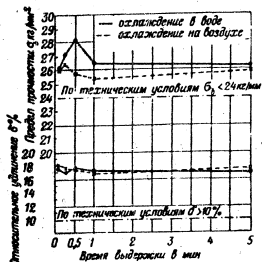
нию концентрации твердого раствора. Это уменьшение особенно заметно при 5-минутной выдержке (разница составляет 5 кг/мм²). По техническим условиям для отожженного сплава Д16 предел прочности должен быть менее 24 кг/мм², а относительное удлинение больше 10%. Таким образом, один рекристаллизационный отжиг не приводит к должному снижению предела прочности, хотя и дает удовлетворительное относительное удлинение.

Для разупрочнения была произведена вторая операция отжига: рекристаллизованные образцы вторично нагревали в камерной электрической печи до температуры 490, 450 и 400°С в течение 10 мин. и охлаждали вместе с печью до 280°С в 1 час, 30 мин. и 15 мин. соответственно. Кривые влияния медленного охлаждения на механические свойства сплава Д16 представлены на фиг. 7—9. Изучение этих кривых показывает, что медленное охлаждение с высоких температур порядка 490 и 450°С, хотя и приводит к значительному снижению предела прочности, но не дает требуемых техническими условиями значений σ_s . Так, например, для случая, когда при рекристаллизационном отжиге выдержка составляла 5 мин., а охлаждение производилось в воде, последующий нагрев до 490°С

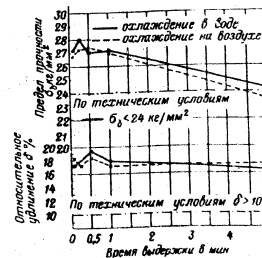
и медленное охлаждение до 280°С в течение 1 час, привели к снижению σ_s с 40 до 26,2 кг/мм², а последующий нагрев до 450°С и медленное охлаждение до 280°С в течение 1/2 час, привели к снижению σ_s с 40 до 24,2 кг/мм². По техническим же условиям σ_s должно быть менее 24 кг/мм².

Иные результаты дает вторичный нагрев до 400°С и медленное охлаждение с этой температуры до 280°С (фиг. 9). Как видно из фиг. 9, охлаждение в течение 15 мин. привело к полному разупрочнению и снижению значений предела прочности до требуемых техническими условиями для всех режимов скоростного отжига. Таким образом, было получено первое экспериментальное подтверждение возможности применения скоростного отжига к листовым полуфабрикатам из сплава Д16. Продолжительность процесса отжига составляла в описанном опыте 26÷30 мин.

Для изучения возможности дальнейшего сокращения времени отжига были проведены дополнительные эксперименты. Образцы нагретованного листового сплава Д16 подвергали рекристаллизационному отжигу в соленой ванне при 500°С и отсюда сразу после кратковременной выдержки в ванне (30 сек., 1 и 3 мин.) переносили в муфельную печь (400, 360 и 320°С), где охлаждали до температуры 280°С в течение 10 мин. Результаты механических испы-

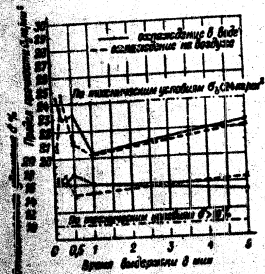


Фиг. 7. Влияние охлаждения с 490 до 280°С в течение 1 час. на механические свойства сплава Д16 после рекристаллизационного отжига.

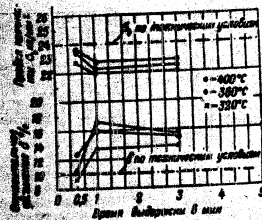


Фиг. 8. Влияние охлаждения с 450 до 280°С в течение 30 мин. на механические свойства сплава Д16 после рекристаллизационного отжига.

POOR ORIGINAL



Фиг. 9. Влияние выдержки с 400 до 200° С в течение 15 мин на механические свойства сплава Д16 после рекристаллизационного отжига.

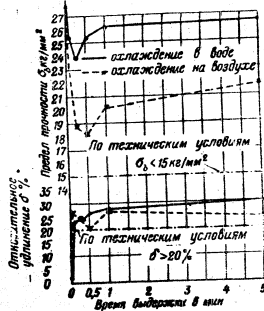


Фиг. 10. Механические свойства сплава Д16 после быстрого рекристаллизационного отжига (500° С) и последующего неводного старения в течение 10 мин. с температур 300, 320 и 330 до 200° С.

таний отожженных указанным методом образцов представлены на фиг. 10. Как видно из этих данных, все примененные режимы являются удовлетворительными. Дополнительные опыты показали возможность дальнейшего сокращения продолжительности скоростного отжига листов Д16 по крайней мере до 15 мин.

Скоростной отжиг сплава АВ (АК5)

Для исследования был взят холоднокатаный листовый материал толщиной 0,9 мм (степень деформации 60%). Образцы, вырезанные для испытания на разрыв, были подвергнуты скоростному



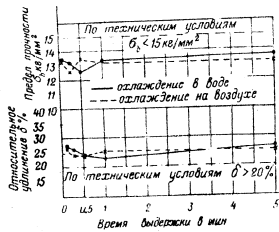
Фиг. 11. Влияние времени выдержки при скоростном рекристаллизационном отжиге в серитровой ванне на механические свойства листового сплава АВ ($\delta = 1$ мм, $\epsilon = 50\%$).

рекристаллизационному отжигу в серитровой ванне при температуре 530° С с выдержками 5, 15, 30 сек, 1 мин, 5 мин. Часть образцов охлаждалась в воде, часть на воздухе. Результаты механических испытаний образцов, подвергнутых только рекристаллизационному отжигу, представлены на фиг. 11. Кривые имеют обычный вид, присущий изотермическим кривым, полученным после отжига холоднодеформированного материала из алюминиевого сплава, в котором в нагартованном состоянии твердый раствор не пересыщен.

Как и в предыдущем случае (сплав Д16), за счет рекристаллизации резко увеличилось относительное удлинение, в то же время прочность снизилась незначительно.

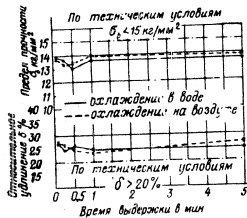
POOR ORIGINAL

Часть образцов, прошедших рекристаллизационный отжиг, была подвергнута второй операции скоростного отжига — медленному охлаждению с повышенных температур. Для этой цели образцы



Фиг. 12. Влияние медленного охлаждения с 530 до 200°С (в течение 1 час.) на механические свойства сплава АВ после скоростного рекристаллизационного отжига.

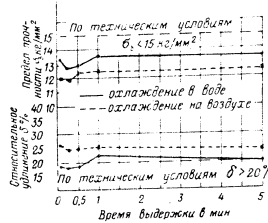
вторично нагревали до температур 530, 480 и 400°С (время нагрева и выдержки во всех случаях составляло 10 мин.) и охлаждали



Фиг. 13. Влияние медленного охлаждения с 480 до 200°С (в течение 30 мин.) на механические свойства сплава АВ после скоростного рекристаллизационного отжига.

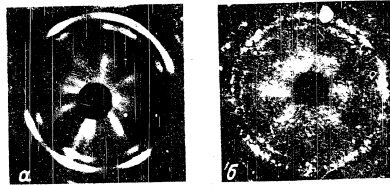
премешной выдержке во время рекристаллизационного отжига повышение концентрации твердого раствора в сплаве АВ не может быть большим. Следует отметить, что все механические испытания, за ис-

ключением испытаний образцов, подвергнутых только рекристаллизационному отжигу, проводились не сразу, а приблизительно через неделю после отжига для стабилизации свойств, достигнутой путем естественного старения. На фиг. 15 представлены рентгенограммы



Фиг. 14. Влияние медленного охлаждения с 400 до 200°С (в течение 12 мин.) на механические свойства сплава АВ после скоростного рекристаллизационного отжига.

образцов сплава АВ, из которых видно, что выдержки в охлаждающей ванне при 530°С продолжительностью 1 и 2 мин. обеспечивают полностью рекристаллизованную структуру.



Фиг. 15. Рентгенограммы образцов сплава АВ: а — изотермальной выдержки, б — после выдержки в охлаждающей ванне при 530°С в течение 2 мин.

Многочисленные опыты, проведенные нами, позволяют сделать общий вывод, что скоростной отжиг благоприятно влияет на структуру и микроструктуру алюминиевых сплавов.

POOR ORIGINAL

УСТАНОВКИ ДЛЯ СКОРОСТНОГО ОТЖИГА

В настоящее время листовые алюминиевые полуфабрикаты отжигают в электрических печах с принудительной циркуляцией воздуха или без таковой и в селитровых ваннах. Недостатки селитровых ванн известны, и в последнее время имеется тенденция заменять воздушными электрическими печами с принудительной циркуляцией. В некоторых случаях отжиг лент производится в электрических печах, работающих на принципе нагрева лучепусканием. Проблема быстрого отжига не может быть разрешена без проектирования нового печного оборудования.

Ниже приводятся некоторые результаты расчетных и проектных работ, проведенных в МАТИ, которые, по нашему мнению, следует учитывать при создании термических устройств для быстрого отжига.

Печь для быстрого отжига алюминиевых листов, работающая на газовом топливе

В 1951 г. в МАТИ под руководством автора была спроектирована газовая печь с выдвижным подом для быстрого отжига листов из термически неупрочняемых алюминиевых сплавов. Газовое топливо в данном случае имело в виду саратовский природный газ и имеет значительные экономические преимущества перед электрической энергией.

Чтобы избежать непосредственного соприкосновения продуктов горения с листами, в спроектированной печи камера сгорания отделена от рабочей камеры. В качестве камеры сгорания применены трубы. При конструировании этих труб возникают затруднения вследствие высокой температуры газа. В данном проекте применены трубы из жаростойкой стали, футерованные внутри шамотом.

В рабочей камере листы раскладываются в виде сажки в 150 листов на расстоянии 36 мм один от другого. Нагрев осуществляется путем принудительной циркуляции воздуха.

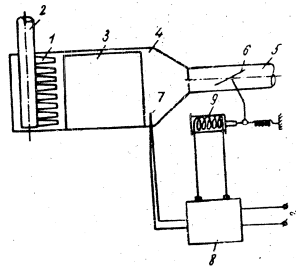
Печь рассчитана на алюминиевые листы толщиной 4 мм и температуры отжига 400°С; вес сажки 5000 кг. Время нагрева до требуемой температуры равно 3 мин. Для полного отжига достаточно выдерживать сажку в печи дополнительно 7 мин., что дает возможность отжигать не менее 2 сажки или 10000 кг в час. Высокая производительность печи является следствием применения как конвекционного нагрева, обеспечиваемого принудительной циркуляцией воздуха, так и скоростных режимов термической обработки.

Установка для быстрого отжига алюминиевых заготовок (для штамповки) с использованием перегретого пара в качестве нагревательной среды

В основе идеи нагрева изделий перегретым паром лежит возможность использования больших скоростей истечения пара из специальных сопел.

При расчете установки температура пара у нагреваемых изделий принята равной 530°С, давление пара 1,5 ат. Скорость истечения пара из сопла доходит до 600 м/сек. Постоянство температуры пара достигается при помощи регулировочного специального устройства.

Принципиальная схема устройства представлена на фиг. 16. Перегретый пар 1 по трубопроводу 2 подается через форсунку 3, направленную с большой скоростью вдоль нагреваемого листа 4, помещающегося в камеру 5. Пар отводится по трубопроводу 6.



Фиг. 16. Принципиальная схема термического устройства для быстрого отжига алюминиевых заготовок.

1 - сопло, 2 - проводящий трубопровод перегретого пара, 3 - нагреваемый лист, 4 - лист, 5 - отводящий трубопровод, 6 - заслонка, 7 - термометр, 8 - манометр или другой указатель, 9 - электромагнит.

В отводящем трубопроводе имеется заслонка 6, которой можно регулировать давление в камере, открывая или закрывая проход пара. В камеру вводится термометр 7, который через магнитный или ламповый усилитель 8 и электромагнит 9 со связывающимся сердечником может определенным образом воздействовать на заслонку, которая регулирует давление в камере.

Как показывают расчеты, большая скорость потока перегретого пара (до 600 м/сек) может обеспечить большие значения коэффициента теплоотдачи (до 600 ккал/м² час°С). Время нагрева листовой заготовки толщиной 3 мм при указанных выше параметрах пара не будет превышать 20 сек. и, по-видимому, будет приближаться к длительности нагрева в селитровой ванне.

Спроектированная установка предназначена для массового производства. Производительность 1800 заготовок в час, что составляет

POOR ORIGINAL

3000 кг/час. Расход пара равен приблизительно 19 кг/час. Теоретическое количество пара может быть обеспечено котельной установкой средней мощности. Расход пара на 1 кг металла составляет 6,5 кг. Следует принять во внимание, что пар, прошедший контейнер, сохраняет высокие параметры и может быть использован для теплофикации и других целей, что должно заметно повысить экономические показатели. Специального изучения требует вопрос о влиянии перегретого пара на качество поверхности и возможность возникновения пузырей. Но эти опасения вряд ли являются существенными, поскольку время соприкосновения пара с изделием определяется секундами, и должно точно регулироваться.

Установка, работающая на принципе индукционного нагрева поперечным магнитным полем

Опыты, произведенные в МАТИ, подтвердили актуальность и возможность осуществления идеи нагрева листового алюминиевого материала индукционными токами промышленной частоты.

Идея такого способа нагрева листовых материалов не является новой. Так, например, в иностранной литературе¹ упоминается, что в начале 40-х годов была разработана установка для горячего лужения стальной ленты шириной около 0,75 м, двигающейся со скоростью около 400 м/мин. Мощность установки была 1200 квт. Применяемый переменный ток пропускали по прямоугольному соленоиду, сквозь который двигалась лента. Магнитное поле, направленное вдоль ленты, индуктировало в ней вихревые токи, которые и нагревали ее. В результате дальнейших опытов было установлено, что нагрев лент из немагнитных материалов таким «продольным» и нагревали ее. В результате дальнейших опытов было установлено, что нагрев лент из немагнитных материалов таким «продольным» и нагревали ее. В результате дальнейших опытов было установлено, что нагрев лент из немагнитных материалов таким «продольным» и нагревали ее. В результате дальнейших опытов было установлено, что нагрев лент из немагнитных материалов таким «продольным» и нагревали ее.

На этом основании направление магнитного поля было изменено на перпендикулярное к поверхности ленты. На этом принципе в МАТИ студентом Ю. Ф. Балазюком было построено небольшое лабораторного типа устройство для нагрева узких и тонких образцов (до 2 мм) из алюминиевых сплавов. Установка позволяла производить нагрев образцов из листового материала до 400°С в течение нескольких десятков секунд, с использованием для этой цели токов промышленной частоты. На установке была показана возможность проведения полного рекристаллизационного отжига сплава Д16. Полная рекристаллизация была получена при режимах: 330°С, выдержка 60 сек. и 400°С, выдержка от 10 до 60 сек. Полученные результаты доказывают возможность применения токов промышленной частоты для отжига алюминиевых сплавов.

¹ R. M. Baher, Transverse Flux Induction Heating, Electrical Engineering, 1951, № 10.

Электрическая печь для скоростного отжига листов из сплава АВ, работающая на принципе нагрева лучеиспусканием

Первые электрические печи, спроектированные в МАТИ для скоростного отжига листов из алюминиевых сплавов, работающие на принципе нагрева лучеиспусканием, оказались недостаточно производительными. Для увеличения производительности автор предложил спроектировать двухэтажную печь. Режим работы печи был установлен в соответствии с приведенными опытами по скоростному отжигу листов из сплава АВ.

Печь имеет 2 этажа, в каждом этаже по 4 зоны. Распределение температур в °С по зонам следующее (см. таблицу).

1-й этаж температура в °С	Зона № 1 530°	Зона № 2 350°	Зона № 3 280°	Зона № 4 240°
2-й этаж температура в °С	Зона № 4 200°	Зона № 3 280°	Зона № 2 350°	Зона № 1 530°

Общая длина печи 22 м. Длина 1-й, 2-й и 3-й зоны по 4,3 м, длина 4-й зоны 8,6 м. Нагреватели каждой зоны расположены в сводах и отделены друг от друга перегородками. Чтобы исключить возможность местного перегрева листов, установлены сетчатые экраны, отгораживающие нагреватели от рабочего пространства. Расстояние от экрана до нагреваемых листов равно 250 мм. Высота рабочего пространства — 450 мм.

Печь имеет толкательное устройство. Пачка листов доставляется мостовым краном в специально сконструированном загрузочно-распределительном ящике. Размер листа 0,9×1000×4000 мм. Из распределительного ящика листы через определенные промежутки времени подаются по рольгангу в печь. Сначала по рольгангу лист попадает на загрузочный стол, а затем на тележку, которая по рельсам с помощью толкателя продвигается в рабочую камеру печи. Толкатели установлены соответственно на верхнем и нижнем этажах в начале первых зон. Загрузка листов происходит через каждые 3 мин. Поднимающаяся на подъемном столе тележка, на которую попадает лист из ящика, с помощью пневматического толкателя продвигается в 1-ю зону 1-го этажа. Подъемный стол, освободившись от тележки, поднимается на уровень второго этажа, принимает тележку с отожженным листом и опускается на уровень 1-го этажа. При этом тележка опускается ниже рольганга, лист же остается на рольганге и движется дальше по рольгангу к месту назначения. Таким образом происходит загрузка и разгрузка листов на другом конце печи.

Полный цикл отжига занимает 15 мин. В 1-й зоне (мощность 105 квт) лист находится 3 мин., во 2-й зоне (мощность 11,2 квт) — 3 мин., в 3-й зоне (мощность 9,2 квт) — 3 мин., в 4-й зоне (мощность 6 квт) — 6 мин.

Общая мощность печи — 126,4 квт, производительность — ~ 400 кг/час. Интересно отметить, что производительность печи,

POOR ORIGINAL

105

106

имеющей такую же площадь и применяемой на одном из заводов для обычного отжига листов АВ, составляет всего $10 \text{ кВ}\cdot\text{час}$, т. е. в 5 раз меньше.

Печь электросопротивления, для скоростного отжига листов из сплава Д16, работающая на принципе конвекционного нагрева

Спроектированная электрическая печь, работающая на принципе электрического нагрева, предназначена для скоростного отжига листов из сплава Д16. Режим работы печи был установлен в соответствии с опытами по скоростному отжигу этого сплава.

Печь имеет 4 зоны. В первой зоне, в которой садка листов нагревается до 500° , происходит рекристаллизационный отжиг. В последующих трех зонах, имеющих температуры соответственно 360 , 320 и 280° , происходит 2-я операция скоростного отжига — медленное охлаждение с 500 до 280°С .

Время пребывания садки в каждой зоне — 4 мин. Общая продолжительность отжига 16 мин. Мощность 1-й зоны равна 492 кВт . 2-я зона имеет мощность 43 кВт , 3-я — 38 кВт , 4-я — 31 кВт . Общая мощность печи равна 577 кВт .

Нагревательные элементы расположены на своде и в полу печи и во избежание местного перегрева садки отделены от нес экранами. Кроме того, нагреватели каждой зоны отделены друг от друга специальными перегородками. В каждой зоне имеется вентилятор. Вентиляторы забирают воздух из камер и направляют его к нагревательным элементам. Из пространства, где расположены нагревательные элементы, воздух уже нагретый поступает снова в камеру. Садка, состоящая из 20 листов, подается в печь на тележке. Подана автоматизирована. Для уменьшения тепловых потерь при загрузке изделий печь снабжена загрузочной камерой. Загрузочная камера не подогревается. Охлаждение листов до комнатной температуры происходит в специальном охлаждающем устройстве, в котором одновременно могут находиться две тележки. Камера охлаждения герметически (в теплоном отношении) соединена с печью.

Производительность печи — $3150 \text{ кг}\cdot\text{час}$. Мощность вентилятора 46 кВт . Скорость воздушного потока 17 м/сек .

Анализ описанных экспериментов, расчетов и проектных работ позволяет сделать вывод, что имеется практическая возможность ускорения промежуточного и окончательного отжига как термически неупрочняемых, так и термически упрочняемых алюминиевых сплавов.

Проведенные работы показали возможность использования в целях осуществления скоростного отжига тепловой энергии, полученной от сгорания дешевого газа, энергии перегретого пара, элект-

рической энергии (индукционный нагрев токами промышленной частоты, нагрев лучеспусканием, нагрев в печах с воздушной циркуляцией).

Работа касается скоростного отжига листовых полуфабрикатов. Однако не исключается возможность расширения области применения скоростного отжига, в частности применения его к горячим профилям из алюминиевых сплавов.

¹ В проведении экспериментов и разработке конструкций оборудования участвовали студенты 4-го и 5-го курса МАТИ В. П. Салыникова Шереша, Н. И. Тарарухина, П. Ф. Аношкин, Ю. Ф. Баладасов, Б. И. Галазин, а также канд. техн. наук А. А. Неуструев.

В. И. ДОБАТКИН

ОСОБЕННОСТИ РЕКРИСТАЛЛИЗАЦИИ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ

Макроструктура полуфабрикатов из алюминиевых сплавов отличается сложным многообразием. Правильная оценка и анализ ее представляют большую ценность для наладки и усовершенствования технологического процесса, но вместе с тем встречают существенные затруднения у исследователей и производственников. Структура некоторых изделий сравнительно легко и надежно объясняется с позиций общепринятой теории рекристаллизации. Попытки применить общие положения этой теории к анализу структуры других изделий часто приводят к неудачам. Можно указать на следующие особенности структуры и свойства деформированных изделий из алюминиевых сплавов.

1. В процессе отжига холоднодеформированных изделий из низколегированных сплавов, содержащих марганец, может возникать крупнозернистая структура при высокой степени предшествующей деформации и низкой температуре отжига, т. е. в условиях, при которых, в соответствии с теорией, должна образоваться мелкокристаллическая структура.

2. В прессованных и штампованных изделиях часто наблюдается сочетание рекристаллизованной и нерекристаллизованной структуры даже при очень высоких температурах отжига или нагрева под закалку. Исследование макроструктуры в поперечных сечениях трудно установить характер структуры. Наличие и степень рекристаллизации горячедеформированных алюминиевых изделий надежно определяется только рентгеноструктурным исследованием.

3. В штамповых и прессованных изделиях сплавов, содержащих марганец, часто наблюдаются зоны грубой рекристаллизации, совпадающие с участками максимальной деформации металла. В прессованных изделиях к таким зонам относится крупнокристаллический ободок. В штамповых зонах грубой зональной рекристаллизации располагаются во внутренних областях, в местах пережимов. Такие зоны в сплавах АК5 и АК6 способствуют возникновению грубой штифной структуры излома.

4. В прессованных изделиях большинства алюминиевых сплавов после термической обработки обнаруживается более высокая прочность, чем в изделиях, полученных другими видами обработки давлением. Это явление получило название прессэффекта. Правильное понимание его имеет большое значение для объяснения значительных колебаний свойств, которые можно получить в изделиях из сплава одного состава при одинаковых условиях термической обработки. Достаточно указать, что такие колебания свойств достигают по пределу прочности 30—40%.

Чтобы правильно оценить особенности структуры деформированных изделий, необходимо, как нам кажется, внести ясность в следующие вопросы:

POOR ORIGINAL

причины наблюдаемого резкого повышения температуры рекристаллизации;
 природа упрочнения в случае наложения закалки на некристаллизованное состояние;
 причины появления крупнозернистой структуры в результате рекристаллизации при достаточно высоких степенях деформации.

О ПРИЧИНАХ РЕЗКОГО ПОВЫШЕНИЯ ТЕМПЕРАТУРЫ РЕКРИСТАЛЛИЗАЦИИ

При обсуждении процессов рекристаллизации следует, естественно, исходить из определенных представлений о механизме этого процесса. Не вдаваясь в разбор самого механизма рекристаллизации, мы будем, в соответствии с современной теорией, полагать, что для достижения порога рекристаллизации необходимо повышение до определенных значений коэффициента самодиффузии сплава. Значение же коэффициента самодиффузии определяется концентрацией «вакансий», т. е. количеством свободных узлов кристаллической решетки. В свою очередь концентрация «вакансий» определяется температурой процесса и наличием искажений (дислокаций) в кристаллической решетке, внесенных предшествующей деформацией. Чем выше степень деформации, тем больше искажений вносится в кристаллическую решетку, тем выше коэффициент самодиффузии сплава.

Резкое повышение температуры рекристаллизации прессованных изделий иногда приписывают только наличию марганца в алюминиевых сплавах. С этим нельзя согласиться. Так, температура рекристаллизации прутков достаточно чистого алюминия ($\sim 12\% \text{ Fe}, 0,11\% \text{ Si}$ и меньше $0,01\% \text{ Mn}$) составляет 450° и иногда повышается до 500° ; температура рекристаллизации прутков сплава АК4-1, АК4 и АК2 находится, как правило, в пределах $480-520^\circ$.

Марганец приводит для всех состояний обработки к дополнительному повышению температуры рекристаллизации. В прессованных прутках сплавов, содержащих марганец, температура рекристаллизации повышается выше температуры закалки, в то время как для прессованных прутков из сплавов без марганца температура рекристаллизации только приближается к температуре закалки.

Одной из причин повышения температуры рекристаллизации при прессовании является общее влияние повышенных температур деформации. Чем выше температура деформации, тем, при одинаковой степени деформации, выше температура рекристаллизации. Это можно объяснить тем, что в процессе самой обработки и при последующем охлаждении происходит снятие искажений решетки — процесс отжига накладывается на процесс деформации, и сплав приобретает состояние, свойственное низким степеням деформации.

Влияние процесса отжига на температуру рекристаллизации можно проследить по кривым, приведенным на рис. 1. Верхняя диаграмма относится к быстрому нагреву листов погружением их в солированную ванну при температуре отжига с временем выдержки 30 мин.; нижняя диаграмма относится к медленному нагреву от 250° со скоростью около 25 град/час и временем выдержки при температуре отжига 30 мин. Сплав АМц содержал $1,25\% \text{ Mn}$ и был приготовлен из алюминия чистоты 99,99 и марганца марки Мр1.

Слитки непрерывного литья сечением $190 \times 700 \text{ мм}$ катали при 450° на толщину 18 мм. Затем часть полос подвергли длительному нагреву при 600 и 650° и закалке в воду. После такой обработки полосы катали на толщину 1,8 мм без промежуточного отжига. Степень холодной деформации

составила, таким образом, 90%. Как видно из диаграммы, медленней нагрев или длительные выдержки при температурах отжига приводят к повышению температуры рекристаллизации для всех вариантов обработки листов.

Эта закономерность является, по-видимому, общей для всех сплавов. Ее впервые обнаружил Виноградов при исследовании магниевых сплавов [1].

Повышение температуры рекристаллизации при горячем деформировании свойственно не только прессованию, но и другим видам обработки.

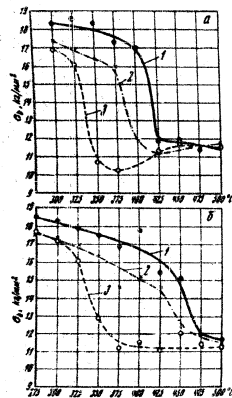


Рис. 1. Изменение предела прочности листов сплава АМц в зависимости от температуры отжига при быстром (а) и медленном (б) нагреве
1 — заготовка в исходном состоянии; 2 — отжиг заготовки при 550°, 60 час.; 3 — отжиг заготовки при 600°, 60 час.

ного сжатия обеспечивает уменьшение дислокаций кристаллической решетки и, следовательно, понижение коэффициента самодиффузии сплава.

Переходя к рассмотрению влияния марганца, следует отметить, что роль марганца в алюминиевых сплавах до последнего времени было недооценена. Широно исследовали, проведенные и организованные главным образом С. М. Вороновым, постепенно создают картину сложного и существенного влияния марганца на структурные превращения в алюминиевых сплавах.

Влияние марганца на повышение температуры рекристаллизации было объяснено различными исследователями по-разному.

Однако при прессовании это повышается значительно реже. Имеет значение действующая при прессовании схема всестороннего сжатия, которая обеспечивает плавное истечение металла. Резкое повышение температуры рекристаллизации мы наблюдаем и при других процессах обработки по схеме всестороннего сжатия — при выплюске лопастной заготовки на конус, при прокатке в закрытых калибрах, в некоторых объемах крупных штамповок. Иногда считают, что для подавления рекристаллизации достаточно сохранять неразрушенными границы литых зерен и что значение схемы всестороннего сжатия состоит именно в сохранении непрерывности границ. Сохранение прослоек по границам литых зерен может, однако, служить объяснением лишь того факта, что в прессованных изделиях (в том случае, когда рекристаллизация в них достигается в результате длительных выдержек при отжиге) рекристаллизованное зерно обычно не выходит из объема формованного литого зерна. Наличие прослоек на границах зерен не может, естественно, подавить рекристаллизацию внутри зерен.

Следует, по-видимому, принять, что деформация по схеме всестороннего сжатия способствует самодеформации сплава.

О. С. Бочвар считает причиной резкого повышения температуры рекристаллизации явление гетерогенной структуры при кристаллизации слитка [2].

И. П. Фридрихер придает особое значение образованию пересыщенного твердого раствора марганца в алюминии вследствие высоких скоростей охлаждения при кристаллизации.

С. М. Воронов и В. П. Елагин пришли к выводу, что повышение температуры рекристаллизации при прессовании обусловлено наличием в структуре большого количества дисперсных частиц марганцево-алюминиевых интерметаллических соединений, являющихся продуктами распада твердого раствора марганца в алюминии, и присутствием некоторого (небольшого) количества марганца в твердом растворе [3].

Первые два объяснения, таким образом, связывают повышение температуры рекристаллизации с процессами, идущими при кристаллизации сплава, а последнее — с фазовыми превращениями в твердом состоянии.

Высновению истины способствуют, как нам кажется, опыты по закалке сплава АМц с температур, близких к солидусу (рис. 1). Эти опыты показывают, что температура рекристаллизации холоднодеформированных листов, полученных с одинаково высокой степенью деформации (90%), резко снижается, если провести длительную обработку слитков или термически обработанных заготовок при 600°. Такое понижение объясняется коагуляцией частиц марганцево-алюминиевых интерметаллических соединений. Если же обработку вести при 650° с последующим охлаждением в воде, то температура рекристаллизации листов снова повышается почти до исходной температуры рекристаллизации. Этот результат можно объяснить только повышенным содержанием марганца в твердом растворе в процессе обработки при температурах, близких к солидусу.

Следовательно, мы можем говорить об обратимости влияния процессов растворения и распада твердого раствора марганца в алюминии на температуру рекристаллизации. Указанное заключение заставляет пересмотреть точку зрения С. М. Воронова и В. П. Елагина другим объяснением резкого повышения температуры рекристаллизации при наличии марганца в сплаве. Нам представляется только целесообразным внести некоторые уточнения, связанные с относительным влиянием марганца в твердом растворе и в виде мелкодисперсных частиц.

К резкому повышению температуры рекристаллизации приводит марганец, находящийся в твердом растворе. Распад твердого раствора марганца в алюминии на первых его стадиях не меняет существенно температуры рекристаллизации. Следовательно, мы можем говорить не о специфическом «запретном» действии мелкодисперсных частиц, а о сохранении в какой-то мере на первых стадиях распада (при температуре до 450°) того действия, которое марганец оказывал, находясь в твердом растворе. Последующие стадии распада приводят к коагуляции частиц марганцево-алюминиевых соединений и к значительному повышению температуры рекристаллизации. К этому заключению приводит наблюдение, показывающее, что включение горячей прокатки повышает температуру рекристаллизации холоднодеформированных листов сплава АМц. Следует учесть также, что распад марганца в алюминии рентгенографически и электронномикроскопически наблюдается при 350°. Следовательно, повышение температуры рекристаллизации от 200° по крайней мере до 300° объясняется только наличием марганца в твердом растворе. Иногда ссылаются на Бека, который наблюдает торможение процесса рекристаллизации сплава АМц частными интерметаллическими соединениями. Но работа Бека относится к изучению интерметаллических соединений [4]. В то же время имеются исследования, отмечающие повышение температуры рекристаллизации при

POOR ORIGINAL

введенный в алюминий небольших количествах марганца, тогда он может сохраняться в твердом растворе при всех температурах.
 Влияние марганца на температуру рекристаллизации можно объяснить резким повышением коэффициента самодиффузии сплава. Возможностей для экспериментального определения коэффициента самодиффузии в алюминий-марганцевых сплавах пока нет из-за отсутствия стойких радиоактивных изотопов алюминия. Известно, однако, что коэффициент гетеродиффузии марганца в алюминии чрезвычайно низок. На это указывает Бесервальд [5], который не смог определить коэффициент марганца из-за малого его значения.

Наши были приготовлены биметаллические пластины алюминия и сплава АМц и проведена длительная их обработка при высоких температурах. Коэффициент диффузии марганца в алюминии определен спектральным методом при последовательном сопоставлении и анализе каждого слоя. Коэффициент диффузии марганца оказался на два с лишним порядка ниже коэффициента диффузии магния. Б. И. Пинес отмечает тесную связь явлений гетеро- и самодиффузии [6]. Тесная связь эффектов гетеро- и самодиффузии обусловлена тем, что оба явления осуществляются при помощи одного и того же механизма последовательного заполнения атомами вакансий в кристаллической решетке.

Таким образом, можно считать, что к резкому повышению температуры рекристаллизации прессованных изделий из алюминиевых сплавов приводят:

высокая температура деформации, обеспечивающая протекание процесса отдыха при деформировании и последующем охлаждении;

схема всестороннего сжатия при деформировании, обеспечивающая плавное истечение металла, уменьшение дислокаций и концентрации «вакансий» в кристаллической решетке и, следовательно, повышение коэффициента самодиффузии;

наличие в алюминиевом твердом растворе марганца или другого компонента, резко уменьшающего коэффициент самодиффузии сплава. Действие марганца сохраняется в какой-то мере и при распаде твердого раствора до тех пор, пока частицы, вследствие коагуляции, не приобретут определенных критических размеров.

Учет перечисленных факторов позволяет объяснить суммарное влияние условий литья и гомогенизации слитков, режимов обработки давлением и термической обработки на температуру рекристаллизации и на конечные свойства полуфабрикатов.

О ПРИРОДЕ ПРЕССЭФФЕКТА

Насколько сильно могут меняться свойства прессованных изделий в зависимости от наличия или отсутствия прессэффекта, можно судить по кривым, приведенным на рис. 2 и 3. Слитки ϕ 200 и 130 мм отливали из одной ванны, а слитки ϕ 370 мм (из которых затем прессовали прутки ϕ 200 и 130 мм) — из другой ванны близкого состава. Состав слитков показан в табл. 1.

Из слитков и прутков ϕ 200 и 130 мм были получены профили, выбранные таким образом, чтобы коэффициент вытяжки составлял в каждом случае 15 или 30. Профили имели форму уголков с толщиной стенки от 2 до 10 мм. Температура прессования прутков и профилей находилась в пределах 350—400°, температура закалки была равна 500°. Как видно, увеличением степени деформации прочность изделий вначале возрастает. При переходе же к тонким сечениям профилей дальнейшее повышение степени деформации приводит к рекристаллизации и утере прессэффекта.

204

113

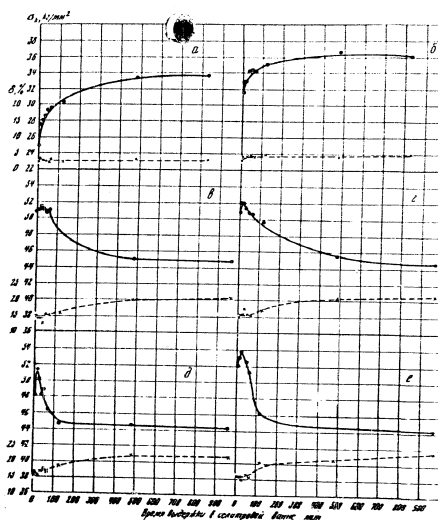


Рис. 2. Свойства слитков и профилей в зависимости от времени выдержки под закалку
 а — слиток ϕ 200 мм; б — слиток ϕ 130 мм; в — профиль из слитка ϕ 200 мм (коэффициент вытяжки 15);
 г — профиль из слитка ϕ 130 мм (коэффициент вытяжки 15); д — профиль из слитка ϕ 200 мм (коэффициент вытяжки 30); е — профиль из слитка ϕ 130 мм (коэффициент вытяжки 30)

Химический состав слитков

Таблица 1

Диаметр слитков, мм	Содержание, %							Остаточное
	Cu	Mg	Mn	Fe	Si	Ni	Zn	
370	4,42	1,54	0,68	0,36	0,40	0,04	0,15	Остаточное
200 и 130	4,35	1,58	0,67	0,36	0,41	0,03	0,20	.

205

114

POOR ORIGINAL

Надо отметить, что имеет значение не только общая величина деформации, но и равномерность ее. При увеличении отношения поверхности прутка к площади его сечения прочность профиля обычно уменьшается в связи с большим относительным влиянием рекристаллизованных пер-

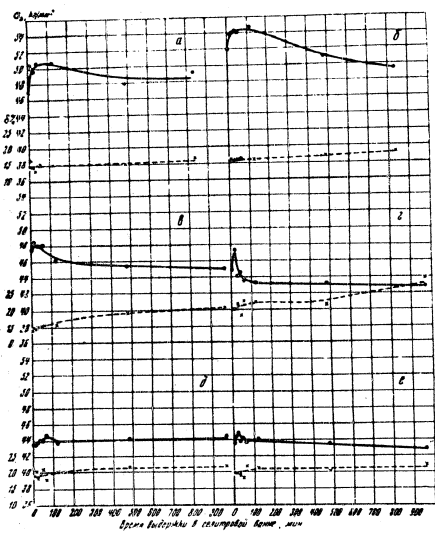


Рис. 3. Свойства прутков и профилей в зависимости от времени выдержки под вакуумом
 а — прутки $\phi 200 \mu\text{m}$; б — прутки $\phi 130 \mu\text{m}$; в — профиль из прутка $\phi 200 \mu\text{m}$ (коэффициент вытяжки 15); г — профиль из прутка $\phi 130 \mu\text{m}$ (коэффициент вытяжки 30)

феррических слоев. Продолжительные выдержки при нагреве под вакуумом приводят к потере прочности, причем тем быстрее, чем больше степень деформации, особенно если заготовкой служат прессованные прутки. При двойном прессовании сплавов Д16 и Д17 удается обычно только частично сохранить прессэффект, применяя повышенные температуры

прессования и кратковременные выдержки при нагреве под вакуумом. Известно также, что к потере прочности приводят: понижение температуры и скорости прессования, увеличение при многократном прессовании очков вблизи периферии матрицы, гомогенизация слитков при повышенных температурах, пониженное содержание марганца в сплавах. При выборе и наладке технологии прессования следует учитывать влияние всех этих факторов и наиболее целесообразно их использовать.

Ковка и штамповка прессованных прутков приводит к тем большей потере прессэффекта, чем сложнее операции ковки. Обычно в штампованных изделиях сложной конфигурации удается лишь частично сохранить прессэффект. Получению повышенной прочности в этом случае способствует уменьшение деформации при свободной ковке, применение прессованных заготовок фасового сечения, повышение температуры деформации и применение закрытых штампов. Неравномерная деформация при ковке и штамповке часто приводит к неравномерным свойствам именно в связи с различной степенью потери прессэффекта различными участками детали.

Следует отметить, что в любом случае резкое понижение прочности прессованных изделий связано с переходом от текстуры деформации к рекристаллизованной структуре. Это привело большинство исследователей к заключению, что кристаллографическая ориентировка (сопоставление направления (111) с направлением прессования) является причиной прессэффекта. Эта точка зрения уже была подвергнута справедливой критике С. М. Вороновым и В. И. Елагинным.

Отметим, что мы не склонны игнорировать анизотропию свойств, обусловленную текстурой металла. Однако объяснение на этой основе природы прессэффекта приводит к явным противоречиям. Исследование показывает, что в процессе рекристаллизации предел прочности падает по всем или по большинству направлений в изделии, в то время как при устранении анизотропии, обусловленной кристаллографической ориентировкой, предел прочности по определенным направлениям должен повышаться. Текстура деформации сама по себе, видимо, оказывает лишь сравнительно небольшое влияние на изменение прочности прессованных изделий.

С. М. Воронов и В. И. Елагин выдвинули новую теорию прессэффекта, приняв для этого явление распада пересыщенного твердого раствора марганца в алюминии в процессе прессования и при нагреве под вакуумом. Они пришли к заключению, что «присутствие в структуре термически обработанных прутков большого количества дисперсных включений марганцевых интерметаллоидов, а также ориентированность кристаллов твердого раствора (текстура деформации), в значительной степени обуславливая наличием этих включений, приводит к сильному повышению прочности прутка вообще, а в продольном направлении в особенности» [3]. Объяснение прессэффекта непосредственно упрочнением влиянием мелкодисперсных марганцевых частиц встречает существенные затруднения. Прежде всего следует указать, что различную степень распада твердого раствора марганца в алюминии можно получить и в литом состоянии, однако заметного упрочнения при этом не наблюдается (имеется в виду случаи вязкого разрушения). Далее, мы уже указывали на возможность получения прессэффекта в сплавах, не содержащих марганца или других компонентов, которые могут дать при температуре закалки мелкодисперсные продукты распада. Наконец, если бы упрочнение определялось расходом твердого раствора, то оно увеличилось бы не только в макробъемках, но и в микробъемках. Между тем В. А. Липанов показал, что микротвердость средней части прутков, обладающих прессэффектом, не превышает микротвердости крупнокристаллического образца. Наши исследования подтвердили это наблюдение.

POOR ORIGINAL

Нам представляется возможным объяснить явление прессоэффекта наличием диспергированной структуры в деформированных, рекристаллизованных изделях. Эффект пластической деформации не прерывается созданием искажений в кристаллической решетке. Происходит еще диспергирование структуры с образованием внутри зерна слитка дезориентированных блоков. На границах этих блоков, так же как и на границах зерен, возникает межфазное натяжение.

В процессе нагрева деформированных изделий искажения в кристаллической решетке снимаются, измельченные же блоки или субзерна сохраняются. Черриман [7] экспериментально наблюдал такие блоки.

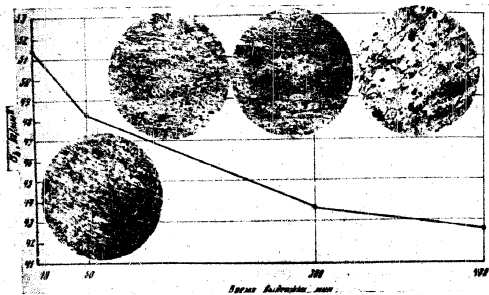


Рис. 4. Изменение структуры и предела прочности профиля из сплава Д16 в зависимости от времени нагрева под цинковой анодом

Исследуя структуру чистого алюминия, он установил, что после деформации блоки или субзерна тем меньше, чем выше степень деформации. При нагреве до 350° они укрупняются до 4 μ и отдельные — до 10—30 μ . Такие субзерна можно обнаружить при исследовании в оптическом микроскопе. Другие исследователи указывают на измельчение зерна или полигонизацию структуры при сравнительно слабой деформации и последующем нагреве до высоких температур, т. е. в условиях, близких к условиям обработки прессованных изделий [8, 9].

Действительно, при исследовании микроструктуры сплавов дуралюмина в состоянии прессоэффекта мы видим мелкие образования с линейными размерами 5—15 μ , которые и являются субзернами. Принять эти образования за изменение по форме литые зерна нельзя, так как они по крайней мере в 30—40 раз меньше. Субзерна выявляются не всегда одинаково отчетливо, но, как правило, их можно без труда обнаружить при исследовании в оптическом микроскопе. Наиболее четко они выявляются при электролитической полировке и оксидировании микрошлифа.

На рис. 4 показано изменение микроструктуры и прочности прессованного профиля сплава Д16 в процессе длительной выдержки при температу-

ре закалки. Изменение структуры можно истолковать как процесс собирающейся рекристаллизации субзерен. По мере понижения крупных рекристаллизованных зерен увеличивается и прочность профиля.

Таким образом, прессоэффект возникает в том случае, когда температура рекристаллизации сплава выше температуры закалки, и определяется высокой степенью измельчения структуры (наличие в структуре субзерен).

Достоинством предложенного нами толкования прессоэффекта является то обстоятельство, что оно учитывает большое непосредственное влияние технологических факторов обработки давлением на процесс рекристаллизации и имеет большую определенность в оценке связи прочности изделия с его структурой. Если для предвидения прочности изделия в соответствии с теорией распада необходимо знать и результаты рекристаллизации, и степень распада твердого

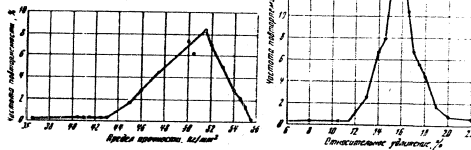


Рис. 5. Частота повторности предела прочности (а) и относительного удлинения (б) прутков сплава Д16 за 1953 г. (испытано 3067 образцов)

раствора марганца в алюминии, то в соответствии с нашими представлениями достаточно знать результаты рекристаллизации (степень рекристаллизации и величину зерна).

Правда, степень рекристаллизации определяется и значительной мерой концентрацией марганца в твердом растворе и степенью его распада. Но и в то же время она, независимо от влияния марганца, не в меньшей мере определяется технологическими параметрами обработки давлением. Можно получить рекристаллизованную структуру с присущей ей повышенной прочностью при наличии мелкодисперсных марганцевых частиц в структуре сплава и можно получить рекристаллизованную структуру с присущей ей высокой прочностью в отсутствие марганца в сплаве. Так, в прутках сплавов АН4-1 и АН4 и особенно в прутках сплава АН2 иногда после закалки обнаруживается прочность 49—50 кг/мм². Исследованиями неизменно показывается в этом случае текстуру деформации.

Указанное толкование прессоэффекта позволяет также создать единую картину влияния величины зерна на прочность сплава.

Сравнение свойств прессованных изделий со свойствами холоднодеформированных изделий показывает, что высокие значения прессоэффекта обнаруживаются при сравнении свойств рекристаллизованных прессованных изделий со свойствами прессованных или других горячедеформированных рекристаллизованных изделий, которым свойственна крупнозернистая структура. Разница в свойствах оказывается значительно меньше, если за базу взять закаленные изделия, полученные с высокой степенью холодной деформации.

POOR ORIGINAL

На рис. 5-7 показаны статистические данные серийного контроля труб, профилей и труб сплава Д16. Свойства труб, и, к сожалению, ближе к свойствам прессованных изделий, обладающих эффектом, чем к свойствам рекристаллизованных профилей, полученных двойным прессованием.

Исследования показывают, что величина зерна в трубах Д16 равна 30-50 мк, в прессованных трубах и профилей после очень длительного нагрева при температуре закалки 200-400 м и в изделиях после двойного

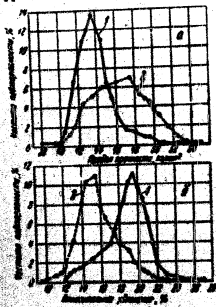


Рис. 6. Частота повторности дефектов прочности (а) и относительного удлинения (б) профилей сплава Д16: 1 — профили из прессованного металла (толщина 140 мм); 2 — профили из листового металла (толщина 110 мм).

прессования, а зерна в крупнокристаллическом объеме достигают нескольких десятков микрон.

Свойствам труб и профилей сплава Д16. Нами проведен ряд исследований. Полоса профилей с крупными зернами была протравлена со скоростью деформации 50%. После этого исходная и протравленная полоса были одновременно термически обработаны. Полоса после протравки показала предел прочности 48 кг/мм², а в исходном состоянии 40 кг/мм². На уровне прочности прессованных изделий из дуралюминия в состоянии зерна средней величины (см. С. В. Герасимов [10]).

На рис. 8 показана зависимость предела прочности сплава Д16 в зависимости от степени измельчения зерна по типичным средним данным. Прочность в состоянии прессовки также зависит от общей протравки, если учесть размеры субзерен.

Можно возмущаться вопросом, почему для сплавов в закаленном состоянии мелкозернистая структура дает большую прочность, а для сплавов в отожженном состоянии — наоборот. Мы отвечаем на это, что наряду с зерном и наряду с состоянием сплава свойствен свой определенный наклон

кривой изменения прочности в зависимости от величины зерна. Для закаленного состояния этот наклон значительно больше, чем для отожженного, причем для разных сплавов можно ожидать разного наклона указанной кривой.

К объяснению этого, как нам кажется, следует привлечь изучаемое В. И. Архаровым [11] явление межкристаллитной внутренней адсорбции.

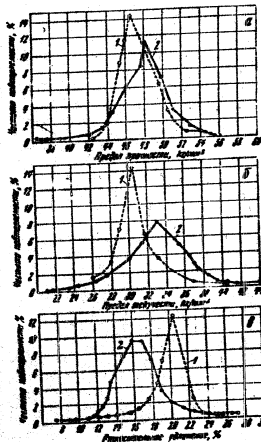


Рис. 7. Частота повторности дефектов прочности (а), предела текучести (б) и относительного удлинения (в) труб сплава Д16: 1 — трубы ϕ до 50 мм (толщина 4824 образца); 2 — трубы всех размеров (толщина 7881 образец).

определяющей изменение концентрации твердого раствора в пограничном слое и тем самым степень упрочнения сплава при развитии межзеренной пористости.

Связь прочности с размерами зерен и субзерен подтверждается и при исследовании поперечных свойств, особенно при сравнительно небольших количествах прослоек второй фазы.

Интерес представляет оценка прочности в направлении штиртов поперечного сечения элементов сложных профилей. Исследования показывают, что данные зерна в соответствии со схемой деформации ориентированы не только по длине профилей, но и в направлении штиртов.

PROOF ORIGINAL

полки. Аналогичная ориентировка наблюдается и для субзерен. На рис. 9 в качестве примера показана структура прессованной и закаленной полосы сечением 30×170 мм сплава Д16, изготовленной из анодированного слитка. Эта полоса в среднем ее сечении показала предел прочности в направлении прессования 52 кгс/мм^2 и по ширине 48 кгс/мм^2 . Можно вывести следующее правило для определения свойств в том или ином направлении: чем больше степень вытянутости зерна, тем выше свойства при испытании на растяжение в этом направлении.

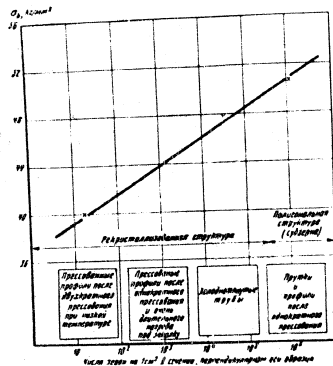


Рис. 8. Схема зависимости предела прочности сплава Д16 от величины зерна

Это правило основывается на том простом соображении, что чем больше вытянутость зерна в определенном направлении, тем мельче зерно и его элементы в перпендикулярном сечении, т. е. в сечении, соответствующем разрушению. Степень вытянутости зерна и субзерен в направлении ширины полки можно оценить коэффициентом условной вытяжки

$$K = \sqrt{\frac{b}{h}}$$

где b — ширина полки; h — толщина полки.

Испытания различных профилей показывают, что действительно свойства в направлении ширины полки получаются такие, каких в продольном направлении можно достигнуть при указанном численном значении коэффициента вытяжки. Процесс рекристаллизации приводит к снижению свойств и выравниванию их по всем направлениям, если в сплаве отсутствуют крупно прослоины и виде окисных плен и частей интерметаллических соединений. В табл. 2 показаны свойства в среднем сечении пресо-

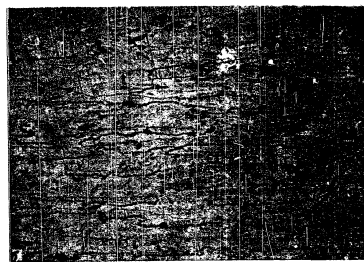
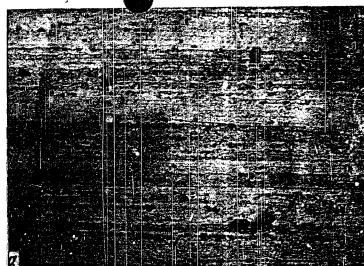


Рис. 9. Макроструктура полосы сечением 30×170 мм сплава Д16 в закаленном состоянии
а — вдоль оси прессования; б — по ширине полки

ванной полосы 30×170 мм сплава Д16 после закалки с временем выдержки 1 час, когда рекристаллизация только еще начинается, и с выдержкой в течение 48 час., когда процесс рекристаллизации в значительной мере уже прошел. Мы наблюдаем заметное снижение прочности по длине и ширине полки и практически сохранение прочности по толщине.

При большим отношении ширины к толщине полосы или элемента сечения профили можно получить высокое значение прессэффекта в поперечном направлении. Следует указать, что эта возможность еще недостаточно учитывается и используется конструкторами.

POOR ORIGINAL

Таблица 2

Механические свойства полоски в различных направлениях

Направление отбора образцов	Выдержка при нагреве под нагрузкой					
	1 час			10 часов		
	$\sigma_{0,2}$ кг/мм ²	$\sigma_{0,2}$ кг/мм ²	δ_5 %	$\sigma_{0,2}$ кг/мм ²	$\sigma_{0,2}$ кг/мм ²	δ_5 %
По длине полоски	32,0	34,6	13,3	47,2	30,4	18,0
По ширине полоски	38,8	34,1	13,7	45,9	30,7	14,7
По толщине полоски	31,9	—	—	41,7	—	—

О возникновении крупнозернистой структуры

Возникновение крупнозернистой структуры при достаточной высокой степени холодной деформации и последующем отжиге с медленным нагревом характерно для сплава АМц.

Крупные вытянутые зерна образуются непосредственно в процессе рекристаллизации обработанной заготовки. Картина в этом случае существенно отличается от картины крупнозернистой структуры, возникающей при малых (критических) степенях деформации или же при так называемой вторичной рекристаллизации.

По вопросу о причинах появления крупнозернистой структуры в сплаве АМц мы ограничимся лишь кратким изложением выводов, сделанных нами в свое время объяснения, подтвержденного последним опытом специальными опытами.

Это объяснение основано на предположении, что в сплавах алюминия с марганцем, равно как и в других сплавах, в которых один из компонентов резко повышает температуру рекристаллизации, основным условием образования крупного зерна является неоднородность химического состава, связанная с внутрикристаллической ликвиацией. Неоднородность, естественно, сохраняется и в готовом изделии, хотя объем ее уменьшается по мере протекания в объеме деформации. Рекристаллизация и начало протекания в отдельных участках, совпадающих с первоначально кристаллизующимися объемами литых зерен, и только при повышении температуры для увеличения длительности процесса распространяется на весь объем образца.

Указанное объяснение отличается от других тем, что не исходит из блокирующего или иного действия части примесей, а содержит в своей основе признание неоднородности коэффициента самодиффузии сплава в микрообъемах вследствие разной концентрации марганца.

Воронин и Васюков при помощи металлографического и электронно-микроскопического исследований и определения микротвердости показали наличие степени внутрикристаллической ликвиации марганца в зависимости от скорости охлаждения при литье и условий гомогенизации слитков [12]. Власова затем связала возникновение крупного зерна с повышенной степенью деформации участков, обделенных марганцем [13].

Предложенное объяснение крупнозернистой структуры позволяет рекомендовать действительные средства борьбы с ней: высокотемпературную гомогенизацию сплава и введение таких добавок, которые приводят бы к уменьшению концентрации марганца в твердом растворе и уменьшению неоднородности его распределения. Как показали исследования, присадки

железа и титана приводят к уменьшению степени внутрикристаллической ликвиации.

На рис. 10 показана структура слитков сплава АМц сечением 190 x 700 мм, отлитых методом непрерывного литья и отожженных при 450° в течение 3 час. Один слиток (рис. 10, а) получен из сплава, содержащего 1,25% Mn и 0,02% Fe, второй (рис. 10, б) — из сплава, содержащего 1,32% Mn и 0,28% Fe. По концентрации продуктов распада твердого раствора можно заключить о меньшей степени внутрикристаллической ликвиации в слитке второй плавки.

На рис. 11, а показана макроструктура листов сплава АМц, полученных из слитков одной плавки, приготовленной из алюминия марки А1 (чистота 99,99) с последовательным введением в нее титана и железа. На этом же рисунке показана структура листов, полученных с применением гомогенизации и закалки после при температурах 500, 600 и 650°. Листы отжигали при медленном нагреве, степень предшествующей холодной деформации составляла 90%. Введение в сплав 0,1% Ti и 0,4% Fe, а также гомогенизация при 650° привели к резкому уменьшению зерна и отожженным листам.

Объяснение крупнокристаллической структуры сплава АМц неоднородностью состава встречало возражения в связи с тем, что все факторы, вызывающие измельчение зерна, одновременно приводят к понижению температуры рекристаллизации. Возник вопрос, не является ли измельчение зерна просто следствием протекания процесса рекристаллизации при более низких температурах. Эти возражения, как нам кажется, должны отпасть после проведения опытов по закалке сплава АМц с высоких температур. Сопоставление рисунков 1 и 11, а показывает, что длительные выдержки при температурах, близких к солидусу, приводят к noticeable концентрации рекристаллизации вследствие повышения концентрации марганца в твердом растворе и одновременно к измельчению зерна вследствие выравнивания состава по марганцу по сравнению с гомогенизацией при повышенных температурах.

Интерес представляет следующее наблюдение. Если листы сплава АМц длительное время выдерживать при температуре отпуска, то затем даже при быстром нагреве в соляной ванне рекристаллизация приводит к образованию крупных вытянутых зерен. На рис. 11, б показана структура листов сплава АМц, предварительно выдержанных длительное время при различных температурах, охлажденных и затем быстро нагретых погружением в соляную ванну при 500°. Сплав АМц был приготовлен из алюминия высокой чистоты; после предварительного нагрева все образцы имели структуру деформации.

Эти опыты показывают, что крупное зерно появляется в основном не из-за малой скорости нагрева, а вследствие длительного пребывания сплава при повышенных температурах, но ниже температуры рекристаллизации. Быстрый нагрев листов сплава АМц предупреждает появление крупного зерна потому, что при этом не успевают исчезнуть искажения кристаллической решетки, которые влияют на коэффициент самодиффузии, резче, чем неравномерность состава по марганцу, и как бы затупляют процесс рекристаллизации. При медленном нагреве происходит процесс отжига, снимаются искажения кристаллической решетки, и химическая неоднородность сплава после этого проявляется в полной мере.

Возникновение крупнозернистой структуры в области пресованных изделий и во внутренних зонах штампунков имеет много общего с возникновением крупного зерна в сплаве АМц.

На рис. 12 показана структура штампунков из сплава АМц, а на рис. 13 — структура аналогичных штампунков из сплава АМц-1. Показанные

POOR ORIGINAL

123

124



Рис. 10. Микроструктура сплавов алюминия AlMg с содержанием 0,02% Fe(Al) и 0,28% Fe(Al) ($\times 1000$)

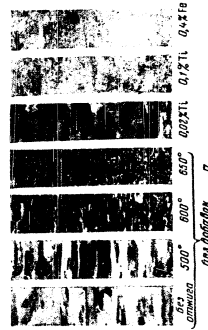


Рис. 11. Микроструктура сплавов алюминия AlMg с содержанием 0,02% Fe(Al) и 0,28% Fe(Al) при различных температурах: а) 300°C; б) 350°C; в) 400°C; г) 450°C; д) 500°C; е) 550°C.

125

125

POOR ORIGINAL.

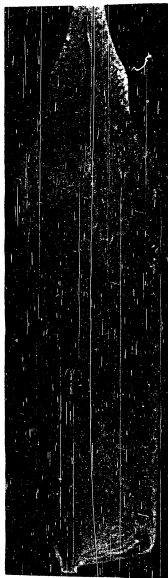


Рис. 12. Зоны крупных вынужденных зерен в штампках из сплава АМ5 (деталь 107)

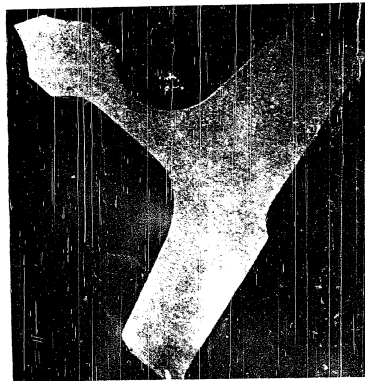
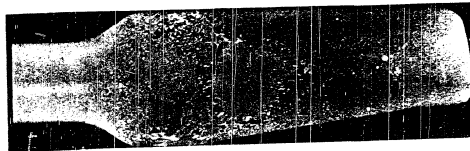


Рис. 13. Структура штампков из сплава АМ5:
а - деталь 110; б - деталь 107

структуры штампков имеют типичными для двух фаз деформированных металлов, отличающихся наличием или отсутствием в их составе мартенсита. Крупное зерно в штампках сплава АМ5-1 совпадает с участками с высокой деформации, что соответствует критическим степеням деформации. Следует отметить, что зоны крупного вынужденного зерна в штампках сплава АМ5

(рис. 12) также соответствуют критическим степеням деформации. Это было бы лишь в том случае, когда в соседних участках с более высокой степенью деформации сохранилась бы перекристаллизованная структура, и действительно же исследованном обнаруживается в этих участках более мелкое рекристаллизованное зерно.

POOR ORIGINAL

В то же время зоны крупных вытянутых зерен нельзя отнести к так называемому второму максимуму, если учесть, что и пресованные и прокатанные крупнокристаллический ободок соседствует с участками внутренней мелкозернистой структуры. Длительные выдержки при температуре закалки приводят к рекристаллизации таких участков с образованием среднего по величине, но также вытянутого зерна. В этом случае площадь перпендикулярного сечения рекристаллизованных зерен совпадает обычно с площадью сечения формоизмененных зерен, полученных горячей обработкой.

Следует учесть, что в образцах дуралюмина, полученных горячей обработкой, величина зерна при критической степени деформации не является чрезмерно большой. По результатам ряда исследований [14] максимальный диаметр зерна не превышает 200 мк, в то время как в освоенных образцах сплавов без марганца он достигает нескольких миллиметров.

Все это приводит к выводу, что зоны крупных вытянутых зерен в пресованных и штампованных изделиях возникают в достаточно широком диапазоне степеней деформации и, аналогично крупнозернистой структуре полуфабрикатов АМц, сохраняются вследствие химической неоднородности сплава. Однако необходимыми дополнительными условиями для того, чтобы появились зоны грубой рекристаллизации в пресованных и штампованных изделиях дуралюмина: высокая степень деформации и в процессе деформирования начало развития рекристаллизации уже в процессе деформирования или при охлаждении изделий, и разница в скоростях истечения соседних участков, приводящая к разрыву границ зерен.

Борьба с возникновением зон крупнозернистой структуры в пресованных изделиях из алюминивых сплавов ведется преимущественно путем уменьшения неравномерности деформации [15, 16]. Не следует упускать из виду и второе возможное направление — устранение зон крупнозернистой структуры путем уменьшения гетерокристаллической ликвиации марганца в сплавах. Наши исследования в гетерокристаллической прокатке сплавов Д16, предвещающих для тонкостенных изделий, при повышенном уровне деформации крупнокристаллического обода, приводят к почти полному устранению крупнозернистой структуры. Однако ее нельзя рекомендовать при прокатке изделий больших сечений и прутков, так как она одновременно обуславливает угтер прессэффекта. В этом случае для уменьшения крупнокристаллической ликвиации целесообразно обработать введение присадок, аналогично тому, как это сделано для сплава АМц.

Изложенные соображения по вопросам образования крупнозернистой структуры в алюминивых сплавах показывают, что при оценке результатов рекристаллизации следует учитывать не только условия деформации и отжига металла, но и во в меньшей мере — для некоторых сплавов — неоднородности состава сплава, обусловленные внутрикристаллической ликвиацией.

ВЫВОДЫ

1. В основе особенностей структуры алюминивых сплавов лежит crucial зависимость температуры рекристаллизации от концентрации марганца в α -растворе и от степени напряженного состояния и характера истечения при деформации. Понижение температуры рекристаллизации в микрообъемных, обусловленное внутрикристаллической ликвиацией марганца в сплаве, приводит к возникновению крупных зерен, вытянутых в направлении деформации. Различия температуры рекристаллизации в макрообъемных деталях в связи с неравномерностью процесса истечения приводит к неоднородности структуры и к сечению рекристаллизованных и некри-

сталлизованных зерен. При общем темном повышении температуры рекристаллизации, как это имеет место при пресовании, наблюдается полнотипичная структура.

2. В тех случаях, когда температура рекристаллизации оказывается выше температуры закалки, пресованные изделия обнаруживают повышенную прочность или прессэффект. Причиной прессэффекта является изменение структуры — образование при деформации и последующем истечении флоклов или субзерен.

3. Анализ особенностей рекристаллизации алюминивых сплавов позволяет рекомендовать более полное использование явлений, связанных с этими особенностями.

При производстве крупных только таких сплавов и методов обработки, следует рекомендовать применение пресованных и рекристаллизованной структуры, которые обеспечивают сохранение перекристаллизованной структуры после закалки.

При правильном выборе сечения профилей можно параллельно с предельным направлением получить высокие значения прессэффекта по крайней мере в одном из поперечных направлений. Для устранения крупнокристаллического обода следует использовать, наряду с работами по уменьшению неравномерности деформации, также и исследования по уменьшению внутрикристаллической ликвиации марганца и в отношении различия деформации. Аналогичные рекомендации можно сделать и в отношении крупных сплавных штамповок с учетом индивидуальной отработки по каждой из них технологии штамповки. Что касается тонкостенных профилей, а также мелких и средних штамповок, то здесь, из-за большой неравномерности истечения, не удается устойчиво получить перекристаллизованную структуру. Правильным направлением является рекристаллизация податливых изделий и сравнительно мелких зерен. С этой целью структура с равномерным и сравнительно мелким зерном, с этой целью рекомендуется введение вынужденной гомогенизации слитков и заготовок, а для штамповок, кроме того, по возможности применение сплавов, не содержащих марганца.

ЛИТЕРАТУРА

1. Виноградов, СБ. Рентгенография в приложении к исследованию металлов. Изд. ОИИ, 1936.
2. О. С. Бочвар. Диссертация. МАИ, Москва, 1954.
3. С. М. Воронцов, В. И. Елагин. Тр. МАИ, № 23, Оборонизд, 1954.
4. P. A. Beck, M. L. Holzwart. Rh. R. Sprery, Met. Technol., Sept., 2473, 1948.
5. A. Beerwald, Z. f. Elektrochem. u. Ang. Phys. chem., Bd. 47, № 11, 1950.
6. В. И. Пинес. УИИ, т. 32, вып. 4, 1954.
7. E. C. Ferrigno, Acta Metallurgica, v. 2, № 1, 1954.
8. R. W. Gahn, J. f. Met., 76 (2), 1, 1949.
9. Imperfections in nearly perfect Crystals, London, 1952.
10. С. И. Гараев, В. И. Елагин. Взаимосвязь между структурой и свойствами прутков дуралюмина. Оборонизд, 1954.
11. В. И. Архаров. ДАН СССР, № 102, 1952, № 2, 1954.
12. С. М. Воронцов, В. И. Елагин, Т. А. Власова. Тр. МАИ, Оборонизд, 1955.
13. Т. А. Власова. Диссертация. МАИ, 1954.
14. И. А. Роговская, В. С. Виницкая. Диссертация. Оборонизд, 1954.
15. H. H. Lockie, Metallurgia, 5:302, 1954. См. также: Журнал Металлургия, т. 1, № 3, 1953.
16. В. И. Добаткин, В. И. Валаев. Тр. МАИ, № 23, Оборонизд, 1954.

POOR ORIGINAL

POOR ORIGINAL

В. И. ДОБАТЫН

СТУПЕНЧАТАЯ ЗАКАЛКА АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ¹

При закалке массивных изделий из алюминиевых сплавов в них возникают высокие внутренние напряжения, которые могут вызвать разрушение изделия в процессе термической обработки или при последующей механической обработке. Примером могут служить штамповки сплава АК4, предназначенные для дизельных поршней. Эти штамповки в закаленном состоянии иногда разрушались при быстром нагреве до температуры стабилизации (230°). В плоскости излома в таких случаях четко обнаруживается центр, совпадающий с центром сечения детали, и идущие от него веером линии разрушения (рис. 1). В этих штамповках наблюдалось также возникновение трещин при механической обработке.

Остаточные внутренние напряжения после закалки могут существенно сказаться на эксплуатационной стойкости деталей. Можно отметить, например, случаи разрушения при эксплуатации деталей, изготовленных из штамповок сплава АК4-1.

Известны также другие случаи разрушения поковок и штамповок из алюминиевых сплавов от высоких закалочных напряжений, не говоря уже о короблении при закалке штамповок сложной конфигурации, которое также вызывает значительные осложнения в производстве.

Для снижения внутренних напряжений и уменьшения коробления штамповок повышают температуру воды в закалочном баке. Крупные штамповки обычно закачивают в воду при 50—80°. Повышенная температура воды в закалочном баке является очень существенным элементом технологии термической обработки штамповок.

Возникает вопрос, можно ли еще более резко повысить температуру охлаждающей среды, перейдя при этом, конечно, к другим охлаждающим средам, например, расплаву солей или маслу? Имеются следующие предположения для положительного ответа на этот вопрос. При повышении температуры охлаждающей воды в пределах 20—80° не наблюдается снижения свойств изделий. Это указывает на большой запас в скорости охлаждения, достигаемой в условиях обычной закалки в воду, против необходимой для фиксации пересыщенного алюминиевого твердого раствора. Следует отметить еще тот факт, что при хорошей уловке даже в очень крупных изделиях из алюминиевых сплавов удается в центральной части получить свойства, почти не отличающиеся от свойств периферических зон. Следовательно, при обычной закалке изделий из алюминиевых сплавов мы почти не сталкиваемся с проблемой прокаливаемости, что также свидетельствует о достаточно высокой скорости охлаждения. Все это дает основание считать, что можно повысить скорость охлаждения путем дальней-

¹ В проведении работы принимали участие А. Н. Сорокин, Н. Ф. Сафонов и Р. Н. Антонова.

шего повышения температуры закалочной среды без заметного ухудшения механических свойств.

При выборе температуры охлаждающей среды в области температур искусственного старения сплава можно совместить операции закалки и старения и назвать этот процесс изотермической закалкой. Такой процесс был предложен для алюминиевых сплавов И. И. Сидориним.



Рис. 1. Штамповка, разрушившаяся после закалки ($\times 1/2$)

Несколько нам известно, его исследования применительно к листам и литым изделиям показали возможность применения изотермической закалки для изделий малых толщин и существенное снижение свойств при повышении толщины обрабатываемых изделий.

ЛАБОРАТОРНЫЕ ИССЛЕДОВАНИЯ

Для проверки возможного повышения температуры охлаждающей среды нами были проведены лабораторные опыты с образцами сплавов АК4-1 и АК6.

Образцы сечением $12 \times 12 \times 100$ мм нагревали в соляной ванне до температуры закалки в пачках по три образца. Для образцов сплава АК4-1 температура нагрева была равна 540° , выдержка — 1 час, а для сплава АК6 — 515° , выдержка 40 мин.

Затем образцы охлаждали в двух вариантах. Первый вариант предусматривал погружение образцов в охлаждающую среду и выдержку в ней в течение 5 час, с последующим охлаждением в воде. Второй вариант предусматривал ступенчатое охлаждение — сначала в охлаждающей среде переменной температуры в течение 2 мин, и затем в холодной воде. После ступенчатой обработки образцы искусственно старили по стандартным режимам. В качестве охлаждающей среды применяли: до 100° — воду, при $100-150^\circ$ — масло и выше 150° — расплавленную смесь солей ($45\% \text{ NaNO}_2$ и $55\% \text{ KNO}_3$).

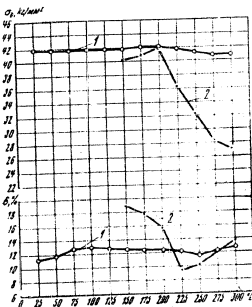


Рис. 2. Зависимость механических свойств образцов сплава АК4-1 от температуры охлаждающей среды

1 — выдержка 2 мин., затем искусственное старение; 2 — выдержка 5 час.

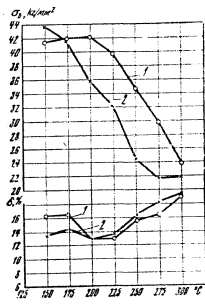


Рис. 3. Зависимость механических свойств образцов сплава АК6 от температуры закалочной среды

1 — выдержка 2 мин., затем искусственное старение; 2 — выдержка 5 час.

На рис. 2 и 3 приведены результаты опытов. На них следует, что повышение температуры охлаждающей среды до температуры искусственного старения обеспечивает получение скорости охлаждения, достаточной для сохранения механических свойств. При ступенчатом охлаждении и кратковременных выдержках в первой охлаждающей среде температура ее может быть выбрана даже выше температуры искусственного старения. Опытными по закалке образцов других сплавов установлено, что кривые изменения свойств образцов сплавов АК4 аналогичны кривым изменения свойств сплавов АК4-1, а кривые изменения свойств сплавов Д1, АМ5, АК5 аналогичны кривым сплава АК6.

На рис. 4 показано изменение свойств образцов сплава АК4-1 при ступенчатом охлаждении в зависимости от температуры охлаждающей среды и времени выдержки в ней. Методика выполнения этих опытов описана в частях от первой серии опытов тем, что образцы нагревали и охлаждали не по три штуки в пачке, а по 12 штук. Возможно, что с этим связано более заметное повышение в этом случае свойств при температурах охлаждающей среды $150-200^\circ$.

POOR ORIGINAL

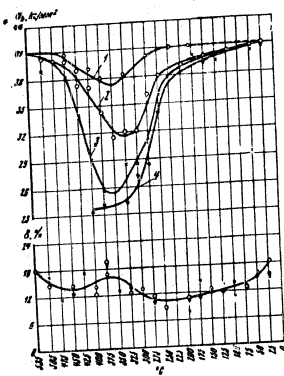


Рис. 4. Кривые разупрочнения сплава АК4-1 при ступенчатой закалке

Выдержка в расплаве солей: 1 — 1 мин.; 2 — 5 мин.; 3 — 15 мин.; 4 — 60 мин.

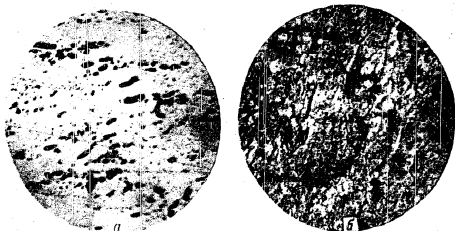


Рис. 5. Микроструктура образцов сплава АК4-1 (X 450)
а — закалка в расплаве солей при температуре 200°, б — закалка в расплаве солей при температуре 224°, время выдержки 15 мин.

Кривые изменения свойств сплава АК4-1 показывают, что к большому снижению свойств приводит выдержка при 250—450° с максимумом снижения при 350°. Можно сделать вывод, что для предотвращения распада твердого раствора и заметного снижения свойств необходимо охладить такую скорость охлаждения, чтобы сплав в указанном интервале температур находился менее минуты, а общее время охлаждения от температуры закалки до 200° (при равномерной скорости охлаждения) не превосходило бы 1,5—2 мин. или составляло бы около 3 град/сек.

Исследование микроструктуры образцов, закаленных в среде с температурой до 200°, не позволяет при увеличении оптического микроскопа обнаружить какие-либо изменения по сравнению с обычной закалкой. В структуре образцов, закаленных в среде с температурой выше 200°, были обнаружены продукты распада при времени выдержки 5 мин. и более. На рис. 5 показана микроструктура образцов сплава АК4-1, закаленного в расплаве солей при 200°. Для сравнения приведена микроструктура образца, закаленного в расплаве солей при 224° с выдержкой 15 мин.

ПРОИЗВОДСТВЕННЫЕ ОПЫТЫ

В производственных условиях были проведены опыты по нормированной и ступенчатой закалке штампового сплава АК4-1. Эти штамповки сочетают массивную ступицу и сравнительно тонкие ребра; все одной детали 150 кг. Нагрев штамповок проводили в цементной ванне обычной

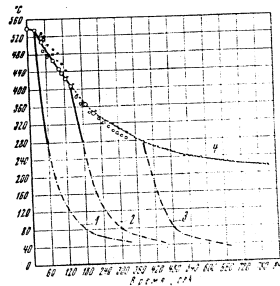


Рис. 6. Кривые охлаждения ступицы детали при закалке в расплаве солей и в воде

1 — охлаждение в воде; 2 — охлаждение в расплаве солей 2 мин. с последующим охлаждением в воде; 3 — охлаждение в расплаве солей 5 мин. с последующим охлаждением в воде; 4 — охлаждение в расплаве солей 2 часа.

составля, охлаждение — в цементной ванне состава: 45% NaNO₂, 45% KNO₃.

На рис. 6 показаны кривые охлаждения ступицы детали штамповки для ступицы закалки в воде и в расплаве солей, нагревом до 180°. Все

POOR ORIGINAL

расплавленных солей в охлаждающей ванне составил 4 м. Вес садки — 300 кг, перенос садки из охлаждающей ванны в охлаждающий расплав солей дождался около 20 сек. После погружения садки температура расплава солей поднималась до 200—210°. Для замера температуры была помещена ванна хромель-никелевая термометра диаметром 1,2 мм, помещенная в латунную трубку и запрессованная в ступенчатую часть детали на глубину 80 мм. Отсчет температуры производился по гальванометру через каждые 15 сек.

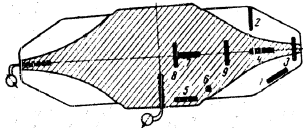


Рис. 7. Схема отбора образцов от штампков после ступенчатой и вторичной закалки (цифры указывают номера образцов)

Сравнение кривых показывает очень медленное охлаждение штампков в расплаве солей. Общее время охлаждения до 210° составило 14 мин. Скорость охлаждения в интервале температур 535—250° при закалке в воде составила около 10 град/сек, а при охлаждении в расплаве солей — около 0,7 град/сек.

Средняя скорость охлаждения может быть понижена применением ступенчатой закалки с заданным ограничением времени выдержки в расплаве солей и последующим переносом садки в воду. Кривые охлаждения при

Таблица 1

Вид закалки*	Предельная температура выдержки в расплаве	Наименование ступеньки	Зоны и номера образцов									
			перо и зев				ступенька					
			1	2	3	4	5	6	7	8		
Ступенчатая	2 мин (180—200)	$\sigma_{0,2}$, кг/мм ²	39,2	37,3	39,1	39,6	37,7	33,9	33,9	33,9	33,8	27,0
		$\sigma_{0,01}$, кг/мм ²	13,0	11,6	9,2	12,0	11,2	9,4	11,5	10,4	10,1	11,3
		δ , %	10,0	9,8	9,8	9,8	9,7	9,9	9,7	9,7	9,5	9,5
Изотермическая	5 мин (180—200)	$\sigma_{0,2}$, кг/мм ²	28,0	27,8	28,0	27,9	27,7	27,7	27,7	27,7	27,7	27,7
		$\sigma_{0,01}$, кг/мм ²	11,3	9,6	8,0	12,3	11,4	11,1	11,1	11,1	11,1	11,1
		δ , %	12,4	11,8	10,5	11,2	10,1	10,7	10,7	10,3	9,3	8,8
Надплавленная	1 мин	$\sigma_{0,2}$, кг/мм ²	31,6	31,4	31,4	31,4	31,4	31,4	31,4	31,4	31,4	31,4
		$\sigma_{0,01}$, кг/мм ²	12,8	10,0	7,0	10,3	8,7	9,8	12,2	12,5	9,5	
		δ , %										

* Вспышка в зоне пера и зева.
 ** Образцы после ступенчатой и изотермической закалки подвергались разрушающему старению при температуре 500°.

ступенчатой закалке также приведены на рис. 6. Кривая охлаждения в этом случае состоит из двух частей: первая часть идет по кривой охлаждения в расплаве солей, а вторая — подобно кривой охлаждения в воде. Уменьшение внутренних напряжений при ступенчатой закалке достигается тем, что интенсивное охлаждение изделия в воде начинается не при температуре закалки, а при 300—400°.

На рис. 7 показана схема отбора образцов от штампков, а в табл. 1 приведены результаты определения механических свойств после изотермической, ступенчатой и обычной закалки.

Сравнение свойств указывает на заметное снижение прочности штампков, охлажденных в расплаве солей. Снижение предела прочности ступенчатой закалке доходит до 3—5 кг/мм², а предела текучести — до 8 кг/мм². При ступенчатой закалке с выдержкой в расплаве солей снижение предела прочности и предела текучести значительно меньше: свойства штампков здесь оказываются равномерными по всему объему. Все же по отдельным зонам снижение предела прочности и предела текучести по сравнению с закалкой в воду достигает 3 кг/мм².

Оценивая снижение свойств штампков, следует иметь в виду, что величина внутренних напряжений и их при обычной закалке, как показала проведенные ранее исследования, достигает 25 кг/мм². Поэтому обнаруженное снижение свойств при ступенчатой закалке может быть с избытком компенсировано уменьшением внутренних напряжений.

ОПЫТ СЕРИЙНОГО ВНЕДРЕНИЯ СТУПЕНЧАТОЙ ЗАКАЛКИ

В связи с большим количеством случаев разрушения штампков некоторыми типами при их механической обработке было принято, по соображениям экономии, решение о применении для них ступенчатой закалки с последующим гарантируемым

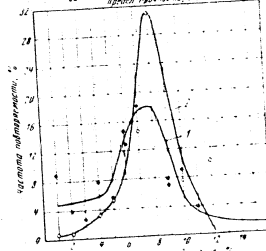
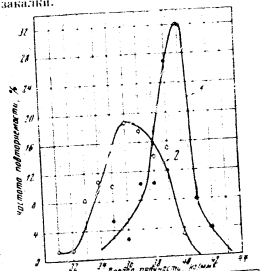


Рис. 8. Уровень однородности механических свойств штампков после обычной и ступенчатой закалки.
 1 — обычная закалка с выдержкой 28 мин при 200°; 2 — ступенчатая закалка с выдержкой 2 мин при 200°.

POOR ORIGINAL

штамповки поставляются закаленными и стабилизированными при 230—240°.

Для охлаждения этих штамповок была сооружена ванна с внутренним обогревом (предназначенным для первоначального нагрева расплава солей) емкостью 7 м. центри.

Вес садки был принят равным 0,5—0,7 т. Технологию ступенчатой закалки штамповок предусматривала погружение садки в расплав солей при 180—200° и равномерное перемещение садки при помощи крана в течение 2 мин. Затем садка переносилась в воду, нагретую до 50—60°. Температура расплава солей в процессе охлаждения в нем садки не превышала 230°.

Опыт работы показал, что при ступенчатой закалке пользование результатами испытания секторов штамповки, термически обработанных вместе с садкой, приводит к некоторым погрешностям. Надежные результаты, полученные путем разрезки и испытания целой штамповки. Такие результаты серийных испытаний показаны на рис. 8 в сравнении с результатами испытания штамповок после обычной закалки. Количество испытаний извлекло, но все же кривая дает представление об общем уровне и разбросе свойств. Ступенчатая закалка обусловила снижение предела прочности примерно на 3 кг/мм² при повышении относительного удлинения на 1%. Исследованиям микроструктуры штамповок в оптическом микроскопе не обнаружена разница в структуре после ступенчатой и обычной закалки.

В процессе термической обработки с применением ступенчатой закалки не было ни одного случая разрушения штамповок.

ОБСУЖДЕНИЕ РЕЗУЛЬТАТОВ

Анализ лабораторных и производственных исследований приводит к заключению, что снижение свойств крупных штамповок при изотермической и ступенчатой закалке определяется главным образом перегревом слоев расплава, прилегающих к поверхности штамповок. Температура охлаждающей среды 180—200° сама по себе недостаточна, чтобы обеспечить высокую скорость охлаждения штамповок. Высокая теплопроводность алюминия по сечению и хорошую прокалываемость штамповок. Трудность заключается в том, чтобы то большое количество тепла, которое переходит в прилегающие к штамповкам слои расплава солей, рассеивать по всему объему ванны. Для этого прежде всего необходимо, чтобы объем ванны по сравнению с весом садки был достаточно велик.

Теплоемкость соли почти такая же, как теплоемкость алюминия. Простые расчеты показывают, что если ограничить повышение температуры расплава солей двадцатью градусами (начальная температура 180°, конечная 200°), то вес расплава должен быть в 17 раз больше веса садки. При этом предполагается равномерное рассеивание тепла по всему объему ванны. В действительности же вблизи штамповок температура расплава повышается больше, чем на 20°, так как естественный конвективный теплообмен в центре недостаточен для быстрого рассеивания тепла по всей ванне. Это создает условия, при которых штамповка длительное время может находиться в наиболее опасном для потери свойств интервале температур (250—450°). Необходимо, следовательно, создать интенсивное принудительное перемешивание расплава солей.

Для проверки возможного повышения скорости охлаждения массивных штамповок при интенсивном перемешивании расплава солей были проведены новые опыты со штамповками. В ванну с расплавом солей

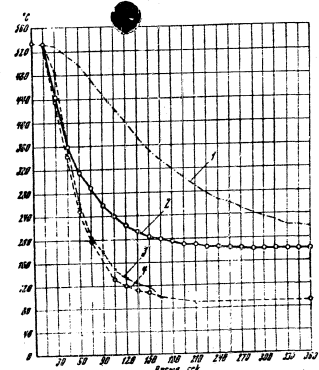


Рис. 9. Кривые охлаждения штамповок при закалке в воду (90°) и в расплаве солей, перемешиваемый сжатым воздухом (180°). 1 — ступня (охлаждение в расплаве солей); 2 — диск (охлаждение в расплаве солей); 3 — ступня (охлаждение в воде, 4 — диск (охлаждение в воде).

Таблица 2
Механические свойства штамповок после термической обработки

Термическая обработка штамповок	Наименование свойств	Объем и номера образцов							
		диск			ступня				
		1	2	3	4	5	6	7	
Закалка в расплаве солей (180°) с выдержкой 10 мин., охлаждение на воздухе, затем старение при 190°, 10 час.	σ_b , кг/мм ²	42,3	40,9	40,8	42,0	38,3	39,4	44,0	39,2
	$\sigma_{0,2}$, кг/мм ²	33,5	31,2	31,2	32,1	33,0	29,6	29,8	29,1
	δ , %	12,4	8,8	8,4	15,6	6,4	9,5	10,4	10,9
Закалка в расплаве солей (180°) с выдержкой 2 мин., перенос в воду, затем старение при 190°, 10 час.	σ_b , кг/мм ²	43,4	41,6	42,0	41,1	40,8	39,6	39,9	39,8
	$\sigma_{0,2}$, кг/мм ²	35,1	32,2	31,1	31,4	33,0	30,9	29,1	28,0
	δ , %	12,0	10,3	11,2	13,1	10,8	9,3	10,6	13,2

17. Диск 10-10-10 мм

257

POOR ORIGINAL

по двум трубам, опущенным на дно, вводили сыпчатый воздух с равномерным выходом его по всей длине ванны через отверстия диаметром 7 мм. Перемешивание расплава солей сыпчатым воздухом начинали перемешиванием садки и продолжали до ее охлаждения или переноса в воду. Штампочки подвергали закалке по одной штуке весом 150 кг в корзине

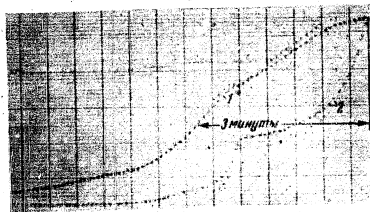
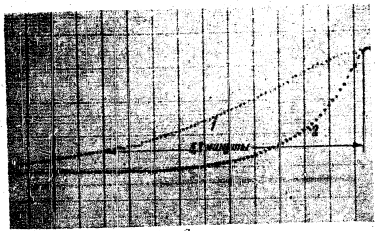


Рис. 10. Записи температур при охлаждении штампочек
а — изотермическая закалка; б — ступенчатая закалка; 1 — ступица; 2 — диск

весом около 150 кг. В штампочку, как показано на рис. 7, были записаны термометры, подсоединенные к автоматическому электронному потенциометру ЭИП-09. Скорость движения ленты составляла 40 мм/мин. На рис. 9 показаны кривые охлаждения ступицы и диска штампочки после погружения в расплав солей, нагретый до 180° и перемешиваемый сыпчатым воздухом. Для сравнения на этом же рисунке показаны кривые охлаждения штампочки при закалке ее в воду, нагретую до 30°. На рис. 10 даны фотоснимки автоматической записи температур в процессе охлаждения штампочек при изотермической и ступенчатой закалке. Скорость охлаждения ступенчатой части и внутренней температуры 535—250° при изотермической закалке составила 1 град/сек и при ступенчатой —

почти 2 град/сек. Таким образом, в результате перемешивания ванны сыпчатым воздухом скорость охлаждения заметно повысилась. Соответственно повысились и механические свойства штампочек.

В табл. 2 даны результаты испытания штампочек, кривые охлаждения которых показаны на рис. 10. Первая штампочка находилась в расплаве солей 10 мин., вторая — 2 мин. и затем была погружена в воду. Обе штампочки были подвергнуты искусственному старению при температуре 180° в течение 10 час.

Как видно из табл. 2, при ступенчатой закалке с выдержкой в расплаве солей 2 мин. и с искусственным перемешиванием расплава сыпчатым воздухом свойства штампочек близки к свойствам, получаемым при закалке в воду.

ВЫВОДЫ

1. Для некоторых массивных и сложных штампочек алюминиевых сплавов с целью снижения в них внутренних напряжений целесообразно применение ступенчатой закалки с использованием в качестве первой ступени охлаждения расплава солей при 190—180°. Необходимо при этом учитывать возможное снижение предела прочности на 2—3 к. мм.
2. Главными условиями, обеспечивающими качество ступенчатой закалки, являются:
 - большое (по крайней мере двадцатикратное) отношение веса расплавленных солей к весу садки;
 - интенсивное принудительное перемешивание расплава солей.
3. Полученные при лабораторном и производственном исследовании материалы приводят к заключению, что при обработке техники перемешиванием расплава солей ступенчатую и изотермическую закалку массивных штампочек можно осуществлять без значительного снижения их свойств.

POOR ORIGINAL

STAT

Page Denied

Next 22 Page(s) In Document Denied

ЧАСТЬ V

АЛЮМИНИЙ И ЕГО ВАЖНЕЙШИЕ СПЛАВЫ

Алюминий — химический элемент третьей группы периодической системы Д. И. Менделеева с порядковым номером 13 и атомным весом 26, 97. Получены искусственные радиоактивные изотопы алюминия с массовыми числами 25, 26, 28 и 29 с периодом полураспада от 6 сек. до 6,7 мин.

Алюминий отличается высокой электропроводностью, теплопроводностью, коррозионной стойкостью и малым удельным весом и отлично обрабатывается давлением в холодном и горячем состоянии. Он применяется в электротехнике для проводников тока, в пищевой и электротехнической промышленности (фольга), для термозоляции, в пиротехнике и алюминотермии (порошок).

Сплавы на основе алюминия благодаря своей прочности и малому удельному весу особенно широко применяются в авиапромышленности, а также для изготовления предметов широкого потребления.

ВЛИЯНИЕ ПРИМЕСЕЙ И ГАЗОВ

Чистота алюминия имеет важное значение, так как примеси оказывают значительное влияние на электрические, коррозионные и технологические свойства технического алюминия. На рис. 414-416 показано влияние примесей и добавок на электропроводность и теплопроводность алюминия.

Железо наряду с кремнием является основной примесью в торговых сортах алюминия.

Диаграмма состояния системы алюминий — железо показана на рис. 417.

Из диаграммы видно, что железо незначительно растворяется в алюминии в твердом состоянии. При температуре эвтектики (655°) растворимость железа достигает 0,052% и с понижением температуры граница твердого раствора α резко сдвигается в сторону алюминия. Железо в алюминии присутствует в виде самостоятельной фазы Al₃Fe.

(24)

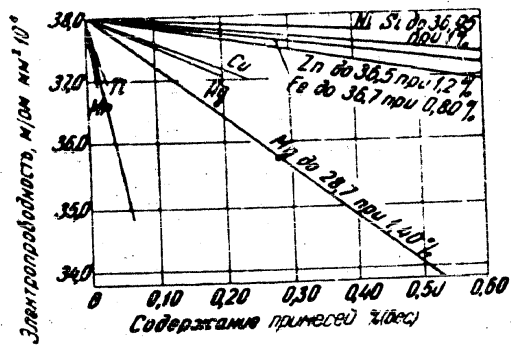


Рис. 414. Влияние примесей на электропроводность алюминия

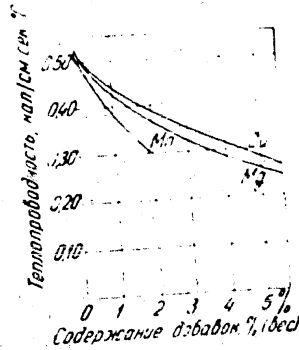


Рис. 416. Влияние добавок на теплопроводность алюминия

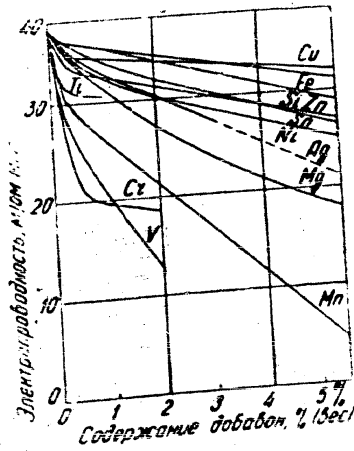


Рис. 415. Влияние добавок на электропроводность алюминия

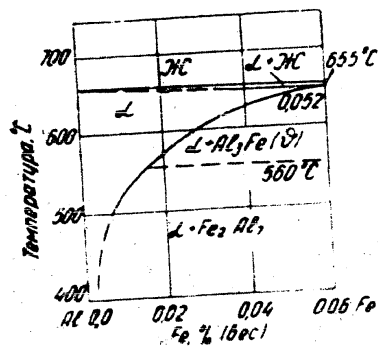


Рис. 417. Диаграмма состояния системы алюминий — железо (сторона алюминия). Граница растворимости железа в алюминии в твердом состоянии

Железо является вредной примесью в алюминии, а также в сплавах алюминия с кремнием и магнием. Оно снижает коррозионную стойкость алюминия и заметно уменьшает его электропроводность и пластичность, но несколько повышает прочность. Однако в жаропрочных алюминиевых сплавах железо (в сочетании с никелем) является полезным.

Кремний является обычной примесью в алюминии. В сплавах на алюминиевой основе кремний наряду с медью, магнием, цинком, а также марганцем, никелем и хромом вводится в качестве основного компонента. Образующиеся при этом соединения CuAl_2 , Mg_2Si , CuMgAl_2 и др. являются эффективными упрочнителями алюминиевых сплавов.

Диаграмма состояния алюминий-кремний показана на рис. 418.

Из диаграммы видно, что кремний растворяется в алюминии при температуре эвтектики 577° до 1,65%. С понижением температуры область твердого раствора α резко уменьшается. На механические и физико-химические свойства алюминия кремний влияет так же, как и железо.

Примеси кальция и другие, присутствующие в стандартных марках алюминия в ничтожном количестве, не имеют практического значения. Незначительные добавки цезия, натрия и титана оказывают существенное влияние на структуру и свойства определенных алюминиевых сплавов.

Водород значительно растворим, особенно в расплавленном алюминии (см. далее табл. 433). Он оказывает отрицательное влияние, так как вызывает брак литья по пористости.

Водяной пар, диссоциирующий при температуре 500° и выше, также оказывает на алюминий вредное действие.

Азот, окись углерода, углекислый и сернистый газы при высоких температурах могут вступать в реакцию с алюминием с образованием тугоплавких соединений.

Кислород энергично реагирует с алюминием с образованием амфотерного тугоплавкого окисла Al_2O_3 .

Алюминий активно реагирует с галогенами.

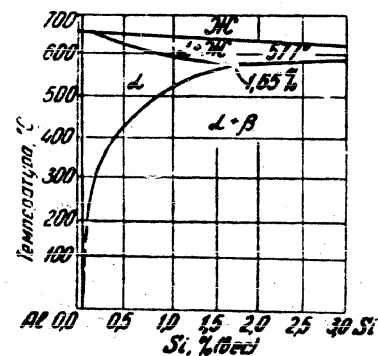


Рис. 418. Диаграмма состояния системы алюминий — кремний. Сторона алюминия. Граница растворимости кремния в алюминии в твердом состоянии

КОРРОЗИОННЫЕ СВОЙСТВА АЛЮМИНИЯ

Алюминий и его сплавы характерны высокой коррозионной стойкостью в атмосферных условиях как сельской местности, так и городских промышленных районов.

Сернистый газ, сероводород, аммиак и другие газы, находящиеся в воздухе промышленных районов, не оказывают заметного влияния на скорость коррозии алюминия и его сплавов. Алюминий практически не корродирует в дистиллированной и чистой пресной (естественной) воде даже при высоких температурах (до 180°). Действие пара на алюминий и его сплавы также незначительно.

Вода, содержащая примеси щелочей, резко повышает скорость коррозии алюминия. Скорость коррозии алюминия при комнатной температуре в аэрированной воде, содержащей 0,1% едкого натра, равна ~ 16 мм/год, 0,1% соляной кислоты — ~ 1 мм/год и 1% соды — 4 мм/год.

Алюминий и его сплавы, не содержащие меди, достаточно стойки в естественной (не загрязненной) морской воде. На этих сплавах обычно наблюдается точечная коррозия, а потому устойчивость алюминия и его сплавов в морской воде определяется не по изменению веса образцов и не по скорости проникновения коррозии, а по изменению механических свойств этих сплавов. Сернокислые нейтральные соли магния, натрия, аммония, а также гипосульфит практически не действуют на технический алюминий. Скорость коррозии алюминия возрастает в присутствии в воде солей ртути, меди или ионов хлора, разрушающих защитную окисную пленку на алюминии.

Кислые рудничные воды являются довольно агрессивными, однако стальные или оцинкованные трубы в этих условиях корродируют значительно быстрее, чем алюминиевые. Минеральные кислоты сильно действуют на алюминий и его сплавы.

Однако в концентрированной азотной кислоте при комнатной температуре алюминий и его сплавы устойчивы, быстро разрушаясь в разбавленных кислотах (рис. 419).

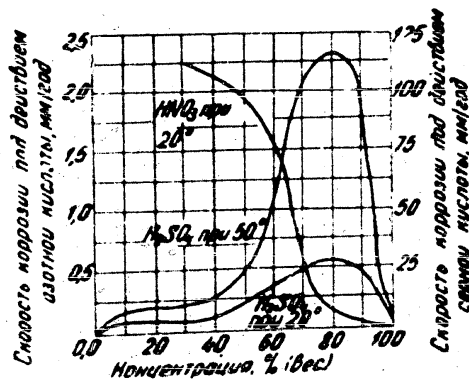


Рис. 419. Зависимость скорости коррозии чистого алюминия в азотной и серной кислотах от концентрации и температуры

(27)

Слабые растворы серной кислоты, концентрацией до 10%, при комнатной температуре незначительно влияют на технический алюминий, но с повышением концентрации и температуры скорость коррозии резко возрастает (см. рис. 419). В 100%-ной серной кислоте алюминий практически устойчив. Соляная кислота быстро разрушает алюминий и его сплавы, особенно с повышением температуры. Такое же действие на алюминий оказывают растворы плавиковой и бромистоводородной кислот. Слабые растворы фосфорной (менее 1%), хромовой (до 10%) и борной кислоты (при всех концентрациях) на алюминий и его сплавы действуют незначительно. Органические кислоты: уксусная, масляная, лимонная, винная, пропионовая, яблочная, глюконовая, а также кислые (незагрязненные) фруктовые соки, вино оказывают слабое влияние на алюминий и его сплавы. Исключением являются: щавелевая, муравьиная и другие кислоты.

Алюминий и его сплавы быстро разрушаются в растворах едких щелочей, однако в растворах аммиака эти сплавы довольно стойки, особенно сплавы, содержащие магний. Амины также незначительно действуют на эти сплавы.

Следует отметить, что алюминий и однофазные сплавы на алюминиевой основе более стойки в коррозионном отношении, чем сплавы двухфазные и многофазные. Алюминиевомедные сплавы с грубыми выделениями $Al_2Cu(\beta)$ корродируют быстрее, так как потенциал растворения этого соединения отличается от потенциала твердого раствора. Однако алюминиевомарганцевые сплавы в присутствии фазы Al_6Mn весьма устойчивы, так как потенциал этого соединения и основного твердого раствора очень близки. Алюминий в контакте с большинством технических металлов и сплавов, являющихся более благородными по ряду напряжений (см. далее табл. 438), будет служить анодом, и, следовательно, коррозия его в электролитах будет прогрессировать.

В морской воде или в растворе хлористого натрия коррозия алюминия в контакте с обычной сталью будет ускоряться, также как и в контакте с нержавеющей сталью, но несколько в меньшей степени. Однако в некоторых растворах наблюдается обратное явление. При контакте алюминия с цинком в щелочных растворах скорость коррозии алюминия увеличивается, а в кислых или нейтральных растворах вследствие перераспределения потенциалов произойдет преимущественное разрушение цинка.

АЛЮМИНИЙ ТЕХНИЧЕСКИЙ

Свойства и химический состав алюминия технического см. табл. 374—379.

(28)

Химический состав первичного алюминия в чушках по ГОСТ 3549--47

Таблица 374

Марка	Алюминий, % не менее	Примесей, %, не более						Маркировка	Применение
		Fe	Si	Cu	Fe+Si	Fe+Si+Cu	всего		
АВ1	99,90	0,06	0,06	0,005	0,095	—	0,10	Одна полоса голубого цвета	Для электролитических конденсаторов, химической аппаратуры и других специальных целей
АВ2	99,85	0,10	0,08	0,008	0,142	—	0,15	Две полосы голубого цвета	
А00	99,7	0,16	0,16	0,01	0,26	—	0,30	Одна полоса белого цвета	Для кабельных и токопроводящих изделий, фольги, особых случаев плакировки, алюминиевых сплавов специального назначения и химической промышленности
А0	99,6	0,25	0,20	0,01	0,36	—	0,40	Две полосы белого цвета	
А1	99,5	0,30	0,30	0,015	0,45	—	0,50	Одна полоса красного цвета	Для токопроводящих изделий, алюминиевых сплавов, фольги, пудры, плакировки и посуды для варки пищи
А2	99,0	0,50	0,50	0,02	0,90	—	1,0	Две полосы красного цвета	Для токопроводящих изделий, посуды, различных сплавов и специальных лигатур
А3	98,0	1,1	1,0	0,05	1,80	—	2,0	Три полосы красного цвета	Для алюминотермич. изделий широкого потребления, лигатур и подшихтовки алюминиевых сплавов
АВ001	99,99	0,0035	0,0025	0,005	—	0,01	—	—	По ЦМТУ 2013 -17. Алюминий высокой чистоты для исследовательских и других специальных целей
АВ00	99,97	0,015	0,015	0,005	—	0,03	—	—	
АВ0	99,95	0,03	0,03	0,005	—	0,05	—	—	
АВ4	99,97	0,015	0,015	0,01	—	0,03	—	—	По ЦМТУ 2025 -48. Для исследовательских и других специальных целей и фольги
АВ5	99,88	0,05	0,05	0,03	—	0,12	—	—	

Примечания: 1. Методы химического анализа по ГОСТ 2550-48.
2. Методы спектрального анализа по ГОСТ 3221-56.

Алюминий технический

427

Таблица 375

Физические и механические свойства алюминия

Наименование	Значение	Примечания
Температура плавления, °C	658,7	
Плотность:		
при 20°, г/см ³	2,7	
» 700°	2,37	
Скрытая теплота плавления, кал/г	93	
Увеличение объема при плавлении, %	6,5	
Удельная теплоемкость при 20°		
кал/г · °C	0,222	
Теплопроводность, кал/см · сек · °C:		
при 20°	0,52	
» 700°	0,22	
Коэффициент линейного расширения, мм, при:		
20—100°	23,8 · 10 ⁻⁶	
200—300°	27,5 · 10 ⁻⁶	
500—600°	33,5 · 10 ⁻⁶	
Электросопротивление (99,5% Al) при 20°	0,027—0,030	
ом · мм ² /м		
Температурный коэффициент электросопротивления	0,0042	
Модуль нормальной упругости при 20°, кг/мм ²	7200	
Модуль нормальной упругости при 200°		
кг/мм ²	5500	
Модуль сдвига при 20°, кг/мм ²	2760	
Модуль сжатия, (кг/мм ²) ⁻¹	0,134 · 10 ⁻³	Отожженный
Коэффициент Пуассона	0,33	То же
Предел прочности при растяжении, кг/мм ²	8	»
То же	15	Деформированный
Предел упругости, кг/мм ²	3—4	Отожженный
Предел текучести, кг/мм ²	5—8	То же
То же	12	Деформированный
Предел усталости (500 × 10 ⁶ циклов), кг/мм ²	4	Отожженный
То же	5	Деформированный
Предел ползучести, кг/мм ² , при:		
15°	5	
100°	2,7	
200°	0,7	
Предел прочности при срезе, кг/мм ²	6	Отожженный
То же	10	Деформированный
Относительное удлинение, %	30—40	Отожженный
То же	5—10	Деформированный
Относительное сужение, %	70—90	Отожженный
То же	50—60	Деформированный
Ударная вязкость при 20°, кгм/см ²	14	Литой
Твердость по Бринеллю, кг/мм ²	20	То же
То же	25	Отожженный
»	30—35	Деформированный

(30)

424

Алюминий и его важнейшие сплавы

Таблица 376

Технологические свойства и режимы обработки алюминия

Наименование	Значение	Примечание
Температура, °С:		
литья	710—730	
горячей обработки	350—450	
отжига	370—400	
отпуска	150	
Линейная усадка, %	1,7	
Допускаемая деформация (холодная и горячая), %	75—90	
Начало рекристаллизации, °С	150	
Жидкотекучесть, см	38	
Температура изложницы, °С	50—70	
Смазка	Мел	
Рафинирующий флюс	Хлористый цинк	
Методы рафинирования	1) Замораживание 2) Продувка хлором	

Таблица 377

Механические свойства алюминия различной чистоты

Состояние материала	Содержание алюминия, %	Предел прочности при растяжении, кг.мм ²	Предел текучести при растяжении, кг.мм ²	Относительное удлинение, %	Твердость по Бринеллю, кг.мм ²
Литой в землю	99,996	5	—	45	13—15
То же	99,5	7,5	—	29	20
»	99,0	8,5	—	20	25
»	99,0	9	—	25	25
Литой в кокиль					
Деформированный и отожженный	99,0	9	3	30	25
Деформированный	99,0	14	10	12	32
Литой в землю	98,0	9	3,5	12,5	28

Таблица 379

Механические свойства технического алюминия при низких температурах

Наименование	Температура, °С	Предел прочности при растяжении, кг.мм ²	Относительное удлинение, %	Относительное сужение, %
Прутки диаметром 10 мм	17	12	29	70
То же	-185	21	42	75
»	-253	35	45	80
»	20	34,4	32	72
Деформированный на 93%	-185	44,3	25	70
То же				

(3)

Алюминий технический

429

Таблица 378

Механические свойства важнейших полуфабрикатов из технического алюминия

Марка	Наименование и состояние материала	Предел прочности при растяжении кг.мм ² не более	Относительное удлинение, % не менее	Примечание
АД и АД1	Прутки прессованные мягкие	11	25	ГОСТ 4783—49 ГОСТ 4773—49
	Трубы твердые холоднотянутые с толщиной стенки, мм: до 2	>11	4	
	2,5—5 Трубы мягкие всех размеров	>10 12	5 20	
А0 и А1	Листы и ленты мягкие толщиной, мм: 0,3—0,9	7,0	30	ОСТ ЦМ 403—40 ГОСТ 1018—54
	1,0—10,0	7,0	28	
	Листы и ленты твердые толщиной, мм: 0,3—0,9	15	3	
	1,0—3,5	14,5	3,5	
	4,0—10,0	12,5	5,0	
	Ленты мягкие	>7,5	20	
	Ленты твердые толщиной, мм: 0,30	10—15	2,5	
0,35	12—15	3,0		
А1 и А2	Проволока для заклепок мягкая	9	17	ГОСТ 770—41
	Проволока для электротехнических целей: твердая диам. 0,8—1,0 мм	16,5	1,0	ГОСТ 6132—52
	мягкая 0,8—1,0 мм	7,5	10	
	твердая диам. 1,01—1,50 мм	16	1,2	
	твердая 1,51—3,0	16	1,5	
	мягкая 1,51—2,0	7,5	12	
	мягкая 2,01—3,0	7,5	15	
	твердая 3,01—4,00	15	1,5	
	твердая 4,01—5,00	15	2,0	
	мягкая 3,01—5,00	7,5	18	

Примечание. Удельное электросопротивление при 20° не более 0,0295 ом·мм²/м

(32)

Зависимость механических свойств алюминия технического от степени деформации и температуры отжига показано на рис. 420—424.

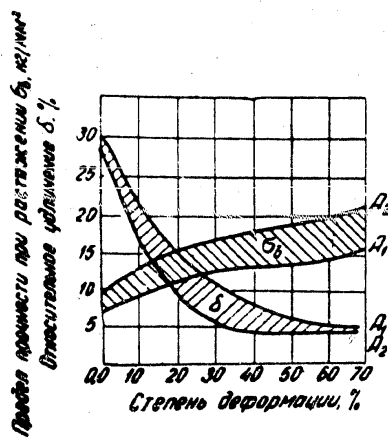


Рис. 420. Зависимость механических свойств алюминия марок А1 и А2 от степени деформации. Исходный материал: полосы мягкие толщиной 2 мм

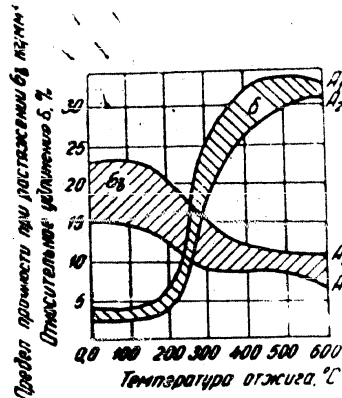


Рис. 421. Зависимость механических свойств алюминия марок А1 и А2 от температуры отжига. Исходный материал: полосы твердые толщиной 2 мм

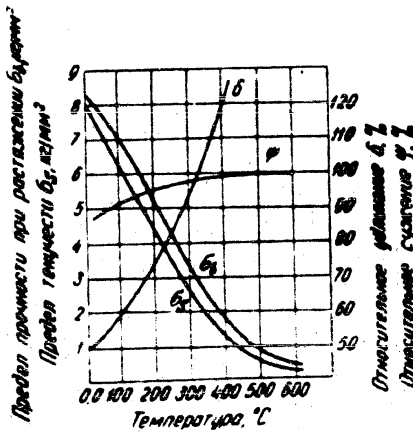


Рис. 422. Изменение механических свойств алюминия (99,57% Al, 0,22% Si, 0,21% Fe) при высоких температурах. Исходный материал: прутки diam. 28 мм, отожженные при 550° 6 час.

Алюминиевые сплавы, обрабатываемые давлением

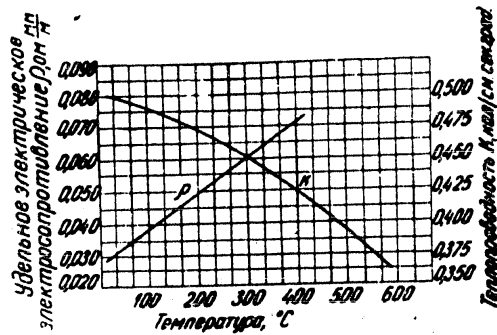


Рис. 423. Изменение удельного электрического сопротивления и теплопроводности алюминия при высоких температурах

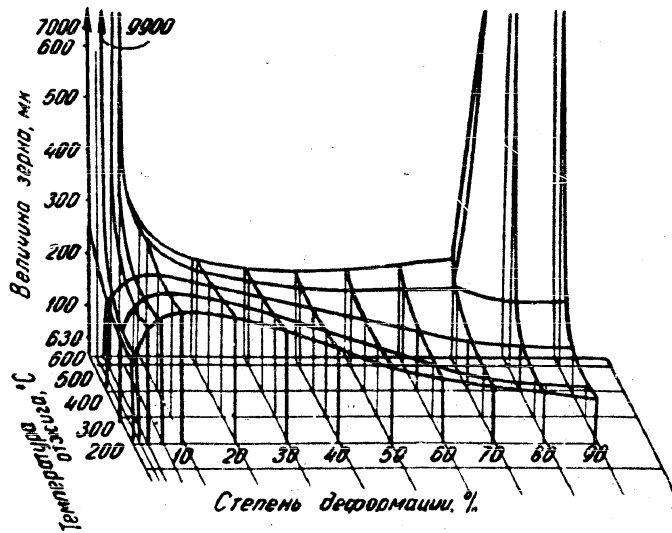


Рис. 424. Диаграмма рекристаллизации алюминия

АЛЮМИНИЕВЫЕ СПЛАВЫ, ОБРАБАТЫВАЕМЫЕ ДАВЛЕНИЕМ

Химический состав и свойства алюминиевых сплавов, обрабатываемых давлением, см. табл. 380—383.

(34)

Таблица 880

Химический состав деформируемых алюминиевых сплавов по ГОСТ 4784-49

Марка сплава	Основные компоненты, %							Al
	Cu	Mg	Mn	Ni	Fe	Si	Zn	
АД	—	—	—	—	—	—	—	98,8
АДП	—	—	—	—	—	—	—	99,8
АМг	—	—	1,0—1,6	—	—	—	—	Остальное
АМг	2,0—2,8	—	0,15—0,35 или хрома в том же количестве	—	—	—	—	—
АМг5П	—	4,7—5,7	0,2—0,6	—	—	—	—	—
ДП	3,8—4,8	0,4—0,8	0,4—0,8	—	—	—	—	—
Д6	4,6—5,2	0,65—1,0	0,5—1,0	—	—	—	—	—
Д7	3,0—4,0	0,25—0,5	0,25—0,5	—	—	—	—	—
Д6	3,8—4,9	1,2—1,8	0,3—0,9	—	—	—	—	—
ДП	3,8—4,5	0,4—0,8	0,4—0,8	—	—	—	—	—
Д3П	2,6—3,5	0,3—0,7	0,3—0,7	—	—	—	—	—
Д6П	3,8—4,5	1,2—1,6	0,3—0,7	—	—	—	—	—
Д8П	2,2—3,0	0,2—0,5	—	—	—	—	—	—
ДВ	0,2—0,6	0,45—0,9	0,15—0,35 или хрома в том же количестве	—	—	0,5—1,2	—	—
АК	—	—	—	—	—	4,5—6,0	—	—
АК2	3,5—4,5	0,4—0,8	—	1,8—2,3	0,5—1,0	0,5—1,0	—	—
АК4	1,9—2,5	1,4—1,8	—	1,0—1,5	1,1—1,6	0,5—1,2	—	—
АК11	1,9—2,5	1,4—1,8	—	1,0—1,5	1,1—1,6	—	Титан 0,02—0,1	—
АК6	1,8—2,6	0,4—0,8	0,4—0,8	—	—	0,7—1,2	—	—
АК8	3,9—4,8	0,4—0,8	0,4—1,0	—	—	0,6—1,2	—	—
АДТ	—	0,5—0,9	—	—	0,2—0,5	0,8—1,0	—	—
Д12	—	0,8—1,3	0,0—1,4	—	—	—	—	—
Д95	1,4—2,0	1,8—2,8	0,2—0,6	—	—	—	5—7	—

(85)

POOR ORIGINAL

Продолжение табл. 320

Марка сплава	Примесей, %, не более										Применение	
	Fe	Si	Fe+Si	Cu	Mn	Ni	Zn	Fe-Ni	Mg	прочие примеси		сумма примесей
АД	0,5	0,55	1,0	0,1	0,1	—	0,1	—	0,1	0,1	1,2	Трубы, прутки
АД1	0,3	0,35	0,6	0,05	—	—	—	—	—	0,1	0,7	Трубы, прутки
АМц	0,7	0,6	—	0,2	—	—	0,1	—	0,05	0,1	1,75	Трубы, прутки, листы, профили, проволока, поковки, штамповки
АМг	0,4	0,4	0,6	0,1	—	—	—	—	—	0,1	0,8	Трубы, прутки, листы, профили, проволока, поковки и штамповки
АМг5П	0,4	0,4	0,6	0,2	—	—	—	—	—	0,1	1,1	Трубы, прутки, листы, профили, проволока, поковки и штамповки
Д1	0,7	0,7	—	—	—	0,1	0,3	0,7	—	0,1	1,8	Листы, профили, проволока
Д6	0,5	0,5	—	—	—	0,1	0,3	—	—	0,1	1,5	Листы плакированные, трубы, прутки, профили, проволока, поковки
Д7	0,8	0,8	—	—	—	0,1	0,3	0,8	—	0,1	2,0	Листы плакированные, трубы, прутки, профили, проволока, поковки
Д16	0,5	0,5	—	—	—	0,1	0,3	—	—	0,1	1,5	Трубы, прутки, листы, профили
Д1П	0,5	0,5	—	—	—	—	0,1	—	—	0,1	1,2	Листы плакированные, трубы, прутки, профили, проволока
Д3П	0,5	0,5	—	—	—	—	—	—	—	0,1	1,1	Проволока и заклепки
Д16П	0,5	0,5	—	—	—	—	0,1	—	—	0,1	1,2	Проволока и заклепки
Д18П	0,5	0,5	—	—	0,2	—	0,1	—	—	0,1	1,4	Трубы, прутки, листы, профили, проволока, поковки и штамповки
АВ	0,5	—	—	—	—	—	0,2	—	—	0,1	0,8	Проволока, поковки и штамповки
АК	0,6	—	—	0,2	—	—	0,1 (цинк и олово)	—	—	—	0,9	Проволока для сварки
АК2	—	—	—	—	0,2	—	0,3	—	—	0,1	0,6	Прутки, поковки и штамповки
АК4	—	—	—	—	0,2	—	0,3	—	—	0,1	0,6	Прутки, поковки, штамповки
АК4-1	—	0,35	—	—	0,2	—	0,3	—	—	0,1	0,95	Прутки, поковки и штамповки
АК6	0,7	—	—	—	—	0,1	0,3	0,7	—	0,1	1,1	Прутки, поковки и штамповки
АК8	0,7	—	—	—	—	0,1	0,3	—	—	0,1	1,2	Прутки, поковки и штамповки
АЛд	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	Прутки, листы, профили
Д12	0,7	0,7	—	0,1	—	—	—	—	—	0,1	1,6	—

(36)

Примечания: 1. Сплав марки АМц в случае применения для заклепочной проволоки не должен содержать цинка.
 2. Сплав марки АМг в случае применения для сварочной проволоки может содержать железа и кремния не более 0,0 % каждого.
 3. Сплав марки АВ по требованию потребителя может поставляться с содержанием меди не более 0,1 % каждого или же с содержанием меди от 0 до 0,5% и марганца (или хрома) от 0 до 0,2%.

Алюминиевые сплавы, обработанные давлением

POOR ORIGINAL

Таблица 381

Физические и механические свойства деформируемых алюминиевых сплавов

Марка сплава	Состояние материала	Плотность, г/см ³	Коэффициент линейного рас. ширения α × 10 ⁶			Коэффициент теплопроводности, ккал/м·сек·°С	Степень электропроводности, %	Модуль нормальной упругости, кг/м.м ²	Модуль сдвига, кг/м.м ²	Коэффициент Пуассона	Предел прочности при растяжении, кг/м.м ²	Предел текучести, кг/м.м ²	Предел усталости при 5 · 10 ⁷ циклов, кг/м.м ²	Относительное удлинение, %	Относительное сужение, %	Твердость по Бринеллю, кг/мм ²
			20-100	20-30	20-200											
А	Отожженный	2,71	24	24,8	25,9	0,54	59	7200	2700	0,33	9	3	4	30		25
	Нагартованный					0,52	57	7200	2700	0,33	14	10	5	12		32
АМц	Отожженный	2,73	24	24,8	25,9	0,45	50	7200	2700	0,33	13	5	5,5	20	70	30
	Нагартованный					0,38	—	7200	2700	0,33	16	13	6,5	10	55	40
АМг	Отожженный	2,67	23,4	24,5	25,4	0,3	40	7200	2700	0,33	20	10	12,5	23		45
	Нагартованный					0,3	40	7200	2700	0,33	25	21	13,5	6		60
АМг5	Отожженный	2,65	23,9	24,8	25,9	0,28	29	7200	2700	0,33	27	15	—	23		70
(59)	Звзданный и естественно состаренный					0,28	30	7200	2700	0,33	42	24	10,5	18	35	100
	Отожженный	2,8	22	23,4	24,8	0,41	45	7200	2700	0,33	21	11	7,5	18	58	45

Составитель: А. В. Шенников

POOR ORIGINAL

Продолжение табл. 381

Марка сплава	Составные материалы	Плотность, г/см ³				Коэффициент линейного расширения $\alpha \times 10^6$		Коэффициент температурной вязкости, $\text{мд} \cdot \text{см} \cdot \text{сек} \cdot \text{°C}$	Удельная теплопроводность, от электропроводности меди	Модуль нормальной упругости, $\text{кг} \cdot \text{мм}^2$	Модуль сдвига, $\text{кг} \cdot \text{мм}^2$	Коэффициент Пуассона	Предел прочности при растяжении, $\text{кг} \cdot \text{мм}^2$	Предел текучести, $\text{кг} \cdot \text{мм}^2$	Предел упругости при $0,1\%$ растяжении, $\text{кг} \cdot \text{мм}^2$	Относительное удлинение, %	Относительное сужение, %	Твердость по Бринеллю, $\text{кг} \cdot \text{мм}^2$
		20—100	20—200	20—300	20—400	20—100	20—200											
Д1	Плакированный закаленный и естественно состаренный								7200	2700	0,33	38	22	—	18	—	—	100
Д1	Плакированный Отожженный								7200	2700	0,33	18	11	—	18	—	—	45
Д6	Закаленный и естественно состаренный Отожженный	2,8	22	23,4	24,8	—	—	—	7200	2700	0,33	46	30	—	15	—	—	105
									7200	2700	0,33	22	11	—	15	48	—	
Д16	Закаленный и естественно состаренный	2,8	22	23,4	24,8	0,28	30	7200	2700	0,33	47	33	11,5	17	30	—	—	105
Д16	Отожженный					0,45	50	7200	2700	0,33	21	11	—	18	55	—	—	12

(38)

1. В таблице даны стандартные данные для сплава Д16.

POOR ORIGINAL

Продолжение табл. 381

437

Материал	Состояние материала	Плотность, г/см ³			Коэффициент линейного расширения $\alpha \times 10^6$		Коэффициент температурной расширения, $\text{кал/см}^2 \text{сек}^2 \text{C}^{\circ}$	Электрическая проводимость, Ом ⁻¹ см ⁻¹	Модуль нормальной упругости, кг/мм ²	Модуль сдвига, кг/мм ²	Коэффициент Пуассона	Предел прочности при растяжении, кг/мм ²	Предел текучести, кг/мм ²	Предел усталости при $5 \cdot 10^7$ циклов, кг/мм ²	Отношение всеулинной деформации к деформации при $0,2\%$ деформации	Твердость по Бринеллю, кг/мм ²
		20-100	100-200	200-300	20-100	100-200										
Д16	Плакированный закаленный и естественно состаренный							7200	2700	0,33	43	30	—	18	—	105
Д16	Плакированный отожженный							7200	2700	0,33	18	10	—	18	—	42
Д17	Закаленный и естественно состаренный Отожженный	2,78	22	23,4	24,8	—	—	7200	2700	0,33	34	21	10	10	40	80
								7200	2700	0,33	17	8	—	20	—	
Д18	Закаленный и естественно состаренный Отожженный	2,75	22	23,4	24,8	—	—	7200	2700	0,33	30	17	9,5	24	50	70
								7200	2700	0,33	16	6	—	24	—	38
Д19	Закаленный и искусственно состаренный Закаленный Отожженный	2,69	23,4	24,5	25,4	0,41	45	7200	2700	0,33	33	28	7,5	12	20	95
						0,50	55	7200	2700	0,33	22	12	7,5	22	50	65
Д20	Закаленный и искусственно состаренный	2,8	22	23,4	24,8	0,37	—	7200	2700	0,33	42	28	10	13	—	100

Данные приведены в соответствии с ГОСТ 10006-76

POOR ORIGINAL

Продолжение табл. 381

Марка сплава	Состояние материала	Прочность, кг/см ²	Коэффициент линейного расширения α × 10 ⁶			Коэффициент теплопроводности, ккал/см·сек·°С	Электропроводность, % от меди	Модуль нормальной упругости, кг/мм ²	Модуль сдвига, кг/мм ²	Коэффициент Пуассона	Предел прочности при растяжении, кг/мм ²	Предел текучести, кг/мм ²	Предела Усталости при 5 · 10 ⁷ циклов, кг/мм ²	Относительное удлинение, %	Относительное сужение, %	Твердость по Бринеллю, кг/мм ²
			20-100	200-300	320-370											
AK4	Закаленный и искусственно состаренный	2,8	22	23,1	24	0,43	—	7200	2700	0,33	44	29	—	10	—	110
AK6	Закаленный и искусственно состаренный	2,75	—	—	—	—	—	7200	2700	0,33	42	30	—	13	—	105
AK8	Закаленный и искусственно состаренный	2,8	22	23,4	24,8	0,37	40	7200	2700	0,33	49	38	11,5	13	25	130
AK9	Закаленный и искусственно состаренный	2,69	19,5	20,5	21,4	0,32	35	7200	2700	0,33	39	28	10	10	—	115
B05	Закаленный и искусственно состаренный	2,8	23,2	24,3	25,9	0,28	30	7400	2700	0,33	60	55	16	12	—	150
	7400							2700	0,33	26	13	—	13	—	—	
	7400							2700	0,33	54	47	—	10	23	—	—
	7400							2700	0,33	22	11	—	18	50	—	—

Алюминиевые сплавы, обработанные металлами

POOR ORIGINAL

POOR ORIGINAL

43

Алюминий и его важнейшие сплавы

Механические свойства деформируемых алюминий

Температура °С	Свойства	Марка		
		А	АМп	АМг
25	Предел прочности при растяжении кг/мм ²	9	11,5	20,5
	Предел текучести, кг/мм ²	3,5	4,0	10
	Относительное удлинение, %	45	40	30
150	Предел прочности при растяжении кг/мм ²	55	8	16
	Предел текучести, кг/мм ²	2,5	3,5	9,5
	Относительное удлинение, %	65	47	55
200	Предел прочности при растяжении кг/мм ²	4	5,5	12,5
	Предел текучести, кг/мм ²	2	3	8
	Относительное удлинение, %	70	50	65
260	Предел прочности при растяжении кг/мм ²	2,5	4	8,5
	Предел текучести, кг/мм ²	1,5	2,5	5,5
	Относительное удлинение, %	85	60	100
315	Предел прочности при растяжении кг/мм ²	2	3	5,5
	Предел текучести, кг/мм ²	1	2	3
	Относительное удлинение, %	90	60	105
370	Предел прочности при растяжении кг/мм ²	1	2	3,5
	Предел текучести, кг/мм ²	0,5	1,5	2
	Относительное удлинение, %	95	60	120

(41)

POOR ORIGINAL

Алюминиевые сплавы, обрабатываемые давлением

4.10

Таблица 382

сплавов при высоких температурах

сплав

Л1	Л16	Л18	ЛВ	ЛК2	ЛК4	ЛК8	ЛК9
43,5 28 20	48 31,5 22	30 17 27	33 28 20	44,5 83 17	43 — —	49,5 38,5 14	39,5 32,0 8
28 24 16	29,5 24,5 21	21 18 20	13,5 10,5 28	34,5 31 10	36 — —	30,5 27,5 14	27,5 23 9
18 15 25	19,5 16 25	12 9 30	5,5 4,0 58	— — —	— — —	12 9 28	11 7,5 34
9 6,5 35	10 7 40	5,5 4 45	4,0 3,0 59	8 5 32	31 — —	7 6 32	6 4,5 50
4 2,5 90	5,5 4 65	3 2 70	3,0 2,5 60	— — —	— — —	4,5 3 45	4 2,5 60
3 2 100	3 2,5 100	2 1,5 90	2,5 2 65	3 2 85	11 — —	3 2,5 55	2,5 1,5 120

(42)

POOR ORIGINAL

440

Алюминий и его важнейшие сплавы

Таблица 183

Технологические характеристики и режим термической обработки деформируемых алюминиевых сплавов

Марка сплава	Режим термической обработки	Технические характеристики сплава
А	Термической обработкой не упрочняется. Отжиг при 350—410°	Пластичность высокая. Свариваемость хорошая. Обрабатываемость резанием неудовлетворительная
АМц	Термической обработкой не упрочняется. Отжиг при 350—410°	Пластичность в отожженном состоянии высокая. Свариваемость хорошая. Обрабатываемость резанием неудовлетворительная. Сопротивление коррозии высокое
АМг	Термической обработкой не упрочняется. Отжиг при 350—410°	Пластичность в отожженном состоянии высокая. Свариваемость хорошая. Обрабатываемость резанием в мягком состоянии неудовлетворительная, в нагартованном состоянии — удовлетворительная. Сопротивление коррозии высокое
АМг5	Термической обработкой не упрочняется. Отжиг при 340—370°	Пластичность в отожженном состоянии высокая. Обрабатываемость резанием пониженная. Сопротивление коррозии высокое
Д1	Заковки с 490—505°. Естественное старение не менее четырех суток. Отжиг 340—370°	Пластичность в отожженном и свежем закаленном состоянии средняя. Свариваемость удовлетворительная. Обрабатываемость резанием в состаренном состоянии удовлетворительная, в отожженном — пониженная. Сопротивление коррозии среднее
Д6	Заковка с 498—503° в воде. Естественное старение в течение четырех суток (не менее). Отжиг при 340—370°	Пластичность в отожженном и свежем закаленном состоянии пониженная. Обрабатываемость резанием в состаренном состоянии удовлетворительная, в отожженном — пониженная. Сопротивление коррозии среднее
Д16	Заковка с 490—500° в воде. Естественное старение в течение четырех суток (не менее). Отжиг при 340—370°	Пластичность в отожженном и свежем закаленном состоянии средняя. Свариваемость удовлетворительная. Обрабатываемость резанием в состаренном состоянии — удовлетворительная, в отожженном — пониженная. Сопротивление коррозии среднее

43

Алюминиевые сплавы, обрабатываемые давлением

441

Продолжение табл. 383

Марка сплава	Режим термической обработки	Технические характеристики сплава
Д18	Закалка с 490—505° в воде. Естественное старение не менее четырех суток. Отжиг при 340—370°	Пластичность в состаренном состоянии удовлетворительная. Обрабатываемость резанием в состаренном состоянии удовлетворительная, в отожженном — пониженная. Сопротивление коррозии среднее
АВ	Закалка с 515—525° в воде. Естественное старение или искусственное старение при 150—160° в течение 6 час. Отжиг 340—370°	Пластичность в горячем и в отожженном состоянии высокая, в состаренном состоянии — средняя. Свариваемость хорошая. Обрабатываемость резанием в мягком состоянии неудовлетворительная. В состаренном — удовлетворительная. Сопротивление коррозии высокое
АК2	Закалка с 510—520° в воде. Искусственное старение при 165—175° в течение 15—18 час.	Пластичность в горячем состоянии средняя. Обрабатываемость резанием удовлетворительная
АК4	Закалка с 510—520° в воде. Искусственное старение при 165—175° в течение 15—18 час.	Пластичность в горячем состоянии пониженная. Обрабатываемость резанием удовлетворительная
АК6	Закалка с 505—515° в воде и искусственное старение при 150—160° в течение 12—15 час.	Пластичность в горячем состоянии высокая. Обрабатываемость резанием хорошая. Сопротивляемость коррозии средняя
АК8	Закалка с 500—510° в воде. Искусственное старение при 175—180° в течение 8 час.	Пластичность в горячем состоянии пониженная. Обрабатываемость резанием хорошая. Сопротивляемость коррозии пониженная
АК9	Закалка с 520—535°. Искусственное старение при 130—160° не менее 5 час.	Пластичность в горячем состоянии средняя. Обрабатываемость резанием удовлетворительная. Сопротивление коррозии среднее
В05	Закалка с 465—475° в воде. Искусственное старение при 120—125° в течение 24 час. Отжиг при 420—440°	Пластичность в отожженном и свежезакаленном состоянии средняя. Обрабатываемость резанием в состаренном состоянии удовлетворительная. Сопротивление коррозии среднее

Механические свойства полуфабрикатов из алюминиевых сплавов:
 1. Листы планированные разных размеров по ГОСТ 4977—52.
 2. Трубы разных размеров по ГОСТ 4773—49.
 3. Прутки разных размеров по ГОСТ 4783—49.

(44)

**АЛЮМИНИЕВЫЕ СПЛАВЫ ЛИТЕЙНЫЕ
ПО ГОСТ 2685-53 (ДЛЯ ФАСОННЫХ ОТЛИВОК)**

Химический состав и свойства литейных алюминиевых сплавов
см. табл. 384-387.

Таблица 384

Химический состав литейных алюминиевых сплавов по ГОСТ 2685-53

Марка сплава	Основные компоненты, %					
	Mg	Si	Mn	Cu	прочие компоненты	Al
АЛ1	1,25-1,75	—	—	3,75-4,5	Никель 1,75-2,25	Остальное
АЛ2	—	10,0-13,0	—	—	—	»
АЛ3	2-0,8	4,0-6,0	0,2-0,8	1,5-3,5	—	»
АЛ3В	0,2-0,3	4,0-6,0	0,2-0,8	1,5-3,5	—	»
АЛ4	0,17-0,3	8,0-10,5	0,25-0,5	—	—	»
АЛ4В	0,2-0,4	8,0-11,0	0,2-0,5	—	—	»
АЛ5	0,35-0,6	4,5-5,5	—	1,0-1,5	—	»
АЛ6	—	4,5-6,0	—	2,0-3,0	—	»
АЛ7	—	—	—	4,0-5,0	—	»
АЛ7В	—	—	—	3,0-5,0	—	»
АЛ8	9,5-11,5	—	—	—	—	»
АЛ9	0,2-0,4	6,0-8,0	—	—	—	»
АЛ9В	0,2-0,5	6,0-8,0	—	—	—	»
АЛ10В	0,2-0,5	4,0-6,0	—	5,0-8,0	—	»
АЛ11	0,1-0,3	6,0-8,0	—	—	Цинк 10-14,0	»
АЛ12	—	—	—	9,0-11,0	—	»
АЛ13	4,5-5,5	0,8-1,3	0,1-0,4	—	—	»
АЛ14В	0,2-0,6	6,0-8,0	0,2-0,6	1,5-3,0	—	»
АЛ15В	—	3,0-5,0	0,2-0,6	3,5-5,0	—	»
АЛ16В	—	3,0-5,0	0,2-0,5	2,0-4,0	Цинк 2,0-4,0	»
АЛ17В	—	3,0-5,0	0,2-0,6	1,5-3,5	Цинк 4,0-7,0	»
АЛ18В	—	1,5-2,5	0,3-0,6	7,5-9,5	Железо 1,0-1,5	»

(45)

Продолжение табл. 381

Марка сплава	Примесей %, не более										Сумма учитываемых примесей			
	Fe			Mg	Si	Mn	Cu	Zn	Sn	Ni	Ti	З	К	Д
	З	К	Д											
АЛ1	0,8	0,8	—	—	0,7	—	—	0,3	—	—	—	1,5	1,5	—
АЛ2	0,8	1,0	1,5	—	—	0,5	0,8	0,3	—	—	—	2,2	2,3	2,8
АЛ3	1,0	1,2	1,5	—	—	—	—	0,3	0,01	—	—	1,3	1,5	1,8
АЛ3В	1,1	1,3	1,5	—	—	—	—	0,5	—	0,5	—	2,0	2,1	2,3
АЛ4	0,6	0,9	1,2	—	—	—	0,3	0,3	0,01	—	0,15	1,1	1,4	1,7
АЛ4В	0,9	1,2	1,5	—	—	—	1,0	0,5	—	0,3	—	2,6	2,8	3,0
АЛ5	0,6	1,0	1,5	—	—	0,5	—	0,3	0,1	—	Ti+Cr 0,20	1,0	1,3	1,7
АЛ6	1,1	1,4	—	0,1	—	0,3	—	0,3	—	—	—	1,8	2,0	—
АЛ7	1,0	1,0	—	0,03	1,2	—	—	0,3	—	—	—	2,2	2,2	—
АЛ7В	1,1	1,3	—	0,3	1,5	0,5	—	0,5	—	0,3	—	4,0	4,2	—
АЛ8	0,3	0,3	—	—	0,3	0,1	0,3	0,1	—	—	{ Ti 0,07 Be 0,07	1,1	1,1	—
АЛ9	0,6	1,0	1,5	—	—	0,5	0,2	0,3	0,01	—	—	1,0	1,4	1,9
АЛ9В	1,1	1,2	—	—	—	0,6	1,5	0,5	—	0,3	—	3,7	3,8	—
АЛ10В	1,2	1,5	—	—	—	0,5	—	0,6	—	0,5	—	2,5	2,7	—
АЛ11	0,8	1,2	—	—	—	0,5	0,6	—	—	—	—	1,8	2,0	—
АЛ12	1,0	1,2	—	—	1,0	—	—	0,1	—	0,5	—	2,8	3,0	—
АЛ13	0,5	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	0,6	—	—
АЛ14В	1,1	1,5	—	—	—	—	—	—	—	0,3	—	1,8	2,0	—
АЛ15В	1,2	1,3	—	0,5	—	—	—	—	—	0,5	—	4,0	4,1	—
АЛ16В	1,1	1,2	—	0,3	—	—	—	—	—	0,3	—	1,7	1,8	—
АЛ17В	1,1	1,2	—	0,3	—	—	—	—	—	0,3	—	1,7	1,8	—
АЛ18В	—	—	—	0,8	—	—	—	—	—	0,5	—	1,7	—	—

Алюминиевые сплавы литые

99

Примечания: 1. В обозначениях марок буква В указывает, что отливки изготавливаются из литых алюминиевых сплавов в чушках по ГОСТ 1583-53.
2. Буквы указывают способ литья: З — в землю, К — в кокиль, Д — под давлением.

414

Алюминий и его важнейшие сплавы

Таблица 385

Механические свойства литейных алюминиевых сплавов по ГОСТ 2685-53

Марка сплава	Способ литья	Вид термической обработки	Предел прочности при растяжении кг/мм ²	Относительное удлинение на расчетной длине $l = 5d$ %	Твердость по Бринеллю при диаметре шарика 10 мм и нагрузке 1000 кг кг/мм ²
АЛ1	З; К	T ₈	20	0,5	95
АЛ2	ЗМ; КМ К	— —	15	4	50
			16	2	50
АЛ3	К З З; К З; К З; К З; К З; К З; К	— — T ₁ T ₂ T ₃ T ₅ T ₇ T ₈	16	0,5	65
			12	—	65
			17	1	70
			12	—	65
			21	—	75
			24	0,5	75
			20	1	70
			18	2	65
АЛ3В	З К З К З К	— — T ₁ T ₃ T ₅ T ₈	12	—	65
			16	0,5	65
			21	—	75
			24	0,5	75
			15	1	65
АЛ3В*	З К	— —	13	0,5	65
			16	1,0	65
АЛ4	З; К К; К З; М К	— T ₁ T ₃ T ₈	15	2	50
			20	1,5	70
			23	3	70
			24	3	70
АЛ4В	З; К З К	— T ₈ T ₈	16	0,3	70
			24	0,4	70
			25	0,4	70

(42)

Алюминиевые сплавы литые

445

Продолжение табл. 385

Марка сплава	Способ литья	Вид термической обработки	Предел прочности при растяжении	Относительное удлинение на расчетной длине $l = 5d$	Твердость по Бринеллю при диаметре шарика 10 мм в нагрузке 1000 кг
			кг/мм ²		
АЛ5	З; К З З; К	Т ₁ Т ₅ Т ₇	16	—	65
			20	—	70
			18	1	65
АЛ3	З; К	Т ₂	15	1	45
АЛ7	З К З К	Т ₄ Т ₄ Т ₅ Т ₅	20	6	60
			21	6	60
			22	3	70
			23	3	70
АЛ7В	З К З К	— — Т ₅ Т ₅	13	0,5	55
			16	1	55
			22	1	70
			25	2	70
АЛ8	З	Т ₄	28	9	60
АЛ9	З; К З К З К	— Т ₄ Т ₄ Т ₅ Т ₅	16	2	50
			18	4	50
			19	4	50
			20	2	60
			21	2	60
АЛ9В	З К З К	— — Т ₅ Т ₅	13	0,5	60
			16	0,5	60
			20	0,5	75
			22	0,5	75
АЛ10В	З К З К К	— — Т ₆ Т ₆ Т ₁	12	—	80
			16	—	80
			13	—	80
			20	—	100
			17	—	90

(48)

44

Алюминий и его сплавы

Продолжение табл. 38

Марка сплава	Способ литья	Вид термической обработки	Предел прочности при растяжении кг.мм ²	Относительное удлинение на расчетной длине $l = 5d$ %	Твердость по Бринеллю при диаметре шарика 10 мм и нагрузке 1000 кг.мм ²
АЛ11	З К	— —	20	2 1,5	80 90
			25		
АЛ12	З; К	T ₆	17	—	100
АЛ13	З; К	—	15	1	55
АЛ14В	З К З К	— — T ₅ T ₅	13	0,5	70
			17	0,5	70
			20	0,5	85
			24	0,5	85
АЛ15В	З К З К	— — T ₅ T ₅	15	—	70
			18	0,5	70
			20	—	80
			22	0,5	85
АЛ16В	З К З К	— — T ₅ T ₅	16	—	65
			17	0,5	65
			20	—	70
			22	0,5	70
АЛ17В	З К З К	— — T ₅ T ₅	17	—	65
			18	0,5	65
			20	—	75
			22	0,5	75
АЛ18В	К	—	18	—	80

Примечания: 1. Буква М — обозначает, что данный способ литья применяется с модифицированием.
 2. Условное обозначение видов термической обработки: T₁ — старение, T₂ — отжиг, T₃ — закалка, T₄ — закалка и частичное старение, T₅ — закалка и полное старение до максимальной твердости, T₇ — закалка и стабилизирующий отпуск, T₈ — закалка и максимальный отпуск.
 3. Для сплава марки АЛ13В, отмеченного звездочкой, механические свойства относятся к сплаву с содержанием 0,25—0,5 % Mg и 0,2—0,6 % Mn.
 4. Механические свойства сплавов определяются на отдельно отлитых или прилитых к детали образцах.

(49)

Таблица 38

Сплавы алюминиевые литейные в чушках по ГОСТ 1583—53

Марка сплава	Основные компоненты, %						Примесей не более, %								Маркировка
	Mg	Si	Mn	Cu	прочие компоненты	Al	Fe	Mg	Si	Mn	Cu	Zn	Ni	сумма учитываемых примесей	
АЛ3Ч	0,25—0,8	4,0—6,0	0,2—0,8	1,5—3,5	—	Остальное	1,0	—	—	—	—	0,4	0,5	1,8	Черная и синяя полоса
АЛ4Ч	0,25—0,45	8,0—11,0	0,2—0,5	—	—		0,8	—	—	—	1,0	0,45	0,3	2,4	Черная и коричневая полоса
АЛ7Ч	—	—	—	3,0—5,0	—		1,0	0,3	1,5	0,5	—	0,45	0,3	3,8	Черная и зеленая полоса
АЛ9Ч	0,25—0,55	6,0—8,0	—	—	—		1,0	—	—	0,6	1,5	0,45	0,3	3,6	Черная и две красные полосы
АЛ10Ч	0,25—0,55	4,0—6,0	—	5,0—7,5	—		1,1	—	—	0,5	—	0,45	0,5	2,3	Черная и красная полоса
АЛ14Ч	0,25—0,55	6,0—8,0	0,2—0,6	1,5—3,0	—		1,0	—	—	—	—	0,45	0,3	1,6	Черная и белая полоса

(05)

Продолжение табл. 386

Марка сплава	Основные компоненты, %						Примесей не более, %							Маркировка	
	Mg	Si	Mn	Cu	прочие компоненты	Al	Fe	Mg	Si	Mn	Cu	Zn	Ni		сумма учитываемых примесей
АЛ115Ч		3,0—5,0	0,2—0,6	3,5—5,0	—	—	1,1	0,5	—	—	—	1,9	0,5	3,8	Черная и две синие полосы
АЛ116Ч		3,0—5,0	0,2—0,5	2,0—4,0	Zn 2,0— —4,0	Остальное	1,0	0,3	—	—	—	—	0,3	1,5	Две черные и синие полосы
АЛ117Ч		3,0—5,0	0,2—0,6	1,5—3,5	Zn 2,0— —7,0	Остальное	1,0	0,3	—	—	—	—	0,3	1,5	Две черные полосы
АЛ118Ч		1,5—2,5	0,3—0,8	7,5—9,5	Fe 1,0— —1,7	Остальное	—	0,8	—	—	—	0,45	0,5	1,6	Три черные полосы

(5) Примечание 1. В сплавах марок АЛ13Ч, АЛ14Ч и АЛ14Ч в случае применения их для производства пищевой посуды содержание свинца не должно превышать 0,15%, а мышьяка 0,015%.

2. В сплаве марки АЛ13Ч в случае применения для деталей машин трения и приборостроения, требующих повышенной пластичности, содержание магния может быть 0,25—0,5%, марганца 0,2—0,9%.

3. В сплаве марки АЛ17Ч при применении его для литья в кокиль содержание кремния допускается до 3%.

Алюминиевые сплавы литейные

149

Табл.

Физические свойства литейных алюминиевых сплавов

Марка сплава	Удельный вес г/см ³	Коэффициент линейного расширения при 20—100° × 10 ⁻⁶	Теплопроводность кал/см·сек·°С	Электропроводность, % от электропроводности меди
АЛ2	2,65	20	0,42	35
АЛ6	2,75	21,5	0,34	37
АЛ9	2,66	21,5	0,36	39
АЛ4	2,65	20	0,30	—
АЛ3	2,68	21	0,29	31
АЛ5	2,67	21	0,36	36—43 ¹
АЛ7	2,78	22,7	0,30	35
АЛ12	2,85—2,95	22	0,30	30—35
АЛ1	2,75	22,3	0,35	37
АЛ8	2,55	24,5	0,20	21
АЛ13	2,60	23,9	0,30	29
АЛ11	2,95	24,5	—	—
АС1	2,95	—	0,33	35

¹ Нижний предел для закаленного и состаренного, верхний — для закаленного и состаренного при повышенной температуре.

(52)

И. И. ФРИДЛЯНДЕР, Н. С. СУБОРОВА

**ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ПОВЫШЕННОЙ СКОРОСТИ ОХЛАЖДЕНИЯ
В ПРОЦЕССЕ КРИСТАЛЛИЗАЦИИ НА ЭЛЕКТРИЧЕСКИЕ
СВОЙСТВА СПЛАВОВ СИСТЕМЫ АЛЮМИНИЙ - МАРГАНЕЦ**

Общие сведения

Сплавы алюминий-марганец, богатые алюминием, изучались многими исследователями [1], [2], [3], [4], [5], [6], [7], [8], [9], [10], [12], [13], [14] и [15].

Диаграмма состояния системы Al-Mn приведена на рис. 1.

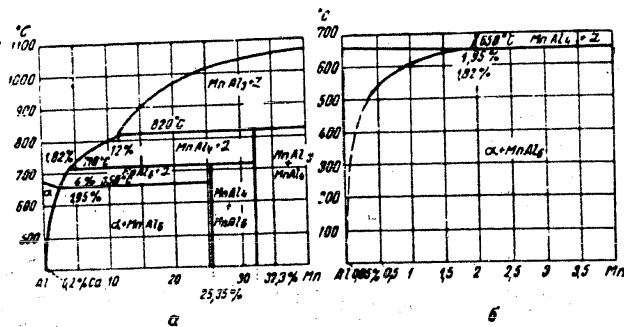


Рис. 1. Диаграммы состояния сплавов алюминий-марганец

В системе (рис. 1, б) вблизи алюминиевой стороны имеется эвтектика, состоящая из твердого раствора марганца в алюминии и интерметаллида.

Настоящее исследование было выполнено Н. С. Суборовой под руководством И. И. Фридляндера в 1948 г. на кафедре металловедения Московского авиационного технологического института. Авторы не сочли возможным внести в статью какие-либо более поздние данные (как экспериментальные, так и литературные), полагая, что указанные материалы представляют интерес и в настоящее время.

(53)

128

Влияние скорости охлаждения на электрические свойства сплавов Al-Mn 155

металлического соединения. Однако данные различных авторов о температуре, концентрации эвтектики и составе интерметаллической фазы не совпадают.

Граница области твердого раствора марганца в алюминии определена различными авторами также по разному (табл. 1, рис. 2).

Дикс, Финк и Уиллей [10] считали, что растворимость марганца в алюминии зависит от содержания железа. В присутствии железа образуется тройное химическое соединение алюминий-железо-марганец и количество марганца, способного перейти в твердый раствор, уменьшается (рис. 3).

Однако, как видно по данным табл. 1, низкие значения растворимости получаются и в случае применения более чистых материалов.

При построении диаграммы состояния сплавов алюминий-марганец с помощью кривых охлаждения неоднократно отмечалось смещение линии ликвидуса в сторону более низких температур и соответственно этому смещение эвтектической точки и сплавом, содержащим 3-4% Mn [4] и [10]. Разница в температуре перитектической реакции, определяемой при нагревании и охлаждении, достигает 70° [10].

Более точные значения равновесной линии ликвидуса можно получить, определяя состав жидкой фазы, находящейся при данной температуре в равновесии с твердой фазой [10].

Гофман [13] измерял параметры решеток твердых растворов марганца в алюминии после различных обработок (рис. 4). Параметр решетки сплава, отлитого в медной ковш с высоким содержанием марганца должен соответствовать концентрации марганца в твердом растворе, равной 4%, т. е. значительно превышающей равновесную.

Литтл, Рейнер и Юм-Розери [16] обнаружили в быстроохлажденном при литье сплавах, содержащих до 3% Mn, новую метастабильную фазу G, которая, по данным этих исследователей, получается в сплавах, быстроохлажденных при литье и отожженных после литья при температурах, не превышающих 600°.

При более высоких температурах отжига она исчезает. Фаза G была найдена также и в сплавах, отожженных при температурах

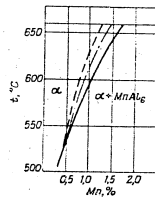


Рис. 2. Граница растворимости марганца в алюминии, по данным различных авторов: Дикс, Финк, Уиллей; Фурнье, Гофман; Бутлер, Юм-Розери.

POOR ORIGINAL

(54)

1) минимальные значения температурного коэффициента имеют сплавы, содержащие от 2,0 до 3,0% Mn;
 2) необходимым условием получения сплава с низким температурным коэффициентом электросопротивления является быстрое охлаждение сплавов при кристаллизации;
 3) термическая обработка (закалка и отжиг) и холодная деформация с предшествующей гомогенизацией повышают температурный коэффициент в несколько раз;

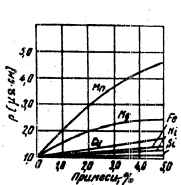


Рис. 5. Влияние различных добавок, вводимых в алюминий, на температурный коэффициент электросопротивления сплавов

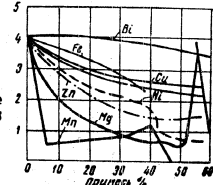


Рис. 6. Влияние различных добавок, вводимых в алюминий, на температурный коэффициент электросопротивления

4)

температурный коэффициент электросопротивления понижается при введении в сплав добавок меди, магния, серебра и кальция.

В настоящей статье описаны результаты изучения влияния скорости охлаждения при кристаллизации, различных видов термической обработки, холодной нагартовки и концентрации марганца на электрические свойства сплавов алюминий-марганец.

Методика работ

Для приготовления сплавов был применен алюминий высокой чистоты, содержащий, по данным спектрального анализа, меньше 0,004% примесей. Марганец вводили в сплавы в виде литатуры с 9% Mn. Литатуру приготовляли из электролитического марганца, содержащего 0,27% Fe и 0,02% Si (по данным химического анализа).

Плавку проводили в шихтовых печах, температура расплава перед литьем составляла в среднем 750°. Кристаллизацию слитков вели с различными скоростями охлаждения. Изменения скоростей охлаждения достигали отливкой в изложницы пяти типов:

(57)

- а) отливка «на воду» (рис. 7);
 - б) отливка в медный водоохлаждаемый поддон (рис. 8);
 - в) отливка в кирпичную изложницу;
 - г) отливка в изложницу, установленную на пластинку из алюминиевого сплава;
 - д) отливка в шифер-асбестовую изложницу с охлаждением вместе с печью; время охлаждения в этом случае 2-3 часа.
- Образцы для измерения электросопротивления вырезали из нижней, а в отдельных случаях (дополнительно) и из верхней части слитка.

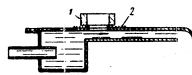


Рис. 7. Схема отливки «на воду»: 1 — изложница; 2 — литавровая сетка



Рис. 8. Схема отливки в медный водоохлаждаемый поддон

Слитки прокатывали в литом состоянии в холодную без предварительных отжигов с толщиной 8 мм на толщину 0,5 мм. Степень деформации составляла в среднем 90%. Были применены следующие варианты термической обработки: отжиг при 460° и дополнительный отжиг в течение 7 суток при 625°; закалка после нагрева до 460° (выдержка в печи 16 час.), закалка после дополнительного нагрева до 625° (выдержка в печи также 16 час.). Часть образцов была закалена после отжига при 460°. Температура нагрева под закалку этих образцов была 625°, выдержка — 7 суток.

Для измерения электросопротивления был применен мост Томсона. Ошибка при измерении удельного электросопротивления составляла ±1%, для температурного коэффициента ±5%. Сопротивление каждого образца измеряли при температуре 25 и 100° в масляных термостатах.

Влияние скорости охлаждения при кристаллизации на электрические свойства сплава

Результаты исследования зависимости электросопротивления и его температурного коэффициента от содержания в сплаве марганца и скорости охлаждения при кристаллизации представлены на рис. 9. При увеличении содержания марганца электросопротивление сплавов возрастает, как это отмечал еще Захаров [20]. Особенно энергично оно возрастает при увеличении содержания марганца до 2%. От 2 до 4% Mn кривые идут полого, а далее появляется новый крутой подъем. О зависимости электросопротивления от

(58)

POOR ORIGINAL

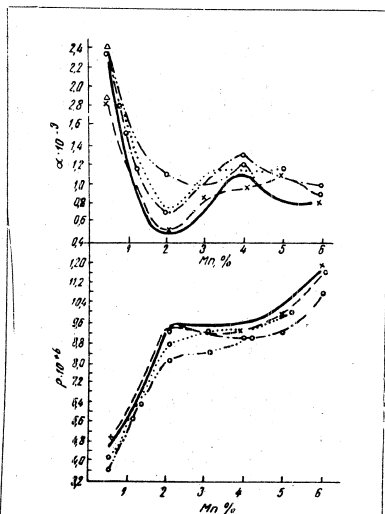


Рис. 9. Влияние скорости охлаждения при кристаллизации на электросопротивление и температурный коэффициент сплавов:

- отливка на воду;
- △— отливка на медный водоохлаждаемый поддон;
- отливка на алюминиевую пластинку;
- △— отливка на кирпич;
- отливка при охлаждении с печью

(59)

Влияние скорости охлаждения на электрические свойства сплавов Al-Mn [6]

Скорости охлаждения при кристаллизации можно судить по взаимному расположению кривых. Выше всех проходит кривая для самой большой скорости охлаждения (литье «на воду»); ниже всех расположена кривая для самой малой скорости охлаждения (охлаждение с печью). Кривые для сплавов, отлитых на медный водоохлаждаемый поддон, на пластинку из алюминия и в кирпичную изложницу, занимают промежуточное положение. В некоторых точках эти три кривые пересекаются. Объяснить это можно, вероятно, тем, что скорости охлаждения при этих способах отливки и малой массе слитка незначительно отличаются друг от друга, и разброс данных при нашем способе измерений был достаточно велик.

Кривые зависимости температурного коэффициента от состава имеют минимум и максимум: минимум при 3% Mn для образцов, охлажденных с печью, и при 2% Mn для всех других скоростей охлаждения, максимум — при 4% Mn.

Влияние скорости охлаждения на температурный коэффициент выявилось достаточно резко. Особенно отчетливо оно в образцах с содержанием марганца от 1.0 до 3.1%; ниже всех проходит кривая для образцов, отлитых «на воду» (коэффициент в точке минимума $\alpha_{\text{мин}} = 0,46 \times 10^{-3}$) и на медный поддон ($\alpha_{\text{мин}} = 0,52 \times 10^{-3}$). Кривые для образцов, отлитых на кирпич и на алюминиевую пластинку, проходят несколько выше ($\alpha_{\text{мин}} = 0,7 \times 10^{-3}$). Еще выше расположена кривая для охлаждения с печью ($\alpha_{\text{мин}} = 0,95 \times 10^{-3}$ — $1,05 \times 10^{-3}$).

На рис. 10 приведены данные об электрических свойствах сплава с 2,26% Mn, кристаллизованного с разной скоростью охлаждения, подтверждающие описанную выше закономерность.

Из этих материалов следует, что с повышением скорости охлаждения при кристаллизации электросопротивление сплавов алюминий-марганец возрастает, а температурный коэффициент уменьшается.

Влияние отжига и закалки на электрические свойства сплавов алюминия с марганцем

Отжиг подвергали сплавы, отлитые «на воду» и на медный водоохлаждаемый поддон. Отжиг литых образцов как при температуре 460°, так и при 625° в несколько раз понизил значения удельного электросопротивления и повысил значения температурного коэффициента (рис. 11, а и б). Ход кривых также изменился: сопротивление возрастает практически прямолинейно при увеличении содержания марганца на всем исследованном участке концентрации.

Дополнительно влияние отжига было проверено на сплаве, содержащем 2,26% Mn (рис. 12). Закалка литых образцов (не подвергавшихся предварительной гомогенизации) понизила электро-

11 Закалка 1150

(60)

POOR ORIGINAL

сопротивление и увеличила термический коэффициент электро-сопротивления (рис. 13, а, б), т. е. изменила эти свойства в том же направлении, что и отжиг. Исследование образцов сплава, содержащего 2,26% Mn, подтвердило полученные результаты (рис. 114).

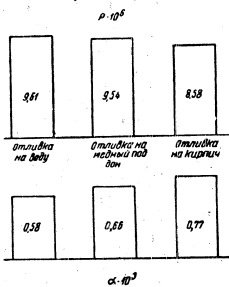


Рис. 10. Влияние скорости охлаждения при кристаллизации на электросопротивление (ρ) и температурный коэффициент (α) сплава с 2,26% Mn

Помимо данных по закалке литых образцов, были получены данные по закалке образцов, предварительно подвергавшихся длительному (в течение недели) отжигу при 450° и длительной (в течение недели) выдержке при нагреве под закалку при температуре 625°. Значения α для этих образцов после закалки при 625° несколько ниже, чем после отжига. Закалка непосредственно из литого состояния дала большие значения ρ и меньшие значения α , чем закалка после отжига.

Влияние холодной деформации на электрические свойства сплавов алюминий-марганец

Для сравнительного изучения влияния холодной деформации был исследован термический коэффициент электрического сопротивления литых образцов; образцов, подвергнутых прокатке холодной, а также закаленных литых и закаленных катаных.

(b1)

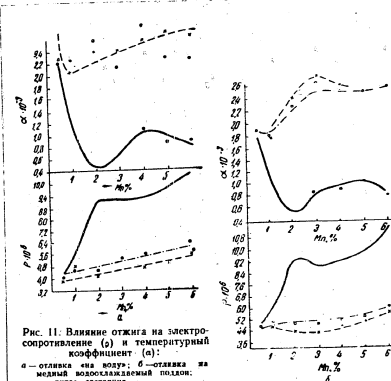


Рис. 11. Влияние отжига на электросопротивление (ρ) и температурный коэффициент (α):
 — отливка на воду; --- отливка на медный водопроводный литейный ковч; — литое состояние;
 x — отжиг при 450°, 7 суток; o — отжиг при 625°, 7 суток

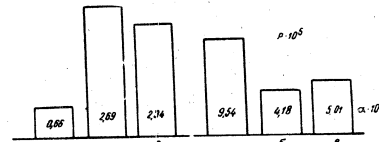


Рис. 12. Влияние отжига на электрическое сопротивление (ρ) и температурный коэффициент (α) сплава, содержащего 2,26% Mn: — литое состояние; б — 450°, 7 суток; в — 625°, 7 суток

(62)

POOR ORIGINAL

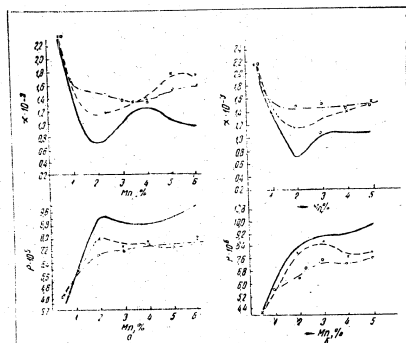


Рис. 13. Влияние закалки на электропроводность (z) и температурный коэффициент (a):
 а — отливка на воду, б — отливка в керосиную изложницу;
 — G — литейное состояние
 - - - - - закалка с 400°

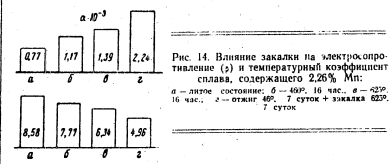


Рис. 14. Влияние закалки на температурный коэффициент сплава, содержащего 2,26% Mn:
 а — литейное состояние; б — 400°, 16 час.; в — 420°, 16 час.; г — отжиг 400°, 7 суток + закалка ВЕР, 7 суток

Влияние скорости охлаждения на электрические свойства сплавов 11. Мн. 163

Разброс отдельных значений коэффициента z при испытании холоднокатаных образцов дан на рис. 15.
 Холодная прокатка слитков до степени деформации порядка 80-90% не сопровождается гомогенизацией слитков или другими изменениями, почти не влияет на температурный коэффициент. Влияние закалки на температурный коэффициент холоднокатаных образцов гораздо резче, чем на коэффициент литых образцов.

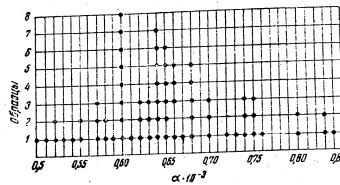


Рис. 15. Разброс значений температурного коэффициента электропроводности холоднокатаных образцов

Исследование микроструктуры

Главной целью исследования микроструктуры было стремление обнаружить новую метастабильную фазу в литых образцах.

Травление производили способом, указанным в статье Райнора и Юн-Розери: смесь дециормального раствора перманганата калия с двуормальным раствором едкого натра, нагретой до 60-70°.

Травление представляло большие трудности, так как на результаты этого травления оказывали большое влияние отклонения концентрации раствора, температура и время травления (которое должно было быть очень небольшим) и концентрация сплавов.

На некоторых шлифах сплавов с содержанием марганца от 0,5 до 3,0% как из проб, отлитых на медный поддон, так и из проб, отлитых в кирпичную изложницу, были обнаружены светлые пятна округлой формы, которые условно можно считать включениями фазы G. Эти результаты предварительные и должны быть дополнительно тщательно проверены для того, чтобы окончательно удостовериться в существовании фазы G.

POOR ORIGINAL

(63)

(64)

зависимость электрического сопротивления сплавов алюминий-марганец для равновесных состояний является примерно прямой функцией температуры, наиболее приближающейся к

равновесному состоянию соответствуют минимальные значения удельного сопротивления и максимальные значения температурного коэффициента.

В литом состоянии и в закаленном и особенно в литом состоянии сплавы имеют более высокие значения удельного сопротивления и меньшие значения температурного коэффициента, а также отклонения от прямолинейного хода электрических свойств, т. е. несоответствие хода этих кривых равновесной диаграмме состояния сплавов системы алюминий — марганец.

Эти несоответствия следующие.

1. Перегиб на кривых удельного сопротивления наблюдается при 2% Mn, тогда как для равновесного состояния этот перегиб должен находиться на границе области твердого раствора, т. е. при концентрациях марганца меньших, чем 2%.

На кривых температурного коэффициента этой же концентрации (2% Mn) соответствуют минимальные значения α , тогда как минимальные значения α должны находиться также на границе области твердого раствора.

2. При 4% Mn на кривых α и ρ наблюдаются перегибы (для ρ — в сторону увеличения, а на кривых α — в сторону уменьшения), тогда как согласно равновесной диаграмме этих перегибов не должно быть.

Отсутствие перегибов на кривых для отожженных систем свидетельствует о том, что эти отожженцы, наряду с высоким значением α и низким значением ρ , являются следствием неравновесного состояния сплава, вышедшего от особенностей кристаллизации при быстром охлаждении.

3. Зависимость литых сплавов, как же как и отлив их, свидетельствует в нашем случае переходу сплавов в более равновесное состояние, так как наиболее неравновесным является литое состояние. При нагреве под закалку в сплавах начинают происходить процессы, приводящие их в более равновесное состояние. Быстрое охлаждение при закалке зафиксировало то промежуточное состояние между литым (наиболее неравновесным) и приближающимся к равновесному, которое было свойственно моменту окончания выдержки при нагреве под закалку. Увеличение выдержки при нагреве под закалку или закалка после предварительной гомогенизации способ-

ствует большему приближению сплава к равновесному состоянию, в связи с чем электросопротивление снижается, а температурный коэффициент возрастает.

При нагреве до 625° достигается большая степень равновесия, чем при нагреве до 460°. Поэтому электросопротивление после закалки с 625° меньше, чем после закалки с 460°.

Исходя из этого, можно утверждать, что повышение электросопротивления и понижение температурного коэффициента электросопротивления связано с процессами, происходящими не в твердом металле, а при кристаллизации сплавов алюминий-марганец.

Природа неравновесного состояния в литых сплавах алюминий-марганец требует особого изучения. Однако можно высказать предположения о характере структурных изменений в быстроохлажденных сплавах, вызывающих отклонения кривых электрических свойств от равновесных.

При быстром охлаждении могли произойти следующие изменения в структуре.

1. Мог образоваться пересыщенный из жидкого состояния твердый раствор с концентрацией марганца в нем, превышающей равновесную. Судя по характеру кривых электрических свойств, можно предполагать, что концентрация марганца в пересыщенном твердом растворе может достигать 2,0% и более.

2. Кристаллическая решетка может быть искажена вследствие затруднения пристройки атомов к растущим кристаллам при увеличении вязкости быстроохлаждаемой жидкости.

3. Могли образоваться метастабильные интерметаллические фазы.

4. Могло произойти сильное измельчение эвтектических составляющих.

Следовательно:

1) наиболее высокие значения электросопротивления и низкие значения его температурного коэффициента в сплавах алюминий-марганец могут быть получены лишь при высокой скорости охлаждения в процессе кристаллизации;

2) нагрев литых сплавов при термической обработке (закалке, отжиге) вызывает значительное понижение удельного электросопротивления и повышение его температурного коэффициента;

3) худшая прокатка непосредственно из литого состояния, сопровождаемая выдержками, не оказывает существенного влияния на температурный коэффициент электросопротивления;

4) максимальные электросопротивление и минимальный температурный коэффициент имеют сплавы, содержащие примерно 2% Mn.

POOR ORIGINAL

ЛИТЕРАТУРА

1. L. Guillet. Compt. rend (1902), 134, 236.
2. G. Hindrichs. Z. anorg. Ch., 59, (1908) 414.
3. W. Rosenhain, F. Landsberry, Pr. Inst. mech. Eng. 1 (1910) 254.
4. E. H. Dix, J. R., W. D. Keith, Pr. Inst. Met. Div., Am. Inst. Min. Met. Eng. (1927) 315.
5. Krings und Ostmann Z. Metallk. 19 (1927) 497.
6. Rassow. Hauselnschrift Aluminium 1 (1929) 187.
7. Ishiwara. Se. Rep. Topokn. 1, 19 (1930) 499.
8. L. Bradley Jones. Phil Mag. (7) 12 (1933) 1137.
9. M. Bosshard. Aluminium 1 (1932) 365.
10. E. H. Dix, J. R., W. L. Fink, R. A. Willey. Frans Am Inst. Min. Met. Eng., Inst. Met. Div., 104 (1933) 335.
11. W. Köster, W. Bechthold, Z. Metallk. 30 (1938) 294.
12. W. L. Phillips, J. Inst. Metals, 69 (1943) 279.
13. W. Hafmann. Aluminium, 12 (1938) 891.
14. E. Fahrenhorst, W. Hofmann. Metallwirtsch, 12 (1940) 891.
15. Butchers, W. Hume-Rothery J. Inst. Metals, 1945, 71.
16. K. Little, J. U. Raynor, W. Hume-Rothery, J. Inst. Metals, Oktober, 1946.
17. W. Broniewsky. Ann. Chim., Phys (8), 25, (1912), 106.
18. W. Fraenkel. Metallwirtschalt., 12 (1933) 150.
19. H. Bohner, L. F. Metallkunde, 26 (1934).
20. Сахаров. Вестник металлургической промышленности, 11 1940 г.

(67)

POOR ORIGINAL

Докт. техн. наук проф. Д. А. ПЕТРОВ
канд. техн. наук А. А. БУХАНОВА

ИЗМЕНЕНИЕ ФОРМЫ И ПЕРЕРАСПРЕДЕЛЕНИЕ ВЕЩЕСТВА КРИСТАЛЛОВ ПРИ РАСТВОРЕНИИ И РОСТЕ В ТВЕРДОЙ ФАЗЕ

В практике часто применяется длительный отжиг металлических сплавов, который приводит к преобразованию формы кристаллов. Так как кристалл представляет собой анизотропное тело, в котором закономерно в одних плоскостях атомы уложены более плотно, в других менее плотно, поверхностная энергия неодинакова, а грани кристалла различны. Поэтому равновесной формой кристалла, независимо от характера среды, в которой происходит его формирование, должен быть многогранник, удовлетворяющий минимуму поверхностной энергии при данном объеме.

При отжиге металлических сплавов формирование и преобразование формы кристаллов происходит в твердой фазе, в которой процессы диффузии протекают значительно медленнее, чем в жидкой фазе и тем медленнее, чем ниже температура. По этой причине скорость преобразования формы кристаллов из неравновесной в равновесную, в твердой фазе должна быть значительно меньше, чем в жидкой.

Исследованию процессов преобразования формы кристаллов в процессе отжига металлических сплавов посвящена данная работа.

ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНАЯ ЧАСТЬ

Исследованию подвергались сплавы: Al+10% Cu; Al+40% Cu; Al+4,2% Si+1,5% Mg+0,6% Mn; Al+2% Mn; Sn+12% Sb и Fe+0,8% C.

Сплавы Al+10% Cu и Al+40% Cu изготовляли в графитовых тиглях в тигельной печи сопротивления, развивающей температуру до 1000°С. Алюминий, использованный для приготовления сплавов, содержал 99,97% Al+0,03% (Fe+Si); медь — электролитическая. Вначале расплавляли алюминий, затем вводили медь. Расплавы тщательно перемешивали и отливали в тонкостенную чугунную изложницу. Непосредственно после затвердевания слитки охлаждали в воде, затем разрезали на образцы, один из которых подвергали старению при температуре 170°С в течение 8 час., а остальные отжигали в муфельной печи сопротивления при темпе-

POOR
ORIGINAL

ратуре 520°С в течение 1, 2, 3, 5, 7, 10, 15, 30, 45, 60, 75, 90, 100, 120 суток. По окончании отжига образцы закаливали в воде и подвергли старению при температуре 170°С в течение 8 час. после чего изучали структуру сплавов и измеряли микротвердость на приборе ПМТЗ с нагрузкой 5 и 10 г.

Изменения, происходящие в структуре сплава Al-10% Cu в процессе отжига, приведены на фиг. 1.
Структура сплава Al-10% Cu в литом состоянии состоит из первичных кристаллов α -твердого раствора меди в алюминии (фиг. 1а) и эвтектической смеси кристаллов α -твердого раствора и кристаллов химического соединения CuAl_2 .

В результате ускоренного охлаждения при кристаллизации имеет место неравномерное распределение меди в первичных кристаллах α -твердого раствора. Концентрация меди в центральных участках α -твердого раствора значительно меньше, чем в периферийных. Соответственно изменению концентрации меди по сечению кристаллов α -твердого раствора меняется микротвердость (фиг. 2).

В центральных участках зерна твердость равна 55 кг/мм^2 , на периферии 170 кг/мм^2 — разница в значениях твердости 115 кг/мм^2 . Отжиг в течение суток приводит к коагуляции эвтектики и выравниванию концентрации меди по сечению кристаллов α -твердого раствора. Кристаллы CuAl_2 значительно увеличиваются в размерах. Твердость периферийных участков кристаллов α -твердого раствора остается практически неизменной и составляет 170 кг/мм^2 , твердость же центральных участков увеличивается с 55 кг/мм^2 до 120 кг/мм^2 (фиг. 2). При продолжении отжига до 2 суток происходит дальнейшая коагуляция кристаллов CuAl_2 и выравнивание твердости по сечению кристаллов α -твердого раствора; разница в значениях твердости между периферийными и центральными участками кристаллов α -твердого раствора составляет всего ~20 кг/мм^2 .

После отжига в течение 3 суток (фиг. 1б) твердость становится практически одинаковой по всему зерну и равной 170 кг/мм^2 .

Следовательно, в процессе отжига происходит непрерывное перемещение (диффузия) атомов меди в направлении от периферии зерна к его центру до насыщения α -твердого раствора по всему объему зерна. Источником питания медью являются непрерывно растворяющиеся кристаллы CuAl_2 , причем наиболее интенсивное растворение идет в первые сутки отжига, а затем этот процесс постепенно замедляется. Кристаллы CuAl_2 по мере растворения обособляются и приобретают округлую форму.

Продолжение отжига свыше 3 суток приводит к дальнейшему обособлению кристаллов CuAl_2 , которые постепенно ограничиваются (фиг. 1а) и спустя 30 суток приобретает очень хорошо развитые грани (фиг. 1з). Кристаллы с округлой формой постепенно увеличиваются в размерах, а кристаллы, оставшиеся округлыми, напротив становятся по мере увеличения времени отжига меньше. Общее количество кристаллов CuAl_2 заметно уменьшается. Растущие кристаллы ограничиваются, растворяющиеся сохраняют округлую форму.

162

(69)

В процессе роста одних кристаллов CuAl_2 за счет растворения других концентрации меди в α -твердом растворе не остается постоянной. Отжиг в течение 5 суток приводит к тому, что концентрация меди в α -твердом растворе у границ отдельных кристаллов оказывается ниже предельной, достигнутой в первые трие суток отжига. Твердость α -твердого раствора в этих участках становится меньше твердости основной массы твердого раствора.

После отжига в течение 5 суток разница в значениях твердости α -твердого раствора составляет уже 35 кг/мм^2 , вместо 10 кг/мм^2 после трех суток отжига.

При продолжении отжига разница в значениях твердости разных участков зерна все увеличивается и через 30 суток достигает ~80 кг/мм^2 (фиг. 1г). Отжиг в течение 60, 90, 120 суток приводит к дальнейшему укрупнению кристаллов CuAl_2 (фиг. 1д). Растущие кристаллы принимают все более правильную огранку, углы кристаллов становятся острыми. Твердость раствора у границ растущих кристаллов остается значительно более низкой, чем твердость основной массы твердого раствора (фиг. 2). При этом у вершин кристаллов она значительно ниже (примерно 85 кг/мм^2 после 120 суток), чем у граней. В участках, удаленных от кристаллов CuAl_2 твердость остается равной предельной величине 170 кг/мм^2 . У границ округлых кристаллов твердость выше, чем у кристаллов с огранкой.

На фиг. 1е приведена микроструктура сплава Al-10% Cu, после отжига при 520° в течение 120 суток и охлаждения до 470°С со скоростью 1°/час. Все кристаллы CuAl_2 приняли огранку в соответствии с тем, что при охлаждении все они должны были расти за счет меди, содержащейся в твердом растворе. У границ кристаллов твердость поэтому меньше, чем в удаленных участках. На фиг. 1ж представлена микроструктура того же образца после нагрева со скоростью 1°/час с 470 до 520°С. В процессе нагревания происходит растворение кристаллов CuAl_2 в твердом растворе и они принимают округлую форму.

Концентрация меди в α -твердом растворе у границ кристаллов оказывается теперь несколько выше (твердость здесь 180-190 кг/мм^2), чем в удаленных участках (здесь твердость 160-170 кг/мм^2).

Сплав в Al-40% Cu. В литом состоянии в структуре сплава (фиг. 3а) кристаллы CuAl_2 являются первичными и имеют огранку, свойственную этим кристаллам. Эвтектика α -CuAl₂ имеет тот же характер, что и в сплаве с 10% Cu. В процессе отжига в течение 1-3 суток происходит коагуляция эвтектики с укрупнением кристаллов α -твердого раствора и CuAl_2 (фиг. 3б). Первичные кристаллы CuAl_2 при этом утрачивают граненую форму. Продолжение отжига приводит к дальнейшему укрупнению кристаллов α -твердого раствора и к ограничению их при отжиге в течение 90-120 суток (фиг. 3в). Кристаллы CuAl_2 также ограничиваются. В отличие от сплава с 10% Cu, в сплаве Al-40% Cu преобразование формы кристаллов протекает значительно медленнее, что связано, вероятно, с меньшей растворимостью Al и CuAl_2 в твердом состоянии, следо-

11*

163

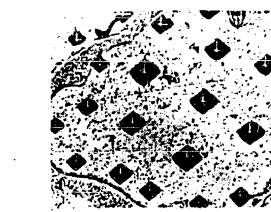
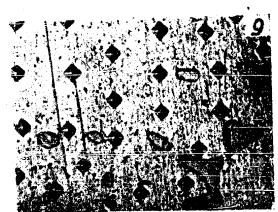
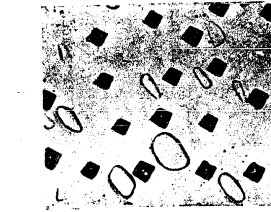
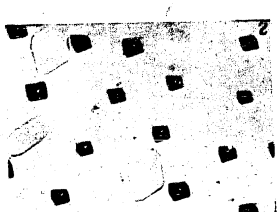
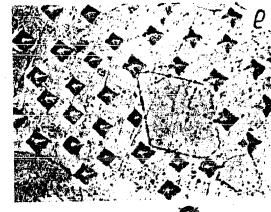
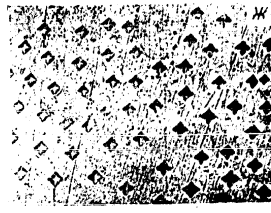
(70)

POOR ORIGINAL

POOR ORIGINAL

165

Фиг. 1. Изменения, происходящие в структуре сплава Al+10% Cu в процессе отжига при 520° С.
а - литое состояние, б - отжиг 3 сут, в - отжиг 12 сут, г - отжиг 28 сут, д - отжиг 120 сут, е - отжиг 17 сут, ж - надрез с 45° до 520° С со скоростью 1°/сек (X300).



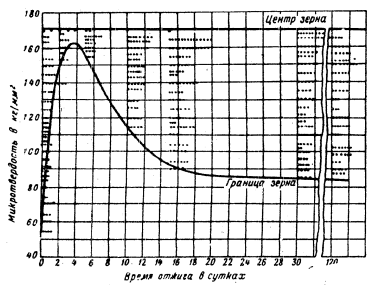
(22)

(11)

161

вательно, с меньшим градиентом концентрации. Огранка на кристаллах α -твердого раствора появляется только после 90 суток, а то время как в сплаве Al+10% Si кристаллы приобретают граненую форму уже после 15 суток. Так же, как и в сплаве с 10% Si, твердость кристаллов α -твердого раствора в сплаве Al+40% Si после длительного отжига неодинакова в разных участках. У границ кристаллов она равна 70-80 кг/мм^2 , в участках удаленных от границ кристаллов - 160-170 кг/мм^2 (фиг. 3, 4).

Твердость кристаллов CuAl , как и доэвтектического, так и в заэвтектическом сплавах в периферийных участках составляет 550 кг/мм^2 , в центре зерна 400 кг/мм^2 .

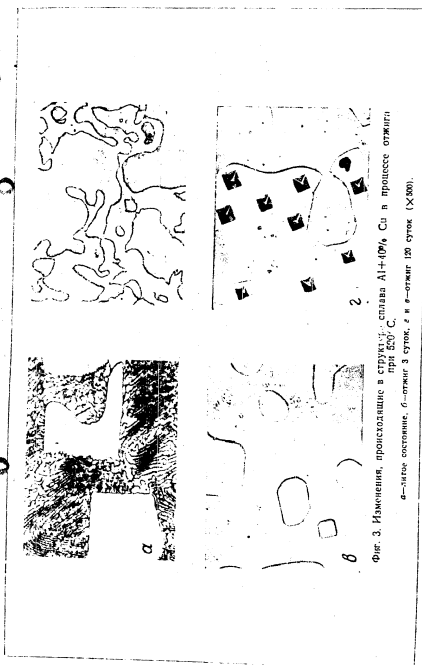


Фиг. 2. Диаграмма изменения твердости α -твердого раствора в сплаве Al+10% Si в зависимости от времени отжига.

Сплав Д16. Для исследования были взяты образцы из слитка, полученного методом непрерывного литья и из листа толщиной 2 мм после холодной прокатки. Определение твердости и изучение структуры проводилось как в исходном состоянии, так и после отжига при 480°С в течение 1, 2, 3, 5, 7 и 10 суток.

Твердость измеряли на приборе ПМТ-3 с нагрузкой 5 и 10 г после естественного старения в течение 7 суток.

В исходном состоянии у границы зерна твердость составляет 145 кг/мм^2 (фиг. 4), в середине зерна - 56 кг/мм^2 . В процессе отжига в течение 2 суток твердость по зерну практически выравнивается, а после отжига в течение 3 суток появляется неравномерность другого характера, а именно, у границы зерна твердость твердого раствора равняется 160 кг/мм^2 , а в середине 180 кг/мм^2 .



Фиг. 3. Изменение, происходящее в структуре сплава Al+40% Si в процессе отжига при 620°С. а - исходное состояние, б - отжиг 3 суток, в - отжиг 7 суток, д - отжиг 10 суток (X300).

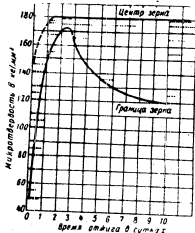
(113)

(111)

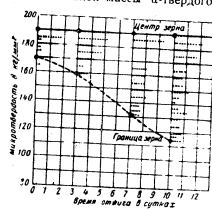
POOR ORIGINAL

Увеличение времени отжига до 10 суток приводит к дальнейшему снижению твердости у границы зерна до 120 кг/мм²; твердость в середине зерна остается практически постоянной и составляет 180 кг/мм². Снижение твердости наблюдается только у границ тех кристаллов, которые увеличились в размерах в процессе отжига, преимущественно у границ кристаллов фаз S₁.

В листе сплава Д16 в исходном состоянии наблюдается неравномерное распределение компонентов в твердом растворе (фиг. 5). Разница в значениях твердости составляет 15 кг/мм². После отжига в течение 3 суток неравномерность увеличивается. В участках возле кристаллов фаз S₁ и T₁ твердость α-твердого раствора равна 161 кг/мм², в то время как твердость основной массы α-твердого



Фиг. 4. Диаграмма изменения твердости α-твердого раствора в сплаве Д16 в зависимости от времени отжига.



Фиг. 5. Диаграмма изменения твердости α-твердого раствора в листе сплава Д16 в зависимости от времени отжига.

раствора 192 кг/мм². Разница в значениях твердости составляет уже ~31 кг/мм², а после отжига в течение 10 суток 75 кг/мм².

Сплав Al-2% Mn. Структура сплава Al-2% Mn в литом состоянии состоит из первичных кристаллов MnAl₆ с достаточно хорошо развитой оградкой и α-твердого раствора (фиг. 6,а).

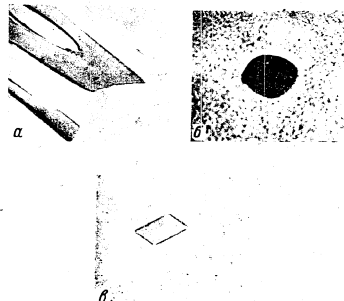
В процессе отжига при 620°С в течение 15 суток кристаллы MnAl₆ растворяясь, утрачивают оградку (фиг. 6,б), при продолжении отжига до 60 суток вновь приобретают ее (фиг. 6,в).

Отжиг приводит к распаду α-твердого раствора, причем у границ растущих кристаллов вследствие обеднения марганцем α-твердого раствора распад не имеет места.

В сплаве Al-Mn преобразование формы кристаллов MnAl₆ идет значительно медленнее, чем в сплавах Al-Si и Al-Si-Mg, что связано, вероятно, с меньшей скоростью диффузии Mn и Al, чем Si в Al и меньшей растворимостью Mn в Al.

Сплавы Sn-Sb. В литом состоянии структура сплава Sn-12% Sb состоит из первичных кристаллов β-твердого раствора на основе химического соединения Sn-Sb с хорошо развитой оградкой и α-твердого раствора Sb в Sn (фиг. 7,а).

В процессе отжига при 200°С в течение 7 суток в результате частичного растворения кристаллы β принимают округлую форму (фиг. 7,б), а при продолжении отжига до 90 суток вновь огрубевают (фиг. 7,в), но часть из них остается округлыми.

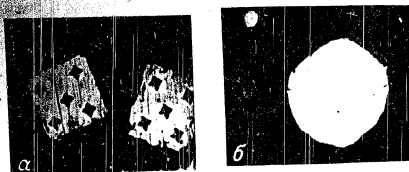


Фиг. 6. Изменения, происходящие в структуре сплава Al-2% Mn в процессе отжига при 620°С.

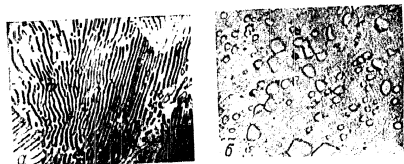
В центральных частях кристаллов β-твердого раствора твердость в литом состоянии составляет 152 кг/мм², у границ 131 кг/мм². После отжига в течение 90 суток соответственно 195 кг/мм² и 131 кг/мм².

Сплавы Fe-C. Исследование вязкоупругой стали со структурой пластинчатого перлита (фиг. 8,а) показало, что отжиг при 680°С в течение 15 суток приводит к преобразованию пластин Fe₃C в округлые зерна. Пластинки Fe₃C сохраняются лишь частично, а при продолжении отжига до 30 суток вовсе исчезают. После отжига 60-120 суток появляются кристаллы Fe₃C с хорошо развитыми границами (фиг. 8,б).

POOR ORIGINAL



Фиг. 7. Изменения, происходящие в структуре сплава Sn+12% Sb в процессе отжига при 200° С. а - литое состояние, б - отжиг 7 суток, в - отжиг 30 суток.



Фиг. 8. Изменения, происходящие в структуре аустенитной стали в процессе отжига при 650° С. а - исходная структура (пластинчатый перлит), б - отжиг 120 суток.

ВЫВОДЫ

1. В литых сплавах Al с 10% и 40% Si наблюдается значительная неравномерность распределения меди в α -твердом растворе, вызванная внутрискристаллической диффузией при затвердевании с градиентом концентрации в направлении от периферии к центральному участку зерна.
2. Отжиг сплавов при 650° С в первом его периоде (3—4 суток) вызывает выравнивание меди в α -твердом растворе пока она не становится практически одинаковой по всему объему раствора. В этот период наблюдается постепенное увеличение размера и количества кристаллов CuAl_2 (в сплавах с 40% Si) вследствие растворения; кристаллы приобретают округлую форму.
3. При продолжении отжига во втором его периоде (сплав 4—5 суток) постепенно возрастает вновь и развивается до предельных размеров (как в литом состоянии) неравномерность распределения меди в α -твердом растворе, с градиентом концентрации в направлении от границ зерен (растворенных) зерен CuAl_2 к другим (растущим) зернам. Эта глава неравномерность вызывается растворением зерен CuAl_2 , сокращающих округлую форму, и ростом за счет них зерен, постепенно вновь приобретающих округлую форму.
4. Аналогичное явление наблюдается при отжиге (460° С) сплавов D16, отлитых непрерывным методом. В листах толщиной 2 мм того же сплава в исходном состоянии (до отжига) неравномерность, вызванная внутрискристаллической диффузией в слитке, не сохраняется. Наблюдается развитие неравномерности второго типа.
5. Преобразование границ форм кристаллов в округлую при растворении и обратный процесс при росте кристаллов наблюдается также в сплавах Al+2% Mn и сплавах Sn+12% Sb.
6. В аустенитной стали длительный отжиг вызывает превращение пластинчатого перлита в зернистый. Длительный отжиг приводит к ограничению зерен цементита.

POOR ORIGINAL

(78)

Канд. техн. наук Б. А. КОЗЛОВ

**ВЛИЯНИЕ ХРОМА, МАРГАНЦА И ЖЕЛЕЗА НА ЭФФЕКТ
ЕСТЕСТВЕННОГО СТАРЕНИЯ СПЛАВОВ АІ—СИ***

Влияние третьего компонента на эффект старения двойных сплавов в общем случае можно предвидеть, зная тройную диаграмму основной рассматриваемой системы. Исходя из предположения, что чем сильнее насыщенный твердый раствор, тем больше эффект старения, Г. Г. Уринов показал, что наибольший эффект старения должен наблюдаться у тройных сплавов, лежащих вблизи колютерных растворимости компонентов. В дальнейшем этот вопрос был довольно подробно исследован Д. А. Петровым.

Однако в некоторых случаях влияние третьего компонента на эффект старения двойных сплавов не представляется возможным объяснить на основе анализа тройной диаграммы состояния.

При изучении старения сплавов алюминия с медью было обнаружено, что сплавы с одним и тем же содержанием меди (около 4%) у одних исследователей стареют, у других нет. Д. А. Петров показал, что такое расхождение связано с различной чистотой исходных металлов. Оказалось, что медью рента снижает эффект старения сплавов алюминия с медью и сплавы, содержание около 0,03% Fe, практически не стареют. Магний полностью восстанавливает способность сплавов АІ—СІ и старению в присутствии железа уже при добавлении 0,03% Mg.

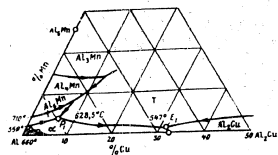
Судя по литературным данным, по-видимому, аналогичное влияние также оказывают никель и ванадий. В связи с этим представляется интерес исследовать, каким образом влияют на эффект естественного старения сплавов алюминия с медью остальные элементы первого дивизиона периодической системы.

Влияние хрома и марганца на эффект естественного старения двойных сплавов алюминия с медью было исследовано Джеффи и Арчером, а также С. М. Вороновым. Они обнаружили, что сплавы АІ—СІ—Mn и АІ—СІ—Cr не стареют при комнатной температуре. Однако эти данные не относятся к интересующей нас проблеме, поскольку исследования были проведены на недостаточно чистом алюминии (с содержанием 0,35% Si и 0,4% Fe).

* Автор выражает благодарность И. Э. Могилескому за помощь при проведении исследования.

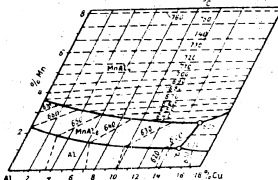
POOR ORIGINAL

В настоящей работе было исследовано влияние переходных элементов первого длинного периода: хрома, марганца и железа на старение сплавов алюминия с 4% меди.
 Алюминиевые углы тройных диаграмм состояния Al—Cu—Mn, Al—Cu—Fe и Al—Cu—Cr приведены на фиг. 1—5.
 Диаграмма состояния Al—Cu—Mn по данным Петри приведена на фиг. 1. Алюминиевый угол системы Al—Cu—Mn разбивается на две вторичные системы:



Фиг. 1. Диаграмма состояния Al—Cu—Mn.

а) Al—MnAl₆—T с перитектической точкой P₁ (ж: MnAl₆ + T → Al + Mn) при 628,0°С, соответствующей составу 88,50% Al; 7,0% Cu и 4,5% Mn, и



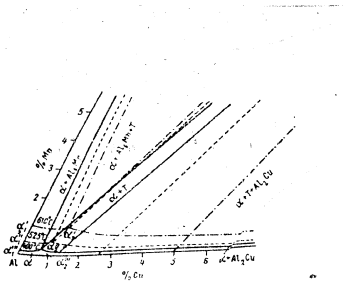
Фиг. 2. Диаграмма состояния Al—Cu—Mn.

б) Al—T—CuAl₂ с эвтектической точкой E₁ (ж: α + T + CuAl₂) при 547,3°С, соответствующей составу 60,5% Al; 32,5% Cu и 0,80% Mn.

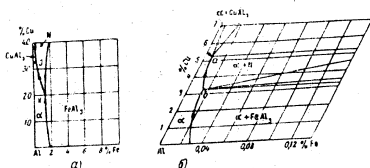
В 1947 г. Филлипс опубликовал диаграмму состояния Al—Cu—Mn, значительно отличающуюся от предложенной Петри. По данным Филлипса (фиг. 2) в алюминиевом углу этой диаграммы состояния имеют место следующие четырехфазные равновесия:

(50)

POOR ORIGINAL



Фиг. 3. Область твердых растворов в алюминиевом угле системы Al—Cu—Mn.



Фиг. 4. Диаграмма состояния Al—Cu—Fe. а—поверхность ликвидуса системы Al—Cu—Fe, б—область α-твердого раствора.

а) β -Al₂Mn—Т с перитектической точкой Р при 616° С, отвечающей составу 14,85% Си; 0,9% Мп; остальное Al;

б) β -Al₂Si—Т с эвтектической точкой при 547,5° С, отвечающей составу 32,5% Си, 0,60% Мп, остальное Al. По-видимому, диаграмма состояния по данным Филлипса более соответствует действительности.

На фиг. 3 приведена более детально область α-твердого раствора по данным Гофмана.

Алюминиевый угол диаграммы состояния Al—Cu—Fe приведен на фиг. 4 (а, б) по данным, опубликованным рядом авторов.

В алюминиевом угле этой системы имеют место следующие два инвариантных равновесия:

а) β -Al₂Si—К при 583° С, отвечающей концентрации 78,54% Al; 20% Си и 1,46% Fe;

б) β -Al—N+CuAl₂ с эвтектической точкой J, при 545° С, отвечающей концентрации 67,47% Al; 32,3% Си и 0,23% Fe.

Образующейся в этой системе фазе N приписывают состав Al₂Cu₂Fe. Область α-твердого раствора в этой системе приведена на фиг. 4б.

На фиг. 5 приведена изотермический разрез диаграммы состояния Al—Cu—Cr по данным Кнашвоста и Ньютона.

В пределах до 70% Си и 70% Cr в этой системе указанными авторами было обнаружено тройных соединений. Присыкающая к алюминию трехфазная область состоит из α, CuAl₂ и CrAl₂ фаз.

Для исследования были выбраны сплавы, представляющие собой при температурах инвариантных равновесий твердые растворы. Лишь наиболее богатые легирующими компонентами сплавы находятся по составу за пределами максимальной растворимости.

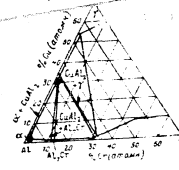
ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНАЯ ЧАСТЬ

Исходными материалами для проведения настоящей работы послужили алюминий чистоты 99,9963 (0,0016% Fe; 0,0016% Si; 0,0015% Си), электролитическая медь, хром, электролитический марганец, железо марки Э.

Легатуры Al—Cu, Al—Cr, Al—Fe и Al—Mn готовили в графитовом тигле при температуре 850° С и перед разливкой тщательно размешивали графитовой палочкой.

Сплавы приготовляли в графитовом тигле при температуре 750° С и выливали в массивную чугунную изложницу. Слитки имеют размеры 15×10×120 мм.

Химический состав сплавов приведен в табл. 1.



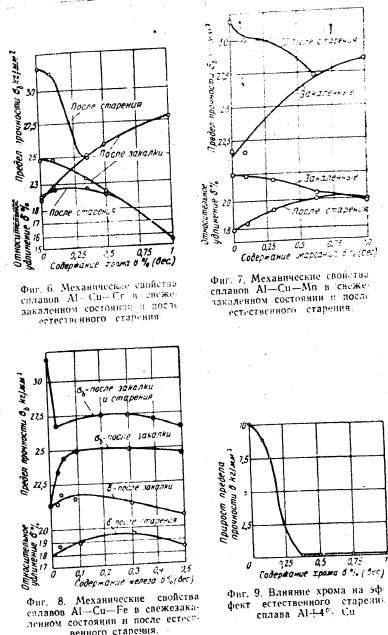
Фиг. 5. Диаграмма состояния Al—Cu—Cr.

POOR ORIGINAL

Таблица 1

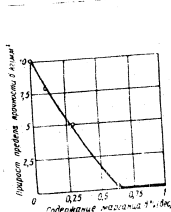
№ сплава	Химический состав и (по а.су)			
	Cu	Mn	Fe	Si
30	3,95	0,10	0,013	0,012
31	3,98	0,30	0,011	0,010
32	4,16	0,65	0,012	0,010
33	4,10	0,91	0,011	0,013
	Cu	Cr	Fe	Si
40	3,80	0,10	0,011	0,012
41	3,97	0,35	0,010	0,013
42	3,78	0,47	0,015	0,011
43	3,78	1,40	0,017	0,011
	Cu	Fe	Mg	Si
50	4,48	0,002	—	Следы
51	4,46	0,025	—	—
52	4,43	0,017	—	—
53	4,46	0,098	—	—
54	4,41	0,291	—	—
55	4,41	0,495	—	—

Слитки гомогенизировали при $510 \pm 3^\circ\text{C}$ в течение 48 час., после чего фрезеровали для снятия поверхностного слоя.
 Прокатка в листы толщиной 1 мм проводилась по следующей схеме: предварительный нагрев до $430-450^\circ\text{C}$ в течение часа, горячая прокатка до 3 мм, затем отжиг при 420°C в течение 2 час. и далее холодная прокатка до 1 мм.
 Из листов были вырезаны стандартные образцы для механических испытаний на разрыв. Образцы под закалку нагревали в соляной ванне при $345 \pm 3^\circ\text{C}$ в течение 2 час. и закаливали в проточной холодной воде. Механические испытания на растяжение проводились через 0, 5, 10, 16, 21, 36, 48, 120 и 240 час. после закалки.
 По данным механических испытаний были построены следующие кинетические кривые: кривые зависимости механических свойств сплавов в свежем закаленном состоянии и после естественного старения от содержания хрома, марганца и железа (фиг. 6-8) и кривые зависимости эффекта старения от содержания хрома, марганца и железа (фиг. 9-11). Каждая точка на диаграммах представляет среднее из трех испытаний.

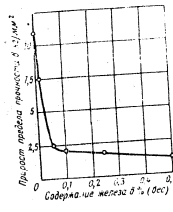


Фиг. 6. Механические свойства сплавов Al—Cu—Fe в свежем закаленном состоянии и после естественного старения.
 Фиг. 7. Механические свойства сплавов Al—Cu—Fe в свежем закаленном состоянии и после естественного старения.
 Фиг. 8. Механические свойства сплавов Al—Cu—Fe в свежем закаленном состоянии и после естественного старения.
 Фиг. 9. Влияние хрома на эффект естественного старения сплава Al-4.4% Cu.

POOR ORIGINAL



Фиг. 10. Влияние марганца на эффект естественного старения сплава Al-4% Si.



Фиг. 11. Влияние железа на эффект естественного старения сплава Al-4% Si.

ОБСУЖДЕНИЕ ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНЫХ ДАННЫХ

В полном соответствии с прежними экспериментальными данными и теоретическими выводами о влиянии легирующих элементов на свойства закаленных сплавов, хром и марганец увеличивают предел прочности сплавов Al-Si в закаленном состоянии. Предел прочности сплава Al-4% Si при введении марганца возрастает с 21,8 кг/мм² до 28,4 кг/мм² при 1% Cr; удлинение при этом падает с 22% до 20% (см. фиг. 5). Хром увеличивает предел прочности сплава Al-4% Si с 21,8 кг/мм² (сплав без хрома) до 28,0 кг/мм² при 1,0% Cr; удлинение при этом падает с 22% до 15,6% (см. фиг. 8).

Железо также повышает предел прочности закаленных сплавов: с 21,0 кг/мм² при 0,002% Fe до 24,8 кг/мм² при 0,1% Fe; при этом возрастает и удлинение, хотя и незначительно с 21,5 до 22,5% (см. фиг. 11).

При больших содержаниях железа резко понижает пластические и прочностные характеристики сплавов Al-Si, что связано с наличием второй фазы выделений Fe₃Al₂ (введение избыточного количества железа приводит лишь к резкому уменьшению зерна).

Из всех изученных нами сплавов наибольший предел прочности железа имеет двойной сплав Al-4% Si. Как после естественного старения, так и после введения хрома, марганца и в итоге из кривых (см. фиг. 6-8), с введением хрома, марганца и железа прочность сплавов вначале падает, а затем возрастает. Падение предела прочности связано с уменьшением эффекта естественного старения при введении хрома, марганца и железа. С другой стороны, увеличение содержания третьего компонента приводит к повышению предела прочности вследствие упрочнения твердого

раствора. Эти два фактора, накладываясь друг на друга, дают кривую зависимости свойств после естественного старения с минимумом при определенном содержании легирующего компонента.

Железо резко снижает эффект старения сплавов Al-4% Si, который при 0,05% Fe равен 2,5 кал/мм² вместо 11 кал/мм² при 0,002% Fe.

При дальнейшем увеличении содержания железа эффект старения сплавов Al-Si продолжает падать, но значительно менее интенсивно: с 2,5 кал/мм² при 0,1% Fe до 1,5 кал/мм² при 0,5% Fe.

Марганец также снижает способность сплавов Al-Si к естественному старению. Эффект старения сплавов Al-4,0% Si без Mn равен 10,2 кал/мм², а при содержании 0,65% Mn он падает практически до нуля.

Хром действует еще более интенсивно, чем марганец, и при добавке 0,35% Cr сплавы не стареют. Изучение удлинения сплавов закаленных сплавов и сплавов после естественного старения и введения хрома приводит к тем же выводам.

Таким образом, все исследованные до сих пор переходные элементы уменьшают эффект естественного старения алюминий-железных сплавов.

Железо, марганец, хром, а также кобальт и никель понижают эффект старения сплавов Al-Si практически до нуля в пределах растворимости указанных элементов в α -твердом растворе.

До сих пор причины подобного влияния элементов на естественное старение сплавов Al-Si не выяснены. Поскольку лишь переходные элементы так резко понижают эффект естественного старения сплавов Al-Si, то, по-видимому, причину этого явления следует искать в структуре α -твердого раствора сплавов Al-Si в присутствии переходных элементов.

Выяснение причины подобного влияния этих элементов на эффект старения представляет важную задачу и в этом направлении требуются дальнейшие исследования.

ВЫВОДЫ

1. В полном соответствии с литературными данными обнаружено резкое падение эффекта естественного старения сплавов Al-Si с введением железа. Наиболее резко эффект старения сплавов Al-Si падает при малых добавках железа: при введении в сплав 0,05% Fe эффект старения падает на 75,0%.
2. Марганец также снижает способность сплавов Al-Si к естественному старению и при введении 0,65% Mn сплавы Al-4,0% Si не стареют при комнатной температуре.
3. Хром снижает способность сплавов Al-Si к естественному старению в еще большей степени, чем марганец. Сплавы Al-4,0% Si не стареют при содержании хрома более 0,35%.

POOR ORIGINAL

ЛИТЕРАТУРА

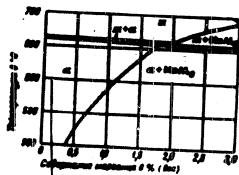
1. Уразов Г. Г. и Шушпанова Г. Е. Известия АН СССР, серия химическая, № 2, 1936.
2. Петроп Д. А. Некоторые вопросы теории алюминиевых сплавов. Металлургия, 1951.
3. Петроп Д. А. «Металлургия», 1937, № 5 и 6.
4. Seiffries Z. Archer R. Chem. Met. Eng. 24, 233, 1921.
5. Веровин С. М. «Вестник металлургической промышленности», 1925, № 7-10.
6. Petri H. C. Aluminium-Archiv, Bd. 14, 1939.
7. Phillips H. W. L. and Day, Journ. Inst. of Metals, 71, 33-47, 1947.
8. Hofmann W. Zeitschrift für Metallkunde, 41, № 12, 1950.
9. Knappwost H., Novotny H. Zeitschrift für Metallkunde, Bd. 33, № 4, 153-157, 1941.

POOR ORIGINAL

Канд. техн. наук В. А. ЛИВАНОВ
канд. техн. наук В. М. ВОЗДВИЖЕНСКИЙ

ВЛИЯНИЕ ДОБАВОК НА РАСТВОРИМОСТЬ МАРГАНЦА В АЛЮМИНИИ

Изучение растворимости марганца в алюминии дает возможность объяснить некоторые особенности поведения сплава АМц в процессе различных видов его обработки. Диаграмма состояния сплава А1—Мн приведена на фиг. 1. Из диаграммы видно, что растворимость марганца в алюминии зависит в зависимости от температуры. Известен ряд работ, посвященных изучению этого вопроса:



Фиг. 1. Диаграмма состояния алюминий-марганец.

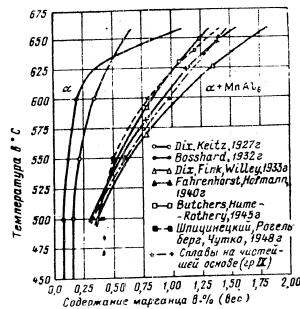
данные из них представлены на фиг. 2. Следует отметить, что недостатком большинства приведенных ранее исследований является то обстоятельство, что авторы не учитывали образования тройных систем при исследовании в сплаве А1—Мн привеской.

В задачу настоящей работы входило изучение влияния наиболее распространенных добавок — железа, кремния и титана на растворимость марганца в алюминии¹.

¹ Авторы выражают благодарность канд. В. Р. Штейншату за помощь в работе в тесной лаборатории К. И. Кузнецкой, принявшей участие в проведении исследований.

(68)

POOR ORIGINAL



Фиг. 2. Граница растворимости в системе алюминий-марганец по данным различных исследователей.

МАТЕРИАЛ И МЕТОДИКА ИССЛЕДОВАНИЯ

Для проведения опытов были взяты сплавы, химический состав которых указан в табл. 1. Рассмотрено было 10 вариантов добавок железа, кремния и титана.

Таблица 1

Условная группа сплава	Пределы содержания легирования в % (по весу)	Среднее содержание примесей в %		
		Fe	Si	Ti
IX*	0,0-2,65	0,002	0,002	—
X	0,0-1,95	0,025	0,025	—
I	0,0-2,11	0,10	0,10	—
II	0,0-2,12	0,25	0,25	—
III	0,0-2,13	0,60	0,20	—
IV	0,0-2,08	0,65	0,10	—
V	0,0-2,09	0,10	0,65	—
VI	0,0-2,11	0,65	0,10	0,20
VII	0,0-2,06	0,10	0,65	0,20
VIII	0,0-2,15	0,10	0,10	0,20

* Сплав изготовлен из алюминия АВ00 и электролитического марганца.

POOR ORIGINAL

Исследование проводилось методом измерения электросопротивления, являющегося, как показали многочисленные работы Н. С. Курякова и его школы, одним из наиболее ценных методов физико-химического исследования металлических сплавов. Кроме того, исследовалась микроструктура сплавов.

Сплавы отливали методом непрерывного литья (на лабораторной машине), размер слитков $20 \times 100 \times 200$ мм.

Из центральных участков слитков вырезали заготовки, подвергавшиеся для выравнивания химического состава, двукратной 24-часовой томогенизации при $620-630^\circ\text{C}$ с промежуточной холодной прокаткой (обкатке 60%).

После томогенизации заготовки прокатывали в полосы толщиной 1 мм (обкатке 83%) и вырезали образцы для измерения электросопротивления, боковые поверхности которых фрезеровали. Окончательный размер образцов $1 \times 15 \times 240$ мм.

Термическую обработку образцов производили в специальной печи с точностью регулирования температуры $\pm 1^\circ\text{C}$.

Режимы термической обработки сплавов I; II; VIII; IX; X группы — нагрев до 647°C , выдержка 5 час.; нагрев до 621°C , выдержка 8 час.; нагрев до 581°C , выдержка 23 час.; нагрев до 500°C , выдержка 30 час.

Режимы термической обработки сплавов III; IV; V; VI; VII групп — нагрев до 630°C , выдержка 7 час.; нагрев до 617°C , выдержка 11 час.; нагрев до 583°C , выдержка 23 час.; нагрев до 498°C , выдержка 30 час.

По окончании выдержки образцы закаливали в воде. Микроструктуру готовили электролитической полировкой. Фазовый состав сплавов определяли по транзитности структурных составляющих в различных реактивах. Использовались наиболее часто рекомендуемые реактивы: 20%-ый горячий раствор серной кислоты и 10%-ый горячий раствор едкого натра.

Хорошие результаты были получены при электролитическом травлении в 5% растворе NaOH при 20°C (плотность тока $0,05-0,1$ а/см², длительность 15-20 сек.). Травление проводило равномерно, при незначительном окислении сплава. Фазы FeAl_3 и $(\text{FeMn})\text{Al}_3$ имели темный цвет, фаза MnAl_3 значительно светлее.

Электросопротивление образцов измеряли на двойном мостике Томсона, в качестве нуль-инструмента использовали зеркальный гальванометр. Образец (база измерения 200 мм) устанавливали в специально сконструированные зажимы; сила тока (3 а) регулировалась реостатом; источником питания служила аккумуляторная батарея. Все измерения проводили при 20°C . Высокая точность измерения удельного электросопротивления очень существенна. Расчет предельной относительной ошибки измерения показал, что условия эксперимента позволяют отмечать изменение концентрации твердого раствора на 0,01% Mn.

ЭЛЕКТРОСОПРОТИВЛЕНИЕ И МИКРОСТРУКТУРА ИССЛЕДОВАННЫХ СПЛАВОВ

Границы растворимости обычно строят по изломам на кривой изменения электросопротивления сплава в зависимости от содержания компонента.

В чистейших сплавах Al-Mn (IX гр.) растворимость марганца составляет 1,55; 1,39, 1,13, 0,73 и 0,31% Mn при температуре 658; 647; 624; 581 и 500°C соответственно (фиг. 3а).

На кривых изменения электросопротивления сплавов с небольшими примесями железа и кремния (X группа) не отмечается резких четких изломов. Поэтому значения растворимости можно определить лишь приблизительно (фиг. 3б). При температуре 658, 624, 581 и 500°C растворимость марганца составляет 1,76; 1,35; 1,0 и 0,55% соответственно.

В отличие от чистейших сплавов, изломы на кривой электросопротивления не соответствуют изменению микроструктуры. Например, в сплавах, закаленных с 647°C , фаза MnAl_3 выявляется уже при 0,46% Mn.

У сплавов, содержащих в качестве примесей 0,1% железа и 0,1% кремния (I группа), для каждой температуры закалки имеются отдельные восходящие ветви кривой электросопротивления, которые плавно переходят в горизонталь при 500°C или в наклонную прямую при 580°C и выше (фиг. 3в). Аналогичные кривые электросопротивления имеют и сплавы X группы, с меньшим количеством примесей, но у сплавов I группы это явление выражено более четко.

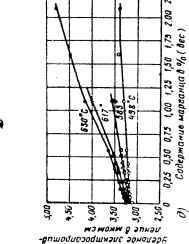
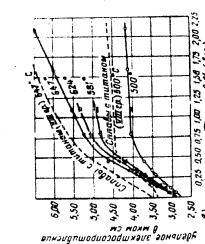
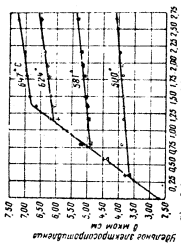
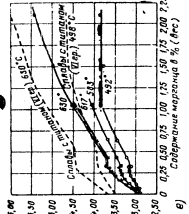
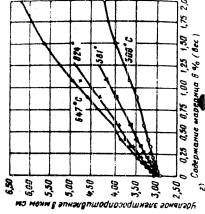
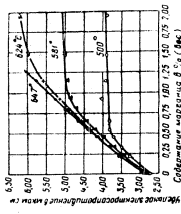
Перегибы на кривых электросопротивления также не соответствуют изменениям микроструктуры. Сплавы I группы не однофазны при любой температуре закалки. В микроструктуре алюминия указанной чистоты наблюдаются две фазы: α и FeAl_3 (фиг. 4а). Небольшие добавки марганца (до 0,25%) растворяются в этих фазах. Исключение в сплав большого количества марганца вызывает образование фазы $(\text{MnFe})\text{Al}_3$ (фиг. 4б). Фазы $(\text{FeMn})\text{Al}_3$ и $(\text{MnFe})\text{Al}_3$ образуются с большим трудом (первая травится в растворе NaOH лишь немного сильнее). По мере увеличения концентрации марганца в сплаве меняется химический состав фазы $(\text{MnFe})\text{Al}_3$ и ее транзитность. Кремний, содержащийся в сплавах, самостоительных фаз не образует, а находится в твердом растворе.

Электросопротивление сплавов с большим содержанием железа и кремния (II-III группы) прямо пропорционально концентрации марганца (фиг. 3д и е). Чем выше температура, тем большее количество марганца находится в твердом растворе и изломов на кривых электросопротивления не наблюдается.

Сплав с 0,25% Fe и 0,25% Si содержит крупные примесевые кристаллы FeAl_3 (фиг. 4в). При содержании марганца 0,5-0,6% происходит образование сильно растравливаемой фазы $\text{T}(\text{Al}_2\text{Mn}_2\text{Si})$ (фиг. 4г). При 1,5% Mn выявляется фаза $(\text{MnFe})\text{Al}_3$.

* Получено экстраполированием.

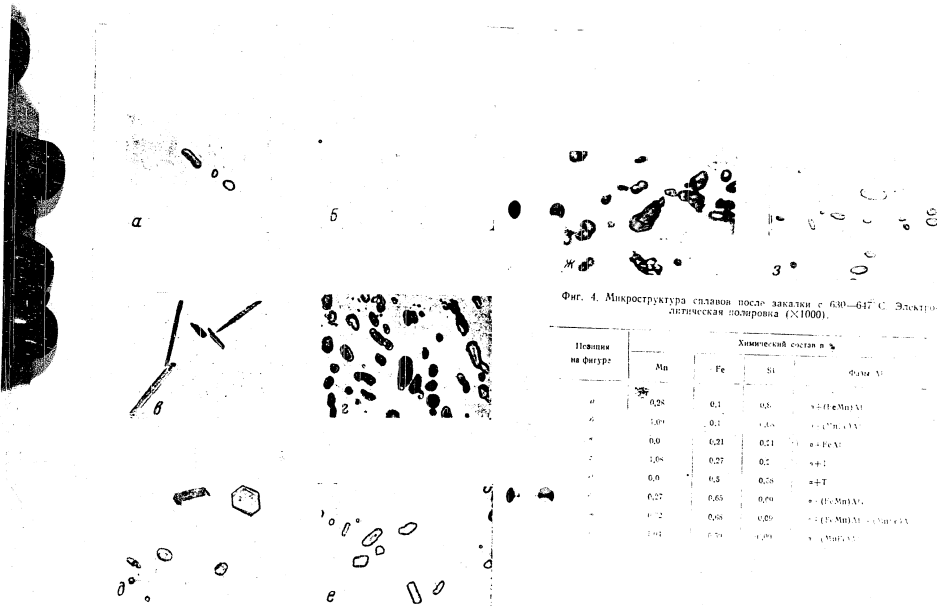
POOR ORIGINAL



Фиг. 3. Зависимость удельного электропроводимости от температуры в градусах Цельсия и содержания углерода в стали.

Положение на графике	Диапазон в %		
	Углерод	Si	Mn
IX	0,025	0,05	
I	0,1		
VIII	0,1	0,1	0,2
II	0,25	0,25	
III	0,6	0,7	
IV	0,65	0,7	
V	1,0	0,65	
VI	1,0	0,65	

POOR ORIGINAL



POOR ORIGINAL

В сплавах III группы фаза $T_1(Al_2Fe_3Si)$ встречается в виде тонкозернистых многогранников (фиг. 4,0). Она легко растворяет марганец с образованием фазы T, поэтому указанные фазы образуют непрерывный ряд твердых растворов. Аналогичной структурой обладают и сплавы V группы.

Кривые изменения электропроводности сплавов с повышенным содержанием железа (VI группа) имеют площадку при содержании марганца 0,2-0,4%. Далее, с увеличением концентрации марганца электропроводность вновь возрастает (фиг. 3,е). Микроструктура сплавов, фигуративные точки которых расположены левее площадки, состоит из двух фаз: α и $FeAl_3$ или α и $(FeMn)Al_3$ (фиг. 4,е). Площадка соответствует трехфазному состоянию: $\alpha + (FeMn)Al_3 + (MnFe)Al_3$ (фиг. 4,ж). Правее площадки — снова двухфазное состояние $\alpha + (MnFe)Al_3$ (фиг. 4,з). Излом на кривой электропроводности при 1% Mn не сопровождается изменениями микроструктуры.

В сплавах с повышенным содержанием кремния (V и III группы) при закалке с 498°С электропроводность практически не зависит от содержания марганца, т. е. марганец не входит в твердый раствор (фиг. 3,д и ж). Кремний же, напротив, почти целиком находится в твердом растворе.

У сплавов, содержащих кроме добавок железа и кремния 0,2% Ti (VI, VII и VIII групп) характер изменения электропроводности сплавом на фиг. 3,а, б и ж. Во всех случаях электропроводность сплавов с 0,2% Ti выше, чем соответствующих сплавов без титана; обе кривые почти параллельны при всех температурах закалки. Добавка 0,2% Ti не вызывает заметных изменений микроструктуры, фазовый состав сплавов не меняется, фазы сохраняют свой внешний вид и правильность. Микрогладкость твердого раствора несколько увеличивается, а твердость химических соединений практически не меняется; уменьшается незначительно параметр кристаллической решетки твердого раствора. Таким образом, все экспериментальные данные показывают, что титан почти целиком находится в α -твердом растворе.

РЕЗУЛЬТАТЫ ЭКСПЕРИМЕНТОВ

Полученные значения растворимости марганца в чистейшем алюминии мало отличаются от данных других исследователей.

Изменение электропроводности сплавов с добавками железа и кремния имеет особенности, которые требуют специального рассмотрения.

Во многих, и одних от сплавов на чистой основе, не кривые изменения электропроводности этих сплавов нет четких, резких изломов: кривые плавно меняют направление в некотором интервале концентраций, что не сопровождается изменениями в микроструктуре.

(46)

Эту особенность можно объяснить с помощью соответствующих диаграмм состояния.

Чистейшие сплавы (IX группа) являются двойными, точка излома на кривой электропроводности соответствует переходу сплава из однофазного состояния α в двухфазное $\alpha + MnAl_3$. В двойной системе при наличии двухфазного состояния (все процессы рассматриваются при постоянной температуре) концентрации компонентов в фазах остается постоянной вне зависимости от химического состава сплава. Поэтому в чистейших сплавах концентрация α -твердого раствора не изменяется после появления первых «избыточных» выделений металлидов. А если концентрация α -твердого раствора не меняется, то и электропроводность остается постоянным (изменением электропроводности за счет увеличения количества металлидов можно пренебречь).

В сплавах, содержащих примеси, закономерности иные. Достаточно ввести 0,025% Fe, чтобы появилась фаза $FeAl_3$, т. е. сплав по существу становится уже трехкомпонентным Al—Mn—Fe (присутствием небольшого количества кремния можно пренебречь). В тройной системе при наличии двухфазного состояния ($\alpha + FeAl_3$ или $\alpha + MnAl_3$) концентрация компонентов в фазах не постоянна: чем больше компонента (марганца) в сплаве, тем больше α -твердый металлидов, с увеличением концентрации компонента в сплаве продолжает возрастать концентрация α -твердого раствора. Это, в свою очередь, вызывает возрастание электропроводности сплава.

Отсюда следует вывод, что совершенно неверно границу растворимости для сплавов с примесями строить так же, как и для чистейших (двойных) сплавов, лишь смещая ее в сторону меньшего содержания компонента (как это часто делают).

Изложенные общие теоретические положения позволяют легко объяснить особенности изменения электропроводности сплавов различной чистоты.

Рассмотрим алюминиевый угол диаграммы состояния Al—Mn—Fe (фиг. 5,а). Будем пользоваться схемой, приведенной на фиг. 5,б, на которой эта диаграмма представлена в увеличенном масштабе для удобства графических построений. Сплавы I и X группы при 500°С соответствуют сечению Z. В двухфазной области $\alpha + (FeMn)Al_3$ при возрастании концентрации марганца в сплаве (от A к D и выше) концентрация α -твердого раствора возрастает по AB, а в двухфазной области $\alpha + (MnFe)Al_3$ по BB', то есть условно можно считать, что по одной и той же кривой. Эластик трехфазного состояния DE очень мал и в сплавах I и X групп не улавливается. Поэтому изменение фазового состава (появление $(MnFe)Al_3$ вместо $(FeMn)Al_3$) не отмечается на кривых электропроводности.

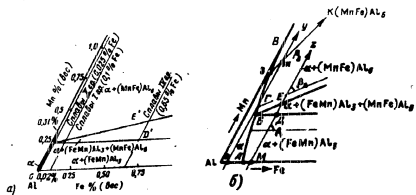
1 Строго говоря, на кривых изменения электропроводности при константной температуре, соответствующей точке D (или E для сплавов V группы) несомненно существует излом, однако выражен он очень слабо и практически им можно пренебречь.

(50)

POOR ORIGINAL

По мере увеличения содержания марганца в сплаве, концентрация α -твердого раствора растет не беспредельно: при некоторой концентрации марганца в сплаве наступает насыщение α -твердого раствора, а на кривых электросопротивления отмечается излом. (Для сплавов X и I групп при 500°С это соответствует 0,55% и 0,8% Mn, а для сплавов IV группы — 1,1% Mn.)

Поведение сплавов с небольшим количеством примесей (X группы) при высокой температуре (624—647°С) можно пояснить той же схемой (сечение Y). При малом содержании марганца сплавы однофазны, весь вводимый марганец переходит в твердый раствор. При достижении концентрации точки G появляется фаза $MnAl_3$.



Фиг. 5. а — изотермическое сечение (при 500°) алюминиевого угла диаграммы состояния Al-Mn-Fe, б — система алюминий-железо-марганец.

Далее концентрация твердого раствора изменяется по GB, то есть значительное количество вводимого в сплав марганца переходит в α -твердый раствор, на кривой электросопротивления излома не отмечается. При более высоком содержании марганца наступает, как указано выше, насыщение твердого раствора, и на кривой электросопротивления появляется излом.

Второй особенностью сплавов с примесями является наличие отдельных восходящих ветвей кривых электросопротивления для каждой температуры закалки. Эти сплавы обладают гетерогенной структурой (α - $FeAl_3$ или α - $MnAl_3$) при любой температуре вплоть до плавления. С понижением температуры меняется количественное соотношение фаз, уменьшается концентрация α -твердого раствора, а следовательно, и электросопротивление сплава.

Некоторые исследователи это закономерное уменьшение сопротивления рассматривают как случайный разброс экспериментальных точек, и для всех температур закалки проводят одну восходящую ветвь кривой (например, Bosshard, E. C. Шпичинский и др.). В нашем случае, такой способ обработки результатов дает значительные растворимости, близкие к результатам E. C. Шпичинского: 658°С — 1,38% Mn; 624°С — 1,03%; 581°С — 0,70% и 500°С —

0,29% Mn (фиг. 6, 2-й вариант). Интересно отметить, что проверка правильности построения границы растворимости (в координатах I — ln at% Mn) и по мощности изменения теплоты растворения (Клиппе и Рогольберг) в обоих случаях (фиг. 6, 1-й и 2-й вариант) указывает на достоверность построения.

Обработка результатов по 1-му варианту (т. е. построение отдельных ветвей кривой электросопротивления для каждой температуры закалки) создает впечатление, что при небольшом загрязнении сплавов растворимость марганца в алюминии возрастает, однако это является следствием особенности метода электросопротивления: изломы на кривой электросопротивления указывают лишь на концентрацию марганца в сплаве, свыше которой марганец не переходит в твердый раствор. Для оценки же содержания марганца в твердом растворе, т. е. действительной растворимости, необходимо также сравнивать и абсолютные значения электросопротивления сплавов.

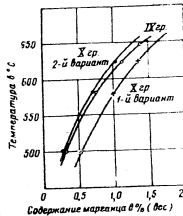
Изложение выше объясняет, почему в работе Дикса, Финки и Вилли получено более высокое значение растворимости марганца: авторы применили 1-й вариант обработки результатов.

В сплавах IV группы, содержащих до 0,65% Fe, участок трехфазного состояния DE (фиг. 5) $\alpha + (FeMn)Al_3 + (MnFe)Al_3$ имеет большую протяженность по концентрации, чем в сплавах X и I группы, и поэтому четко отмечается на кривых электросопротивления. При трехфазном состоянии тройной системы концентрация компонентов в фазах остается неизменной, не изменяется и электросопротивление.

При оценке растворимости компонента в чистейших сплавах и в сплавах с различным количеством примесей, возникают следующие затруднения.

Обычно кривая растворимости строится по точкам излома на кривой электросопротивления, но для сплава с малым количеством примесей в этом случае создается обманочное впечатление нарастания растворимости (сплав X группы); для сплавов со средним количеством примесей электросопротивление возрастает и за тройной изломом, что указывает на значительное растворение марганца, которым никак нельзя пренебрегать (сплавы I и IV группы).

Сплавы с большим количеством примесей (II и III группы) вообще не имеют четких изломов на кривых электросопротивления.



Фиг. 6. Расположение границ растворимости в системе Al-Mn в зависимости от чистоты применяемых материалов и метода обработки экспериментальных данных.

POOR ORIGINAL

Можно оценивать максимальную растворимость как концентрацию компонента, при которой появляются первые «выбиточные» выделения интерметаллидов. Это будет достаточно верно с точки зрения физической химии, но в реальных промышленных сплавах количество примесей велико и сплавы почти всегда гетерогенны. В этом случае (и в частности при работе со сплавом АМц) вопрорядок должен ставиться совершенно иначе: какое количество основного компонента останется совершенно неизменным при данном химическом составе сплава находится в твердом растворе, как изменится насыщенность твердого раствора с изменением химического состава сплава или температуры. Иначе говоря, понятие максимальной растворимости следует относить к насыщенности α -твердого раствора.

Отсюда следует, что наиболее целесообразно границы растворимости строить в координатах «температура — насыщенность твердого раствора». Каждая группа кривых строится для определенного количества примесей. В изученном интервале концентраций электросопротивление, прямо пропорционально содержанию марганца в твердом растворе, или вообще, пропорционально насыщенности твердого раствора, если в сплаве содержатся растворимые добавки. Поэтому по оси концентрации можно откладывать условное содержание марганца в твердом растворе, определенное по восходящей ветви кривой электросопротивления чистейших сплавов. Построенный таким образом график для среднего содержания марганца в сплаве АМц — 1,3% (фиг. 7) позволяет оценить влияние добавок на растворимость марганца в алюминии.

Предварительно отметим, что удельное электросопротивление алюминия (в сплавах без марганца), «зависит только от содержания растворимых добавок (кремния и титана). Эти добавки почти полностью находятся в твердом растворе, а железо не препятствует их растворению.

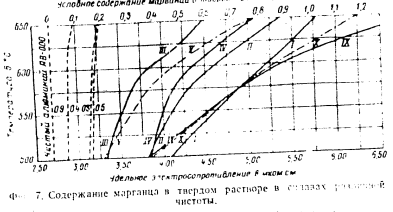
В сплаве АМц по мере увеличения содержания добавок железа и кремния растворимость марганца уменьшается. В сплавах с 0,5—0,7% железа и кремния (каждого) количество марганца в твердом растворе (при 500°С и ниже) не превышает 0,2—0,4%, а в действительности даже меньше, так как необходимо учитывать некоторое количество кремния, также находящегося в твердом растворе.

При высокой температуре (620—658°С) растворимость марганца обратно пропорциональна суммарному содержанию добавок железа и кремния, а при 500°С — только содержанию кремния. График на фиг. 8 построен с учетом этой особенности. Если условно считать, что кремний растворен нацело, то при 500°С содержание марганца в твердом растворе падает до нуля (пунктирная линия), и во всяком случае не превышает 0,1—0,2%.

Итак, вопреки установившемуся мнению, кремний сильнее влияет на растворимость марганца в алюминии. Если при 630—658°С

тормозящее влияние железа и кремния можно оценить как приблизительно равное, то при 450—550°С кремний, находясь в твердом растворе и количестве 0,5—0,7%, полностью препятствует растворению марганца; добавка железа снижает растворимость в меньшей степени.

Причина различного влияния железа и кремния может быть выяснена при сравнении диаграмм состояния Al—Mn—Fe (фиг. 5, а, б) и Al—Mn—Si (фиг. 9)¹.



Фиг. 7. Содержание марганца в твердом растворе в сплавах различных групп.

Условные координаты в %

Группа сплавов	Mn	Fe	Si	Al
I	1,3	0,1	0,1	98,5
II	1,3	0,25	0,25	98,2
III	1,3	0,6	0,7	98,0
IV	1,3	0,65	0,3	97,75
V	1,3	0,8	0,2	97,7
VI	1,3	0,2	0,2	98,3
01	1,3	0,5	0,7	97,5
02	1,3	0,6	0,6	97,5
03	1,3	0,7	0,5	97,5
04	1,3	0,8	0,4	97,5
05	1,3	0,9	0,3	97,5
06	1,3	1,0	0,2	97,5

В сплавах IV группы (0,65% Fe) при добавке марганца концентрация твердого раствора значительно возрастает, так как кривая АБВ — граница α -твердого раствора, расколлапсирует почти параллельно оси абсцисс.

¹ Фигурой 9 мы пользуемся условно, так как в сплавах V группы (0,65% Fe и 0,2% Si) кремний, содержащий до 0,1 Fe, и взаимодействует с Fe согласно третьей диаграмме Al—Mn—Fe—Si не разработано.

POOR ORIGINAL

Канд. техн. наук В. А. ЛИВАНОВ
канд. техн. наук В. М. ВОЗДВИЖЕНСКИЙ

РЕКРИСТАЛЛИЗАЦИЯ СПЛАВОВ АЛЮМИНИЯ С МАРГАНЦЕМ

Величина зерна является одной из существенных характеристик металлов и сплавов, в значительной мере определяющей качество полуфабрикатов или готовых изделий. Изучение процесса возникновения и роста зерна в результате рекристаллизации особенно необходимо для сплавов, подвергающихся деформации и отжигу. Диаграммы рекристаллизации металлов и сплавов, строящиеся для некоторых частных случаев состояния металла, не всегда дают полное представление о поведении реальных сплавов. Кроме того, многообразие фазовых и структурных превращений, протекающих в сплавах в процессе обработки, накладывает свой отпечаток на рекристаллизацию, а следовательно, и на конечный размер зерна в готовых изделиях или полуфабрикатах. К сожалению, закономерности этого влияния изучены еще очень слабо, что сильно затрудняет рациональное построение технологических процессов. Это относится, в частности, к сплаву АМц.

В изделиях из сплава АМц в некоторых случаях образуется недопустимая крупнозернистая рекристаллизованная структура, сплав часто обладает узким, неустойчивым температурным интервалом разупрочнения при отжиге, что сильно затрудняет получение требуемых механических свойств в полунагретом состоянии. На основании ряда исследовательских работ можно сделать вывод, что при равных условиях деформации и отжига величина рекристаллизованного зерна в сплавах А1—Мп определяется, в основном, тремя факторами: содержанием марганца в твердом растворе, количеством и распределением дисперсных фаз, неравномерностью химического состава и структуры.

Изучению влияния указанных факторов на процесс рекристаллизации и посвящена настоящая работа¹.

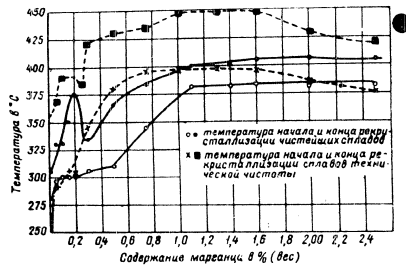
¹ Авторы выражают благодарность инж. В. Р. Штеинигер за помощь в работе, а также лаборанту К. И. Кузнецовой, принимавшей участие в проведении экспериментов.

POOR ORIGINAL

ВЛИЯНИЕ РАСТВОРЕННОГО МАРГАНЦА И ДИСПЕРСНЫХ ФАЗ НА КИНЕТИКУ РЕКРИСТАЛЛИЗАЦИИ

Первоначально был изучен процесс рекристаллизации в сплавах с равномерным распределением всех компонентов по объему металла (т. е. после предварительной гомогенизации слитков).

Для исследования были отлиты следующие сплавы:
 а) сплав на основе чистейшего алюминия (АВ000) и электролитного марганца с содержанием марганца 0; 0,05; 0,1; 0,15; 0,20; 0,30; 0,50; 0,75; 1,1; 1,4; 1,6; 2,0 и 2,5%;
 б) сплав на основе алюминия технической чистоты (АВ2; примеси: 0,1% Fe, 0,1% Si), содержание марганца то же самое;



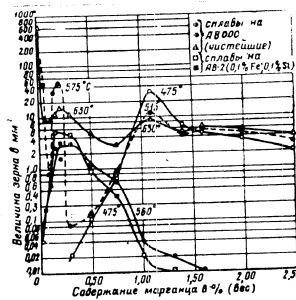
Фиг. 1. Зависимость температуры рекристаллизации от содержания марганца в сплавах различной чистоты.

в) сплавы с переменным содержанием марганца (в пределах 0,0-2,2%) и различной комбинацией добавок железа, кремния и титана: 1) 0,1% Fe, 0,1% Si; 2) 0,25% Fe, 0,25% Si; 3) 0,6% Fe, 0,7% Si; 4) 0,65% Fe, 0,1% Si; 5) 0,1% Fe, 0,70% Si; 6) 0,1% Fe, 0,1% Si; 0,2% Ti; 7) 0,65% Fe, 0,1% Si; 0,2% Ti; 8) 0,1% Fe, 0,70% Si; 0,2% Ti.

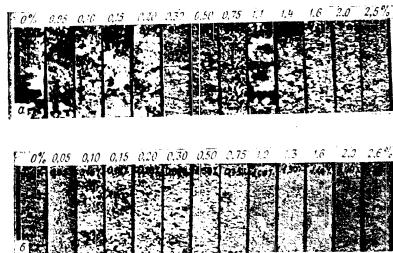
Слитки отливали в изложницу, гомогенизировали 48 час. при 635-640°С, а затем прокатывали при комнатной температуре до толщины 1 мм (обжатие 83-85%).

Вырезанные из листов образцы отжигали в муфельной печи при различных температурах в течение 30 мин. Температуру начала и конца рекристаллизации определяли рентгенографически и по изменению твердости.

На кривой зависимости температуры конца рекристаллизации чистейших сплавов от содержания марганца (фиг. 1) отмечено два



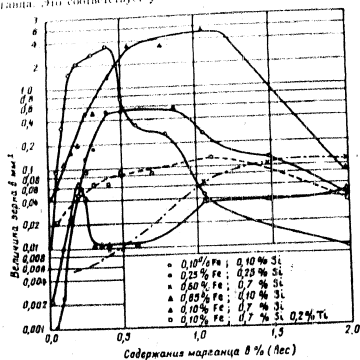
Фиг. 2. Влияние температуры отжига и содержания марганца в сплаве на величину рекристаллизованного зерна.



Фиг. 3. Макроструктура сплавов (уменьшено в 2 раза) с различным содержанием марганца (указано на образцах). а - чистейшие сплавы, отжиг при 475°С, б - сплавы технической чистоты, отжиг при 500°С.

POOR ORIGINAL

максимум. Первый при содержании 0,2% Mn, второй при 1,1-1,2% Mn. При дальнейшем увеличении концентрации марганца в сплаве температура начала и конца рекристаллизации не меняется. В сплавах технической чистоты температура рекристаллизации изменяется аналогичным образом, но максимумы на кривой выражены не так четко и смещены в сторону меньшего содержания марганца. Это соответствует уменьшению растворимости марганца



Фиг. 4. Зависимость температуры рекристаллизованного зерна сплавов от содержания марганца и примесей.

в присутствии примесей железа и кремния. Снижение температуры рекристаллизации, в сплавах, содержащих свыше 1,6% Mn, вероятно, связано распадом твердого раствора при отжиге. Второй максимум на кривых температуры рекристаллизации приблизительно соответствует растворимости марганца в алюминии при 620-640°С, т. е. при температуре гомогенизации сплавов¹. Таким образом, температура рекристаллизации является функцией содержания марганца в твердом растворе.

Для получения рекристаллизованной структуры нагартованные образцы отжили в муфельной печи при температуре 475, 515, 560

¹ В. А. Давыдов, В. М. Воздвиженский. Влияние добавок на растворимость марганца в алюминии (статья в настоящей сборнике).

и 630°С. Натеря проводили медленно, в течение 5-6 час. (как в производственных условиях) с выдержкой при заданной температуре 30 мин.

Величину рекристаллизованного зерна определяли по общепринятой методике с помощью окуляр-микрометра или лупы Бриггелла. Изменение величины рекристаллизованного зерна (число зерен/сплав) соответствует изменению температуры конца рекристаллизации; наиболее крупное зерно образуется при 0,2% Mn (в сплавах с максимальным температурным интервалом рекристаллизации) и при 1,1% Mn (в сплавах с максимальным содержанием марганца в твердом растворе) — фиг. 2 и 3, а, б.

Сплавы технической чистоты существенно отличаются от чистых. Во-первых, благодаря присутствию примесей железа и кремния, собирательная рекристаллизация в них протекает во много раз слабее и размер зерна возрастает уже при небольших добавках марганца. Во-вторых, наличие большого количества выделений металлов приводит к изменению рекристаллизованного зерна. Наибольший размер зерна наблюдается в интервале концентраций 0,15-0,4% Mn.

В сплавах с различной комбинацией добавок железа, кремния и титана с повышением концентрации марганца от 0 до 0,4-0,5% размеры зерна увеличиваются (фиг. 4). Этот интервал концентраций соответствует наиболее интенсивному растворению марганца и повышению температуры рекристаллизации. Если на основе данных измерения удельного электропроводления приблизительно оценить содержание марганца в твердом растворе в сплавах с максимальным размером рекристаллизованного зерна, то оно для всех сплавов окажется равным 0,15-0,30%. Иначе говоря, специфическое влияние марганца проявляется и в присутствии значительного количества примесей железа, кремния и титана.

Увеличение концентрации марганца более 0,4-0,5%, как правило, вызывает уменьшение рекристаллизованного зерна. Этот интервал концентраций связан с меньшим увеличением растворимости твердого раствора и со значительным возрастанием количества выделений интерметаллидов. Последние, очевидно, и оказывают преобладающее воздействие на размеры зерна.

Для уточнения влияния дисперсных частиц были отлиты методом непрерывного литья четыре сплава на чистейшем алюминии с 0,6, 0,85, 1,6 и 2,6% Mn. При этом почти весь марганец входил в твердый раствор. Затем сплавы подвергли двукратному 24-часовому отжигу при 500-510°С с промежуточными деформациями, что вызвало установление во всех сплавах равновесной (для 510°С) и одинаковой концентрации твердого раствора. Количество дисперсных выделений интерметаллидов, напротив, возрастало по мере увеличения содержания марганца в сплаве. Условно можно считать его пропорциональным разности общей концентрации марганца и

¹ Чистейший алюминий также обладает крупнозернистой структурой вследствие сильно развитой собирательной рекристаллизации.

POOR ORIGINAL

сплаве и равновесной концентрации твердого раствора. Подготовленные таким образом заготовки прокатывали до толщины 1 мм (обжатие 83%) и отжигали при 520 и 635°С (с медленным нагревом). Размеры зерна указаны в табл. 1, макроструктуры и микроструктуры сплавов (содержание марганца в твердом растворе во всех сплавах 0,35%) приведены на фиг. 5.

Таблица 1
Величина рекристаллизованного зерна в сплавах, содержащих 0,25% Mn в твердом растворе

№ сплава	Концентрация C ₁ марганца в сплаве в %	Концентрация C ₂ марганца в твердом растворе в %	Разность концентраций C ₁ -C ₂ в %	Средний диаметр зерна в мкм	
				после отжига 520°С	после отжига 635°С
53	0,61	0,35	0,26	0,60	2,0
54	0,85	0,35	0,50	0,40	1,7
55	1,58	0,35	1,23	0,30	0,4
56	2,66	0,35	2,31	0,1-0,15	0,2

Полученные результаты показывают, что присутствие дисперсных (или вообще любого размера) выделений интерметаллидов измельчает зерно, образующееся при рекристаллизации обработки; чем больше число выделений, тем мельче зерно. Однако резкое измельчение происходит только при значительном увеличении количества дисперсных выделений. В этом случае сильно тормозится рост зерна при собирательной рекристаллизации (фиг. 5).

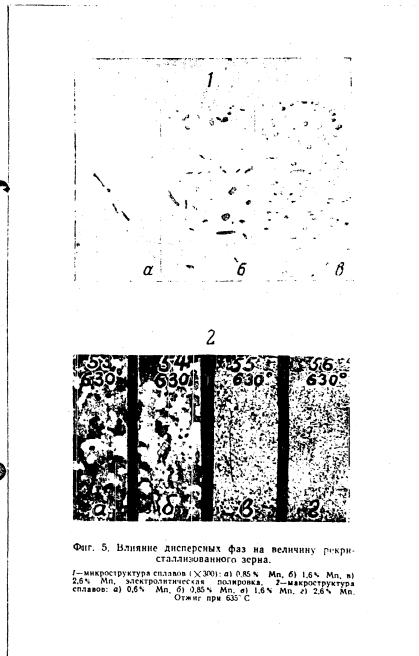
Таким образом, можно сделать общий вывод о влиянии компонентов сплава AMc на величину рекристаллизованного зерна. Растворимые компоненты влияют различно: марганец, как правило, увеличивает размер рекристаллизованного зерна; титан — резко уменьшает; кремний в сплавах, содержащих менее 0,4% Mn, не влияет на размер зерна, а в сплавах с 0,5% Mn и более — способствует его укрупнению.

Железо — элемент практически нерастворимый в твердом алюминии. Его влияние (измельчение зерна) связано со значительным увеличением количества выделений интерметаллидов.

ЛИКВАЦИОННЫЕ НЕОДНОРОДНОСТИ И ИХ ВЛИЯНИЕ НА КИНЕТИКУ РЕКРИСТАЛЛИЗАЦИИ

При литье слитков, вследствие ликвации, возникают значительные неоднородности химического состава по дендритной ячейке, влияющие определенным образом на процесс рекристаллизации

* Избыток добавки титана к чистому алюминию также резко уменьшает величину рекристаллизованного зерна.



Фиг. 5. Влияние дисперсных фаз на величину рекристаллизованного зерна.
1 — макроструктура сплавов (X300): а) 0,6% Mn, б) 0,85% Mn, в) 1,58% Mn, г) 2,66% Mn, электролитическая полировка. 2 — макроструктура сплавов: а) 0,6% Mn, б) 0,85% Mn, в) 1,58% Mn, г) 2,66% Mn. Отжиг при 635°С.

POOR ORIGINAL

деформированных полуфабрикатов. Однако прежде чем рассматривать влияние их на рекристаллизацию, необходимо было исследовать образование этих неоднородностей, так как ликвация в сплавах Al—Mn—Fe—Si—Ti не изучена. Объем настоящей статьи не позволяет подробно рассмотреть полученные результаты, а поэтому ниже приводятся лишь основные выводы.

В чистых сплавах Al—Mn ликвация не получает значительного развития¹. Добавка кремния к сплаву Al—Mn вызывает сильное упрочнение периферийных участков дендритных ячеек, добавка титана упрочняет центральные участки дендритных ячеек, добавка железа уменьшает интенсивность ликвации марганца и, особенно, кремния. Минимальный разброс микротвердости получается в сплавах при совместном введении титана и железа.

Характер ликвации в тройных и более сложных сплавах определяется типом их диаграммы состояния: добавки, понижающие температуру плавления сплава, растворяются преимущественно по границам дендритных ячеек, а добавки, повышающие температуру плавления, — в центральных участках. (В нашем конкретном случае первые могут быть названы «эвтектическими», а вторые — «перитектическими»). С повышением скорости кристаллизации сплава усиливается ликвационная неравномерность распределения компонентов по дендритной ячейке; повышается концентрация твердого раствора как в периферийных, так и в центральных участках дендритных ячеек, возрастает средняя концентрация твердого раствора.

Влияние ликвационных неоднородностей на процесс рекристаллизации изучалось на катаных образцах. Слитки прокатывали при комнатной температуре, так как при горячей прокатке ликвационные неоднородности разрушаются вследствие распада твердого раствора. Температуру рекристаллизации и величину зерна определяли как и в предыдущем случае.

В соответствии с ликвационным распределением компонентов по дендритной ячейке добавка кремния в сплав Al—Mn резко повышает температуру конца и в меньшей степени температуру начала рекристаллизации².

Добавка титана к сплавам Al—Mn—Si и Al—Mn—Fe повышает лишь температуру начала рекристаллизации (табл. 2).

Значительное повышение температуры рекристаллизации в сплавах Al—Mn—Si является результатом совместного влияния марганца и кремния, так как кремний в отдельности (в сплавах Al—Si) подобного воздействия не оказывает, хотя ликвационная неравномерность его распределения выражена очень сильно.

В чистом сплаве Al—Mn при отжиге образуется крупное рекристаллизованное зерно, причем чем выше скорость кристалли-

¹ Ликвация исследовалась методом микротвердости на электролитически полированных шпифах.

² Температура начала рекристаллизации определяется, в основном, наименее деформированными и в то же время сильнее нагретыми центральными участками дендритных ячеек, температура конца рекристаллизации — периферийными, наиболее деформированными участками.

Таблица 2
Температура рекристаллизации и величина зерна холоднокатаных (из литого состояния) сплавов

Химический состав в %					Температура рекристаллизации в °С		Величина зерна в мк (метод 450°С)
Mn	Fe	Si	Ti	Al	начало	конец	
1,30	—	—	—	остальное	380	430	4,0
1,29	—	0,55	—	—	420	520	0,63
1,37	0,60	—	—	—	390	450	0,85
1,34	—	0,55	0,10	—	440	520	0,63
1,38	0,61	—	0,11	—	400	450	0,4

зации слитка, тем крупнее зерно. Добавка железа или титана уменьшает его размер. Совместное введение этих добавок действует значительно сильнее, чем каждая добавка в отдельности.

Чрезвычайно мелкое рекристаллизованное зерно образуется в сплаве с добавками кремния. Это объясняется значительным повышением концентрации твердого раствора по границам дендритных ячеек (как следствие совместной ликвации марганца и кремния). Ликвационная неоднородность в этом случае резко повышает температуру конца рекристаллизации и ограничивает рост рекристаллизованного зерна.

Таким образом, не учитывая последующих фазовых и структурных превращений, можно сделать вывод, что мелкое рекристаллизованное зерно образуется в материале с равномерным распределением компонентов. Небольшая концентрационная неоднородность способствует образованию крупного зерна. Однако значительное увеличение неравномерности химического состава, вновь приводит к образованию мелкого рекристаллизованного зерна.

Что же касается образования крупного рекристаллизованного зерна в сплаве AlMn, то здесь, по-видимому, основную роль играет не сама ликвация, а те изменения, которые она вызывает при термической и механической обработке сплава. На это, в частности, указывает наличие мелкозернистой рекристаллизованной структуры в отожженных листах, полученных холодной прокаткой слитка.

ФАЗОВЫЕ И СТРУКТУРНЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ И ИХ РОЛЬ В ПРОЦЕССЕ РЕКРИСТАЛЛИЗАЦИИ

В реальных условиях производства во время нагрева и горячей прокатки слитков происходит распад твердого раствора, кинетика которого исследовалась на сплавах различного химического состава. Основными методами исследования были измерение удельной электросопротивления, измерение микротвердости и анализ микроструктуры.

Распад твердого раствора был исследован при трех вариантах обработки.

POOR ORIGINAL

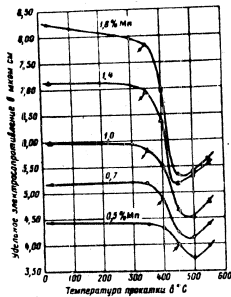
Отжиг закаленных образцов

Образцы из сплавов, содержащих 1,1% Mn и различное количество добавок железа, кремния и титана (химический состав см. стр. 73) закаляли с температуры 642°С, а затем отжигали в течение 6 час. в интервале температуры 200–600°С.

С повышением температуры отжига (в интервале 400–500°С) растет интенсивность распада твердого раствора. Наиболее полный распад наблюдается при 500°С. Дальнейшее повышение температуры вызывает растворение вываливших фаз. Добавка кремния понижает температуру начала распада до 300–350°С и резко увеличивает его интенсивность. Добавка железа влияет аналогично, но значительно слабее. Титан (0,2%) при всех температурах отжига сохраняется в твердом растворе и почти не влияет на кинетику его распада.

Горячая прокатка слитков

Слитки сплавов, содержащих 0,0–1,8% марганца (примеси: 0,1% Fe, 0,1% Si) отливали методом непрерывного литья, а затем



Фиг. 6. Влияние температуры прокатки на величину электроосаждения сплавов с различным содержанием марганца.

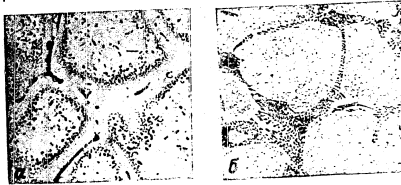
прокатывали при температуре 20; 350; 400; 450; 500 и 550°С. После этого производилась холодная прокатка. Электроосаждение измеряли на нагартованных образцах. Его изменение (фиг. 6) по-

казывает, что чем больше содержание марганца в сплаве, тем ниже температура начала и температура наибольшей интенсивности распада твердого раствора.

Отжиг литого материала

Образцы, вырезанные из слитков указанных выше сплавов, отжигали в течение 6 час. при 500°С, после чего изучали микроструктуру.

Наибольшая неравномерность распределения продуктов распада твердого раствора наблюдалась в сплавах, содержащих кремний (фиг. 7а). В сплавах с добавками железа или железа и титана дисперсные частицы расположены сравнительно равномерно (фиг. 7б).



Фиг. 7. Микроструктура образцов, отлитых методом непрерывного литья и отожженных при 300°С в течение 6 час. Электролитическая полировка (X300). а — сплав 1,2% Mn, 0,5% Si, Al — остаточное, б — сплав 1,3% Mn, 0,6% Fe, 0,1% Ti, Al — остаточное.

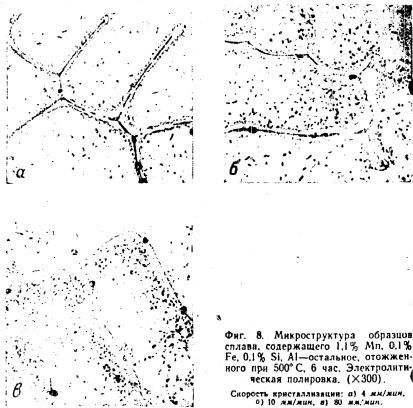
Чем выше скорость кристаллизации слитка и больше ликвационная неравномерность распределения марганца и кремния, тем неравномернее (по дендритной ячейке) происходит распад твердого раствора при отжиге (фиг. 8а, б, в).

Далее исследование процесса рекристаллизации проводилось в условиях, имитирующих производственные. Сплавы АМцМ и АМцП¹ отливали методом непрерывного литья (скорость движения поддона машина 100 мм/мин) в подгорстную чугуновую изложницу. Слитки подвергали горячей (при 450°С), а затем холодной прокатке (обжатие 83%). Нагартованные образцы отжигали при различной температуре в течение 30 мин. для определения температуры рекристаллизации или в течение 6 час. (с медленным нагревом) для получения рекристаллизованной структуры.

¹ Химический состав сплавов: АМцП — 1,26% Mn, 0,22% Fe, 0,22% Si, 0,05% Ti; АМцМ — 1,37% Mn, 0,61% Fe, 0,21% Si, 0,09% Ti.

POOR ORIGINAL

Происходящий в процессе нагрева распад твердого раствора изменяет вид кривой разупрочнения при отжиге нагарованного материала. По сравнению с холоднокатаными из литого состояния сплавами, резко понижается температура конца рекристаллизации, температура начала рекристаллизации снижается в меньшей степени, уменьшается температурный интервал разупрочнения.



Фиг. 8. Микроструктура образца сплава, содержащего 1,1% Mn, 0,1% Fe, 0,1% Si, Al—остальное, отожженного при 500°С, 6 час. Электролитическая полировка. (X2000).
Скорость кристаллования: а) 1 мм/мин, б) 10 мм/мин, в) 30 мм/мин.

Повышенное содержание кремния в сплаве (до 0,5—0,8%) вызывает резкое понижение температуры конца рекристаллизации, температура начала рекристаллизации понижается в значительно меньшей степени; перегибы, соответствующие температурам начала и конца рекристаллизации обозначаются более резко; сильно уменьшается температурный интервал разупрочнения. Повышение содержания железа в сплаве оказывает аналогичное воздействие, но заметно слабее.

Особый интерес представляет тот факт, что повышение скорости кристаллизации слитка влияет на вид кривой разупрочнения при

отжиге точно так же, как увеличение содержания кремния в сплаве. Характерные кривые разупрочнения для сплавов АМцМ и АМцП приведены на фиг. 9а.

Если слиток — заготовка отлит методом непрерывного литья, то температура начала рекристаллизации деформированных полуфабрикатов заметно повышается. Судя по рентгенограммам (фиг. 9б—д), при достижении соответствующей температуры, рекристаллизация протекает очень быстро и приводит к образованию крупнозернистой структуры (фиг. 10).

В полуфабрикатах, заготовки для которых отливали в изложницу, рекристаллизация начинается при более низкой температуре. По мере повышения температуры отжига скорость рекристаллизации возрастает не столь интенсивно и в результате образуется мелкозернистая структура.

На основании изложенного можно сделать следующие выводы:

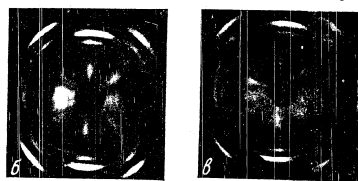
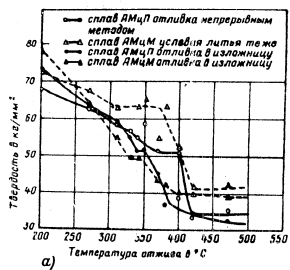
а) добавки железа, кремния и титана влияют на величину зерна так же, как и в гомогенизированных сплавах, однако абсолютный размер зерна в соответствующих случаях у сплавов, подвергнутых горячей прокатке, значительно больше;

б) повышение скорости кристаллизации слитка приводит к укрупнению рекристаллизованного зерна в деформированных полуфабрикатах;

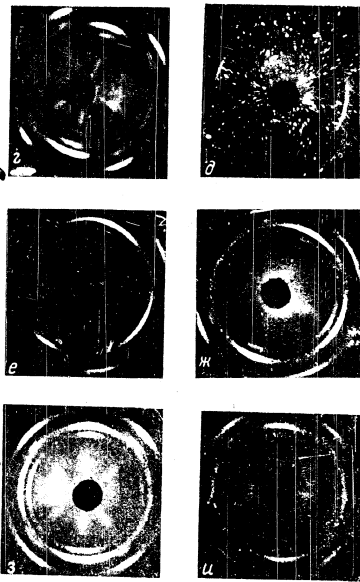
в) основными факторами, определяющими величину зерна, являются содержание марганца и температура прокатки (фиг. 11). Прокатка при комнатной температуре приводит к образованию мелкозернистой структуры, так как в сплаве полностью сохраняются ликвиционные неоднородности. С повышением температуры прокатки крупнозернистая структура возникает при концентрации марганца, соответствующей началу или середине области распада твердого раствора (на фиг. 6 отмечено стрелками). Наиболее крупное зерно образуется после прокатки при 450°С. Дальнейшее повышение температуры ведет к частичной гомогенизации сплава, причем чем больше концентрация марганца в сплаве, тем выше температура, при которой выравниваются неоднородности химического состава (и образуется мелкозернистая структура).

Таким образом, можно сделать общий вывод, что в реальных условиях производства, во время процессов нагрева и горячей прокатки, ликвиционные неоднородности не сохраняются в неизменном виде. Происходит распад твердого раствора, который ведет к ступенчатому выравниванию концентрации твердого раствора по длине прокатной ячейки, идет также выравнивание химического состава (условно их можно назвать вторичными), как следствие ликвиционных (первичных). Эти концентрационные (и структурные) неоднородности способствуют образованию крупного зерна при рекристаллизации.

POOR ORIGINAL

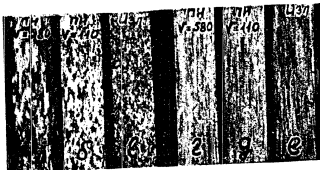


Фиг. 9. Влияние скорости кристаллизации слитков на изменение твердости при отжиге нагретого материала АМсМ и АМсР; рывочный слиток. Отжиг нагретого материала 30 мин при температуре 380, 330, 300, 250, 200, 150, 100, 50, 20, 0°C. Слитки отливок в изложнице. Отжиг нагретым



на процесс рекристаллизации литейного материала. а, б, в, г, д, е, з - рентгенограммы образцов сплава АМсМ. Слитки отливок нагреты и отжиганы при температуре 380, 400°C соответственно. а, б, в, г - рентгенограммы образцов сплава АМсМ отливок при температуре 330, 300, 250, 200°C соответственно.

POOR ORIGINAL



Фиг. 10. Макроструктура сплавов (горячая прокатка, холодная прокатка, отжиг при 560°С). Сплавы АМцП (а, б, в) и АМцМ (г, д, е). Отливка слитков методом непрерывного литья при скорости кристаллизации 500 мм/мин (а, в) и 110 мм/мин (б, д). Отливка в изложницу (в, е).

t, °C	v, мм/мин									
	0	0,1	0,2	0,5	1,0	1,5	1,8	2,0	2,5	3,0
20										
350										
400										
450										
500										
550										

Фиг. 11. Условия, приводящие к образованию крупнозернистой рекристаллизованной структуры в сплавах А1—Мп — заштрихованные области (горячая прокатка, холодная прокатка, отжиг при 560°С).

РЕКРИСТАЛЛИЗАЦИЯ СПЛАВА АМц

Проведенное исследование позволяет объяснить основные особенности рекристаллизации сплава АМц. При одинаковых условиях отжига особенности рекристаллизации сплава определяются, в основном, следующими факторами: а) химическим составом и концентрацией твердого раствора (физической природой компонентов сплава); б) неоднородностями химического состава твердого раствора, возникшими либо в результате дендритной ликвации, либо при распаде твердого раствора; в) структурой сплавов (количество и распределение интерметаллидных фаз, исходная величина зерна и т. п.); г) наличием внутренних напряжений и текстуры, как следствия различных условий деформации; равномерностью распределения напряжений.

(119)

Крупнозернистая рекристаллизованная структура связана с наличием марганца в твердом растворе. В отсутствии дисперсных фаз или при малом их количестве, чем больше марганца в твердом растворе, тем крупнее рекристаллизованное зерно. Исключение составляют чистейшие сплавы с 0,2—0,3% Мп.

В этом отношении влияние марганца в алюминиевых сплавах отличается от влияния других элементов, что может быть объяснено его особым влиянием на соотношение скоростей зарождения центров рекристаллизации и их роста.

Дисперсные фазы в сплавах А1—Мп также, как и в других сплавах, способствуют зарождению большего числа центров и препятствуют росту рекристаллизованного зерна. Целый ряд особенностей рекристаллизации сплава, отмечается только в изделиях, изготовленных из слитков, отлитых с большой скоростью кристаллизации методом непрерывного литья. При небольших содержаниях кремния (0,15—0,20%) в результате дендритной ликвации кремний вместе с марганцем обогащает периферийные участки дендритных ячеек. Повышение содержания кремния в сплаве или увеличение скорости кристаллизации слитка приводит к одному результату: повышению легированности периферийных участков дендритных ячеек. Быстрое охлаждение слитка после затвердевания препятствует протеканию выравнивающей диффузии или распада твердого раствора.

Кремний сильно снижает растворимость марганца в алюминии и вызывает энергичный распад твердого раствора при 400—500°С, т. е. при температуре горячей прокатки. Вследствие ликвационной неравномерности распределения марганца и кремния, распад твердого раствора локализуется преимущественно по границам дендритных ячеек. В чистейших сплавах А1—Мп, не содержащих кремния, в аналогичных условиях распада твердого раствора не наблюдается.

Температура начала рекристаллизации определяется, в основном, наименее легированными (и в то же время сильнее легированными) центральными участками дендритных ячеек, а температура конца рекристаллизации — периферийными, наиболее легированными участками. Поэтому распад твердого раствора при горячей прокатке особенно сильно понижает температуру конца рекристаллизации. У сплавов, отлитых с более высокой скоростью кристаллизации, концентрация марганца в центральных участках дендритной ячейки больше, а температура начала рекристаллизации выше. Уменьшение температуры конца рекристаллизации также более значительно, отсюда и температурный интервал рекристаллизации более узкий.

В полуфабрикатах из слитков, отлитых методом непрерывного литья, температура начала рекристаллизации повышена. Медленный нагрев до этой температуры (при отжиге) вызывает отход металла, в результате чего резко уменьшается число центров рекристаллизации без изменения скорости их роста. В результате в полуфабрикатах из слитков, полученных методом непрерывного литья, при достижении температуры начала рекристаллизации имеются

(70)

POOR ORIGINAL

небольшое число зародышей, которые растут с большой скоростью, что и приводит к образованию крупнозернистой структуры.

Полностью отметим, что так же следует объяснить образование крупного рекристаллизованного зерна в чистейшем сплаве, содержащем 1,1% Mn: высокая температура начала рекристаллизации (при медленном нагреве) и уменьшение числа центров рекристаллизации (при медленном нагреве) и высокую скорость их роста.

Существенное значение имеет и другой факт. При распада твердого раствора в микрообъемах металла образуются концентрационные неоднородности (о чем уже говорилось выше), кроме того, продукты распада располагаются неравномерно по дендритной ячейке. При последующей холодной прокатке это вызывает неравномерный наклеп в различных участках металла. Все эти факторы способствуют образованию крупного зерна при рекристаллизации.

Благоприятное влияние на величину рекристаллизованного зерна оказывает совместная добавка железа и титана. Результаты работы позволяют объяснить этот факт следующими изменениями в сплаве:

- а) изменяются физические свойства твердого раствора (при растворении титана);
- б) значительно увеличивается количество выделений металлов вследствие ничтожной растворимости железа;
- в) резко уменьшается ликвиционная неоднородность свойств по дендритной ячейке;
- г) продукты распада твердого раствора распределяются по объему металла более равномерно.

Каждый из перечисленных факторов способствует уменьшению зерна; совместное их влияние (при добавке титана одновременно с железом) наилучшим образом обеспечивает получение мелкозернистой рекристаллизационной структуры.

Выводы

Для объяснения особенностей рекристаллизации сплава, необходимо изучить весь комплекс протекающих в нем фазовых и структурных превращений. Особо важную, часто решающую роль играют всевозможные отклонения от равновесного состояния, всегда существующие в реальных промышленных сплавах. В настоящей работе на примере АМц показано влияние неоднородности химического состава и структуры на процесс рекристаллизации.

Проведенное исследование дает обоснование для производственных методов борьбы с крупнозернистостью и узким температурным интервалом рекристаллизации полуфабрикатов.

Для получения широкого температурного интервала разупрочнения при отжиге необходимо стремиться свести к минимуму содержание примесей кремния; примеси железа менее опасны.

Помимо применяющихся методов борьбы с крупнозернистостью для получения хорошей структуры и свойств полуфабрикатов целесообразно понизить температуру горячей прокатки слитков до 280—330° С. Необходимо избегать горячей прокатки в интервале температур 440÷470° С.

(121)

ЛИТЕРАТУРА

1. Воронов С. М., Елагин В. И. Труды МАТИ, вып. 23, 1954.
2. Васков Т. А. «Структура слитков из сплавов Al—Mn и ее влияние на процессы рекристаллизации деформированных полуфабрикатов». Диссертация, МАТИ, 1954.
3. Добаткин В. И. «Литейные свойства сплавов, применительно к промышленному литью». Диссертация, МАТИ, 1945.
4. Hug H. Metal, 26 154, 1955.
5. Kreis E. Aluminium-Archiv, 6, 1937.
6. Phillips H. Journ. Inst. of Metals, v. 60, 1942.
7. Harellington, Trans. A.S.M.E., v. 61, 1940.
8. Huggate W., Oswald E. Zeitschrift für Metallkunde, Bd. 32, 1941, 1940.
9. Reichand G. Scientific Journ. of Technology, v. 31, № 1, 1953.
10. Рейсберг И. А., Шавчинский Е. С. Диаграммы раскисления металлов и сплавов, Металлургиздат, 1950.
11. Beck P. Heilmann M., Spruyt P., Trans. A.I.M.M.E., v. 180, 1946.
12. Beck P., Krause, Metals Technology, Sept. 1947.
13. Burke H., Trans. A.I.M.M.E., v. 180, 1946.
14. Jeffrey Z., Archer K. The Science of Metals, 1954.
15. Вольер А. А., Уильямс А. И., Сборник научных трудов, Манчестер, 1953.
16. Вольер А. А., Пудинга Г. Г. «Чистые металлы», 1952, № 10.
17. Вальтер М. И. Металлы исследования металлов и обработка сплавов, Металлургиздат, 1952.
18. Коробов А. О., Ж.Т.Ф., т. 4, вып. 2, 1954.

(122)

POOR ORIGINAL

Исследования в И. П. ПРАХИНОЙ
и И. П. ПРАХИНОЙ

ИССЛЕДОВАНИЕ ЖАРОПРОЧНОСТИ СПЛАВА АМг6 С ДОБАВКАМИ ЖЕЛЕЗА И НИКЕЛЯ

Деформируемые алюминиевые сплавы на основе системы алюминий-магний (АМг, АМг3, АМг5, АМг6Т) находят широкое применение в промышленности благодаря их хорошей свариваемости, пластичности и высокой коррозионной стойкости. Перечисленные достоинства сплавов этой группы сочетаются с удовлетворительной прочностью.

Однако сплавы системы Аl—Mg, как это показано в ряде работ А. А. Бочара, в работе И. И. Корнилова и Л. И. Прахиной, в условиях длительных испытаний при повышенных температурах обладают низкой прочностью.

Основным путем повышения жаропрочности этих сплавов является введение специальных добавок, повышающих прочность при высоких температурах. Рядом исследований установлено, что марганец и хром существенно повышают жаропрочность сплавов Аl—Mg.

В данной работе было исследовано влияние железа и никеля на жаропрочность сплава АМг6 (6% Mg, остальное алюминий). Изучена также роль никеля и железа в сплавах, содержащих марганец, так как оба эти элемента входят в состав целого ряда жаропрочных алюминиевых сплавов.

Железо и никель в отличие от марганца и хрома практически не растворяются в твердом алюминии. В соответствии с тройными диаграммами состояния систем Аl—Mg—Fe и Аl—Mg—Ni¹ добавки железа и никеля должны приводить к образованию в сплаве АМг6 химических соединений FeAl₃ и NiAl₃ соответственно; тройные соединения алюминия с железом и никелем в алюминии с магнием и никелем в сплавах на основе алюминия отсутствуют. Исследования влияния железа и никеля на свойства сплава АМг6 позволяют выяснить влияние гетерогенности структуры «в чистом виде» на свойства этого сплава, так как указанные компоненты, сами не растворяясь в твердом алюминии, до-чуждному, также очень мало изменяют содержание магния в твердом растворе.

¹ Hagemann H. und Schröder A. Ternäre Legierungen des Aluminiums. Bd. III, 1952.

(123)

POOR ORIGINAL

Согласно взглядам А. А. Бовари термостатизация структуры является основным способом повышения прочности сплавов при температуре выше 0,4 от абсолютной температуры сплава, т. е. выше 220° С для нашего сплава. В работе А. А. Бовари, З. А. Сидерской и П. М. Кичанова показано, что железо значительно повышает действительную твердость алюминия при 300° С.

МАТЕРИАЛ ИССЛЕДОВАНИЯ

Для проведения данной работы было приготовлено восемь сплавов, с содержанием магния около 6%. Первый сплав, в отличие от остальных, содержал, кроме алюминия, также магний; для того, чтобы по возможности исключить влияние примесей железа, в него влилось в алюминий, этот сплав приготовляли на алюминии марки АВ000 (99,99% А1). Следующие четыре сплава содержат железо в количестве от 0,1% до 1,0% и, наконец, последний сплав имел в своем составе никель также в пределах до 1,0%. Состав сплавов, по данным химического анализа, приведен в табл. 1.

Таблица 1

№ сплава	Химический состав в %			
	Mg	Fe	Ni	Al
21H	6,29	—	—	Остальное
22H	6,33	0,38	—	•
23H	6,41	0,39	—	•
24H	6,38	0,48	—	•
25H	6,29	0,92	—	•
26H	6,21	—	0,26	•
27H	6,21	—	0,72	•
28H	6,21	—	1,17	•

Все сплавы, за исключением сплава 21H, были приготовлены на алюминии марки А00. Слитки отливали методом непрерывного литья, прессовали на прутки диаметром 12 мм, которые отжигали по режиму, обеспечивавшему получение полностью рекристаллизованной структуры при 3 час. при 450° С плюс 3 час. при 500° С.

МЕТОДИКА ИССЛЕДОВАНИЯ

Для определения жаропрочности сплавов, приведенных в табл. 1, применяли два метода: кратковременные испытания на растяжение при повышенных температурах (выдержка при температуре испытания 15 мин.) и испытания на действительную твердость (выдержка

(124)

POOR ORIGINAL

образца под нагрузкой в течение 30 мин.), причем испытания на растяжение проводились только для деформированных сплавов (образцы изготовляли из прутков), а испытания на длительную твердость и на литых и на деформированных образцах.

РЕЗУЛЬТАТЫ ОПЫТОВ

Влияние добавок железа и никеля на твердость при 20°С и длительную твердость при 200, 250 и 300°С сплава АМг6 в литом состоянии представлено в табл. 2.

Таблица 2

№ сплава	Химический состав в %			Твердость при 20°С в кг/мм ²	Длительная твердость в кг/мм ² при температуре		
	Mg	Fe	Ni		200°С	250°С	300°С
21Н	6,20	—	—	62,8	31,6	16,8	10,0
22Н	6,36	0,08	—	62,6	35,5	17,6	11,3
23Н	6,41	0,30	—	62,2	36,6	21,4	12,7
24Н	6,38	0,48	—	66,5	37,1	25,8	12,9
25Н	6,20	0,92	—	68,4	41,3	27,8	14,6
26Н	6,21	—	0,26	63,3	37,5	20,7	11,8
27Н	6,21	—	0,72	67,5	41,1	24,7	12,7
28Н	6,21	—	1,17	70,2	41,2	23,8	10,6

Из данных табл. 2 видно, что добавки железа и никеля приводят к повышению твердости сплава при комнатной температуре и еще более значительному повышению длительной твердости при температурах 200, 250 и 300°С (особенно при 250°С). Причем действие никеля эффективно при температуре 200°С, а железа при 250°С и 300°С. Отмеченное понижение жаропрочности сплава АМг6 от добавок железа и никеля можно объяснить, исходя из представлений А. А. Бонзара, наличием в сплаве сетки из твердых химических соединений FeAl₃ и NiAl₃ (фиг. 1).

При изучении жаропрочности рассматриваемых сплавов в деформированном состоянии (прессованные прутки, отожженные до полной рекристаллизации) получены совершенно другие результаты, чем приведенные выше для литого состояния.

В табл. 3 приведены значения длительной твердости деформированного и отожженного до полной рекристаллизации сплава АМг6 с различными добавками Fe и Ni, а в табл. 4 — предел прочности, предел текучести и относительное удлинение.

Таблица 3

№ сплава	Химический состав в %			Твердость при 20°С в кг/мм ²	Длительная твердость в кг/мм ² при температуре		
	Mg	Fe	Ni		200°С	250°С	300°С
21Н	6,20	—	—	57,6	33,2	29,8	8,7
22Н	6,36	0,08	—	60,1	31,2	20,4	9,3
23Н	6,41	0,30	—	61,8	33,6	21,3	8,24
24Н	6,38	0,48	—	65,5	31,4	19,2	8,2
25Н	6,20	0,92	—	69,0	34,7	19,8	8,3
26Н	6,20	—	0,26	65,3	36,7	19,5	9,6
27Н	6,21	—	0,72	67,0	35,2	18,9	11,0
28Н	6,21	—	1,17	70,2	35,5	18,9	9,4

Как видно из данных табл. 3, железо и никель, вызывая рост твердости деформированных сплавов при комнатной температуре, практически не влияют (если не считать нескольких выдающихся значений) на длительную твердость их при 200, 250 и 300°С.

Аналогичная закономерность наблюдается и в отношении влияния железа и никеля на кратковременную прочность (табл. 4). При комнатной температуре предел прочности и предел текучести сплавов с увеличением содержания железа или никеля заметно растут, при 150°С упрочняющее действие железа и никеля крайне мало, при 300°С оно отсутствует и даже наблюдается некоторое понижение прочностных характеристик с введением добавок железа и никеля.

Таблица 4

№ сплава	Химический состав в %			Механические свойства при температуре							
	Mg	Fe	Ni	20°С		150°С		300°С			
				σ_B	$\sigma_{0,2}$	σ_B	$\sigma_{0,2}$	σ_B	$\sigma_{0,2}$		
21Н	6,20	—	—	28,6	13,1	27,1	23,3	15,0	35,6	10,5	8,732,5
22Н	6,36	0,08	—	27,6	13,1	24,0	24,9	—	34,6	10,9	9,126,6
23Н	6,41	0,30	—	29,2	13,4	31,2	22,8	15,3	24,3	9,4	8,468,3
24Н	6,38	0,48	—	30,2	14,5	31,3	23,2	15,1	25,5	9,8	8,765,4
25Н	6,20	0,92	—	32,8	17,1	30,5	25,5	15,7	40,8	9,0	8,377,6
26Н	6,21	—	0,26	30,3	14,3	33,4	23,7	15,5	41,8	9,0	8,982,0
27Н	6,21	—	0,72	30,3	16,3	33,9	24,3	14,9	53,0	9,8	8,843,6
28Н	6,21	—	1,17	32,0	16,0	34,0	25,7	15,8	52,8	9,7	8,780,6

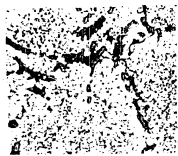
Различное действие железа и никеля на жаропрочность литых и деформированных сплавов следует, очевидно, объяснить различием

POOR ORIGINAL



ной формой и характером распределения включений химического соединения FeAl₃ и NiAl₃.

В литой структуре указанные соединения образуют сетку (фиг. 1), которая в процессе деформации дробится, вследствие чего соединения FeAl₃ и NiAl₃ располагаются в сплаве в форме обособленных



Фиг. 1. Микроструктура сплава AlMg с 1,17% Ni в литом состоянии (X500).



Фиг. 2. Микроструктура сплава AlMg с 0,92% Fe после деформации (X500).

частиц (фиг. 2), очень мало влияющих или совсем не влияющих на процесс пластической деформации при повышенных температурах.

Выводы

Анализ результатов исследования влияния железа и никеля на жаропрочность сплава AlMg показывает, что железо и никель, в отличие от марганца и хрома, не повышают механических свойств деформированного сплава и введение их в сплавы системы Al-Mg, предназначенные для работы при повышенной температуре, не имеет смысла. Однако для окончательного суждения о возможности повышения жаропрочности деформируемых сплавов алюминия магнием за счет железа и никеля необходимо исследовать совместно влияние этих добавок. Последний случай представляется интересным, так как при одновременном содержании в сплаве и железа и никеля образуется тройное химическое соединение Al₃FeNi.

Литература

1. Бочвар А. А. Известия АН СССР, ОТН, 1947, № 10.
2. Корнилов И. И., Прякина Л. П., Известия АН СССР, ОТН, 1954, № 9.
3. Диванов В. А., Елагин В. И., О прессефекте при повышенных температурах, статья в настоящем сборнике.
4. Grube G. and Eastwood L. W., Trans. of A.S.M., 44, 1952, S. 336-347.
5. Hanemann H. und Schröder A., Fortschritte Lagerungen des Aluminiums, Bd. III, 1952.
6. Бочвар А. А., Известия АН СССР, ОТН, 1948, № 5.
7. Бочвар А. А., Свицкая Е. А., Кисанова Л. М., Известия АН СССР, ОТН, 1954, № 2.

POOR ORIGINAL

И. И. ФРЕДЛИНДЕР

ОСОБЕННОСТИ НЕПРЕРЫВНОГО ЛИТЬЯ СЛИТКОВ ИЗ СПЛАВА В95

Закономерности непрерывного литья слитков из алюминиевых сплавов и влияние повышенной скорости кристаллизации на структуру и свойства слитков освещены в ряде трудов [1—8].

В настоящей работе исследуются некоторые особенности непрерывного литья слитков из сплава В95. Изучение этих особенностей позволяет глубже понять закономерности непрерывного литья слитков, свойственные не только сплаву В95, но и другим алюминиевым сплавам.

ЛИТЬЕ КРУГЛЫХ СЛИТКОВ ИЗ СПЛАВА В95 С ОХЛАЖДЕНИЕМ ИХ ВОДОЙ И ВОЗДУХОМ¹

Сплав В95 отличается большой склонностью к возникновению трещин при непрерывном литье слитков, охлаждаемых водой. Поэтому в некоторых случаях применяется литье слитков с охлаждением их воздухом. В работе ставилась задача — изучить качество слитков диаметром 370 мм из сплава В95, отлитых с охлаждением водой и с охлаждением воздухом.

При водяном охлаждении высота кристаллизатора была равна 180 мм (диаметр 370,15±0,05 мм), а при воздушном — 160 мм (диаметр 369,75±0,05 мм). Результаты измерения температуры металла и глубины лунки приведены в табл. 1.

Таблица 1

Температура металла и глубина лунки при водяном и воздушном охлаждении слитков

Охлаждающая среда	Скорость литья, см/мин	Температура, °С				Глубина лунки, мм		
		в ванночке	в кристаллизаторе		у края слита	на половине радиуса	вблизи кристаллизатора	
			против струи	между струями				
Вода	2,7	710	650	640	85	65	10	
Воздух	4,5	710	660	660	250	95	15	
	6,0	705	650	660	320	—	15	

¹ В проведении исследований участвовали Е. Д. Захаров, А. В. Подсечин, Н. С. Калгина, В. В. Соловьева.

POOR ORIGINAL

При увеличении скорости литья и уменьшении скорости охлаждения (переход с воды на воздух) глубина лунки увеличивается, причем с увеличением скорости литья с 4,5 до 6,0 см/мин (при охлаждении воздухом) глубина лунки возрастает с 250 до 320 мк, а при переходе с воздуха на воду при скорости 2,7 см/мин глубина лунки уменьшилась до 70—80 мк. Если воспользоваться законом прямой зависимости глубины лунки от скорости литья, то для скорости литья 2,7 см/мин и охлаждения воздухом глубина (определенная путем экстраполяции) окажется равной 160—180 мк. Значительно сильнее, чем увеличение скорости литья, действует переход с охлаждения водой на охлаждение воздухом, которое замедляет процесс, увеличивает глубину лунки более чем в два раза. Разница в температуре металла между струями и внутри струй, вытекающих из отверстия сита, составляет 5—10°.

Слитки, отлитые с водяным и воздушным охлаждением, по внешнему виду сильно различаются между собой. При водяном охлаждении поверхность слитков сплошь покрыта крупными ливкационными наплывами (рис. 1, а); при воздушном охлаждении наплывы очень мелкие и расположены в виде тонких строчек (рис. 1, б). Следовательно, водяное охлаждение и в наших условиях дало значительно больше ливкационных наплывов, чем воздушное охлаждение. Вопрос о причинах и условиях появления ливкационных наплывов рассматривается ниже.

Как при водяном, так и при воздушном охлаждении у самого края поперечного темплетта можно наблюдать узкий ободок (шириной примерно 10 мк) очень мелкого зерна. Ближе к периферии отчетливо выявляются группы вытянутых кристаллов, растущих из одной точки в виде венчика (рис. 2). Венчики расположены точно против отверстий в распределительной коробке. Некоторая разница в температуре расплава в лунке, против отверстий и в распределительной коробке и между струями, достигающая 5—10° (см. табл. 1), приводит к возникновению группы столбчатых кристаллов, растущих от периферии слитка (из точки, расположенной против отверстий в коробке) вверх и слегка к центру. Продольные наломы и продольные макротемплеты слитков показывают, что эти столбчатые кристаллы могут достигать чрезвычайно большой длины (несколько метров). Появление венчиков кристаллов указывает на решающее влияние даже небольшого повышения температуры расплава на величину зерна. Венчики появляются при различной скорости кристаллизации слитков как при водяном, так и при воздушном охлаждении.

Сопоставление этих фактов позволяет сделать вывод о существовании узкой (5—10°) температурной области расплава, выше которой образуются столбчатые кристаллы длиной в несколько метров, а ниже возникают более или менее равноосные кристаллы обычных размеров (несколько миллиметров или сантиметров). Изменение температуры расплава на 5—10° при различных скоростях охлаждения (вода, воздух) приводит к изменению размеров кристаллов в сотни раз.

Венчики кристаллов могут привести к появлению трещинок по стыку кристаллов и в случае осадки (или подсадки) слитков.

Возникновение периферийного вонга очень мелких кристаллов, очевидно, прямо связано с периодическим энергичным движением жидкого металла по периферии мениска в процессе образования неслитков.

Исследование микроструктуры подтверждает зависимость ее от скорости охлаждения. Более грубая микроструктура наблюдается при переходе от периферии слитка к его центру, особенно при воздушном охлаждении. В центре слитка при воздушном охлаждении возникают грубые дендриты с тонкими ветвями, большими межветвевыми и междендритными



Рис. 1. Поверхность слитка (X 4)
а — отлитого с водяным охлаждением; б — отлитого с воздушным охлаждением

POOR ORIGINAL

(150)



Рис. 2. Поверхный микростроение слитка, отлитого с воздушным охлаждением

расстояниями, где концентрируются крупные выделения вторых фаз, а также усадочные и газовые пустоты.

При водном охлаждении внутреннее строение зерен значительно тоньше, однако и в этом случае сохраняется разница между периферией и центром слитка. На периферии слитка выделения вторых фаз мелкие и обособленные; границы между ветвями дендритов не выносятся, границы между отдельными дендритами тонкие. Ближе к середине слитка ветви дендритов утолщаются, вторые фазы окаймляют их сплошной пленкой.

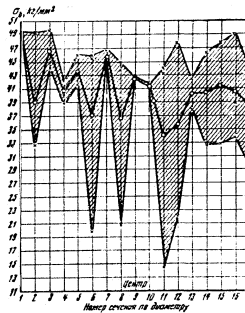


Рис. 3. Изменение предела прочности по диаметру слитка (водное охлаждение, заливка из литого состояния). Внутри заштрихованной области нанесена кривая средних значений прочности

Термическая обработка производилась по следующим режимам: по мотенизации — нагрев до 455°, выдержка 16 час.; нагрев под закалку в водной ванне — 470°, выдержка 2 часа; старение — 140°, выдержка 16 час.

Слиток, отлитый с водой и с воздушным охлаждением, в литом состоянии имеет предел прочности порядка 24—25 кг/см², причем он практически не меняется по диаметру слитка и разброс значений прочности невелик. Удлинение также не показывает изменений по диаметру слитка, но значения его также (в среднем 0,7—1,3%) и показывают очень большой разброс (от 0,2 до 2,0%). Особенно большие вывалы по удлинению связаны с включениями интерметаллидов.

Закалка слитка в литом состоянии привнесла к режиму возрастания предела прочности. Предел прочности и удлинение не меняются закономерно по диаметру, но дают редкие случайные скачки — от 17 до 50 кг/см² по пределу прочности и 0,2—2,5% по удлинению (рис. 3). Скачки предела прочности и удлинения объясняются неполным растворением и переходом в твердый раствор скоплениями крупных частиц интерметаллидов вследствие

POOR ORIGINAL

недостаточной выдержки при нагреве под закалку. При общей повышенной прочности сплава низкого рода местные неоднородности структуры вызывают преждевременное разрушение образцов.

Закалка из гомогенизированного состояния дает существенно иные результаты. Предел прочности повышается до 49—51 кг/мм², т. е. приближается к прочности листов из сплава ИБ6. Прочность практически не меняется по диаметру, средние значения ее колеблются по диаметру в пределах 3 кг/мм², отдельные значения изменяются также не очень значительно — от 45 до 53 кг/мм² (рис. 4). Удлинение также несколько выше, чем при закалке из литого состояния, средние значения колеблются от 0,7 до 2,3%, отдельные значения — от 0,3 до 2,7%. Повышение прочности и значительно большая равномерность ее, а также некоторое повышение и несколько большая равномерность удлинения связаны с более полным рассевыванием крупных включений интерметаллидов и большей насыщенностью твердого раствора легирующими элементами.

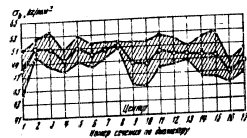


Рис. 4. Изменение предела прочности по диаметру слитка (водное охлаждение, закалка из гомогенизированного состояния).

Иная картина получается при литые слитков с охлаждением их в масле. В этих случаях сердцевина оказывается значительно хуже периферийных слоев, предел прочности и удлинение снижаются от поверхности к центру слитка, причем это падение особенно заметно после термической обработки.

Общий уровень свойств во всех состояниях существенно ниже, чем у слитков, отлитых с водным охлаждением. В литом состоянии прочность периферийного слоя (двухкратное увеличение по сравнению с центром) равна 18—19 кг/мм², прочность центрального цилиндра диаметром 160 мм (на общей диаметра 370 мм) составляет 11—12 кг/мм², т. е. примерно в 1,5 раза ниже прочности периферии и в два раза ниже прочности сердцевины слитка, отлитого с охлаждением водой.

Удлинение несколько меньше изменяется по диаметру; тем не менее у поверхности средние значения удлинения составляют 0,9—1,2%, снижаясь в середине слитка до 0,4—0,8%. Разброс отдельных значений колеблется в пределах 0,2—1,6%, т. е. близок к разбросу в слитке с водным охлаждением. Следовательно, удлинение слабее реагирует на изменение скорости охлаждения в процессе кристаллизации, чем предел прочности, что уже отмечалось ранее.

Закалка из гомогенизированного состояния дает повышение предела прочности периферийного слоя до 51—52 кг/мм² и центрального цилиндра до 43—47 кг/мм² (рис. 5). Удлинение периферийного слоя составляет 1,2—1,7%, центрального цилиндра 0,5—1,0%; отдельные значения удлинения колеблются в пределах 0,2—2,0%.

На рассмотренных механических свойствах можно сделать следующие выводы.

1. Охлаждение водой дает практически равные свойства по всему диаметру слитка.

2. Свойства сравнительно узкого периферийного слоя слитков, отлитых с охлаждением воздухом, близки к свойствам слитков, отлитых с охлаждением водой (в соответствующих состояниях). Этот слой кристаллизуется в пределах кристаллизатора. Очевидно, скорость кристаллизации при охлаждении слитков водой близка к скорости кристаллизации периферийных слоев слитка в металлической изложнице, охлаждаемой водой.

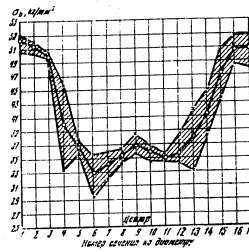


Рис. 5. Изменение предела прочности по диаметру слитка (воздушное охлаждение, закалка из гомогенизированного состояния).

3. Свойства центрального цилиндра в слитках, отлитых с охлаждением воздухом, во всех состояниях значительно ниже свойств периферийного слоя.

4. Гомогенизация слитков существенно повышает общий уровень свойств и уменьшает разброс отдельных значений предела прочности и удлинения, хотя даже после гомогенизации удлинение показывает сравнительно большой разброс значений.

5. Термическая обработка после гомогенизации дает лучшие результаты по механическим свойствам, чем термическая обработка из литого состояния.

6. Прочность термически обработанных (после гомогенизации) слитков, отлитых с охлаждением водой, близка к прочности листов, но удлинение этих слитков в несколько раз ниже удлинения листов. С повышением скорости охлаждения при кристаллизации легче получить высокую прочность, но труднее достигнуть максимального значения и минимального разброса удлинения.

Водное охлаждение слитков обеспечивает более высокие механические свойства профиля сравнительно с воздушным охлаждением (табл. 2). Исходя из изложенного, для производства ответственных изделий слитки из сплава ИБ6 желательнее отливать с водным охлаждением.

POOR ORIGINAL

Таблица 2
Механические свойства профилей

Содержание слитков	Место отбора образцов по длине профиля	σ_b , кг/мм ²	$\sigma_{0.2}$, кг/мм ²	δ , %
Безой	Выходной конец	63,0	59,6	9,0
	Со стороны улитки	62,9	60,1	9,2
Полудом	Выходной конец	60,9	57,9	7,5
	Со стороны улитки	60,6	58,4	9,1

ИССЛЕДОВАНИЕ ВКЛЮЧЕНИЙ ИНТЕРМЕТАЛЛИДОВ В СЛИТКАХ ИЗ СПЛАВА В95¹

В слитках из сплава В95 обнаруживаются светлые кристаллиты, отличающиеся по оттенку от соседних зерен и представляющие собой крупные кристаллиты твердого раствора, обогащенные легирующими компонентами. Светлые кристаллиты встречаются и в других алюминиевых сплавах. Первые они были обнаружены и изучены в слитках сплава АК6 [9].

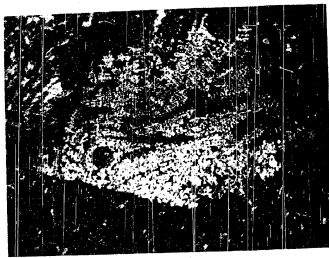


Рис. 6. Светлые кристаллиты в слитке из сплава В95 (X 25)

При большом увеличении (рис. 6) отчетливо обнаруживаются дендритное строение кристаллитов. У этих сплавных включений, в зависимости от типа включений и характера легирующей добавки, форма светлых кристаллитов и их расположение меняются. Они либо по-прежнему имеют округлую форму и располагаются в центре профилей (рис. 7), либо вытягиваются или перемещаются на периферию профилей.

¹ Исследование проведено совместно с Е. Д. Захаровым, И. П. Дроновой и В. П. Соловьевой.

Все светлые кристаллиты расположены или в центре или в пределах половины радиуса слитка; они обнаруживаются лишь на слитках диаметром более 300 мм. В работе создателем АК6 [9] появление светлых кристаллитов было связано с образованием пасты на дне распределительной коробки. В табл. 3 дан химический анализ пасты, напыленной на светлых кристаллитках и основного металла слитков и профилей из сплава В95.

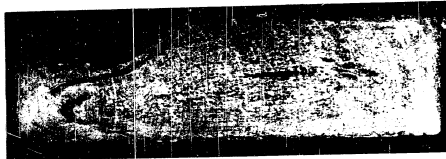


Рис. 7. Светлые кристаллиты в профиле из сплава В95

В сплаве В95 содержание меди в зоне светлых кристаллитов может быть меньше на 0,07—0,14%, магния — на 0,12% и цинка — на 0,09—0,11%. Состав пасты и объем хорошо совпадает с составом светлых кристаллитов. Зоны, не имеющие светлых кристаллитов, не обогащаются легирующими элементами и примесями, а имеют тот же состав, что и паста. Содержание хрома, марганца, железа и кремния в светлых кристаллитах и в соседних областях основного металла изменяется незначительно, колебания находятся в пределах ошибок анализа.

Таблица 3
Химический состав пасты, напыленной на светлых кристаллитках и основного металла слитков и профилей из сплава В95

Место отбора пробы	Содержание элементов, %					
	Si	Mg	Zn	Mn	Cr	Fe
Проба из мисера	1,72	2,55	6,89			
Паста	1,45	2,22	5,67			
Светлые кристаллиты в слитках	1,32	2,32	6,10	0,22	0,23	
Соседние места в слитках (без светлых кристаллитов)	1,23	2,52	6,49	0,22	0,19	
Светлые кристаллиты в профилях	1,61	2,23	6,02	0,44	0,21	0,18
Соседние места в профилях (без светлых кристаллитов)	1,67	2,41	6,17	0,44	0,26	0,19

POOR ORIGINAL

Светлые кристаллиты в слитках и прессованных изделиях из сплава В95 имеют повышенную твердость, что объясняется объединением их легирующими компонентами.

Результаты испытаний механических свойств и испытаний на повторные нагрузки профилей со светлыми кристаллитами даны в табл. 4.

Таблица 4

Механические свойства профилей из сплава В95, имеющих зоны светлых кристаллитов, и результаты испытаний на повторные нагрузки

Направление вырези образцов	Зона вырези образцов	Механические свойства				Модуль упругости, кг/мм ²	Модуль сдвига, кг/мм ²
		предел прочности, кг/мм ²	предел сдвига, кг/мм ²	удлинение, %	Модуль упругости, кг/мм ²		
Продольное	Светлые кристаллиты	59,0	53,9	7,6	53,4	4421	
	Без светлых кристаллитов	60,0	54,7	8,4	53,9	3102	
Поперечное	Светлые кристаллиты	50,2	—	3,1	37,2	10363	
	Без светлых кристаллитов	53,0	—	4,1	37,2	10624	

* Испытания проводили совместно с Н. М. Задважиным и Ю. С. Давыдовым.

Участки со светлыми кристаллитами имеют более низкие значения предела прочности (на 1,0—2,8 кг/мм²) и предела текучести (на 0,3 кг/мм²), а в некоторых случаях и удлинения (на 1,0—1,2%) сравнительно с участками без светлых кристаллитов. Интенсивность снижения механических свойств зависит от величины светлых кристаллитов. Падение относительного удлинения происходит, по всей вероятности, вследствие разнородности структуры в переходной зоне и неполной сферичности светлых кристаллитов с основным металлом. Вместе с тем светлые кристаллиты не оказали влияния на поведение сплава при повторных статических нагрузках, а также (как показали дополнительные исследования) на коррозионное поведение сплава.

Появление светлых кристаллитов вызывается настьлью, образующейся иногда под дном распределительной коробки. Отвод тепла от настьли происходит крайне медленно (если исключить струйную постановку холодной коробки). Он осуществляется либо через распределительную коробку и подерживающие ее металлические детали, либо через дно дунки вследствие незначительного расстояния между дном коробки и дном дунки. Для сплава АК6 эта разница равна 2", столько же она, вероятно, составляет и для сплава В95. Разница в температурах может вызываться разницей в концентрации легирующих элементов, окружающей настьль и у дна дунки. Как известно [10], при быстрой кристаллизации жидкость обогащается ионами легирующих элементов в большей степени, чем в равновесных условиях — по диаграмме состояния. В то же время у дна распределительной коробки состав жидкости, вследствие быстрого обогащения ее оказывается менее концентрированным, чем оно следует из диаграммы состояния. Разница концентраций приводит к разнице в температуре кристаллизации жидкости у дна распределительной коробки и дна дунки. Чем меньше расстояние от дна дунки до дна рас-

пределительной коробки, тем больше температурный градиент, тем быстрее вероится усиленный рост настьли (рис. 8).

По предложению ряда заводских работников, для устранения светлых кристаллитов распределительная коробка была несколько приподнята над аркалом металла. Это привело к полной ликвидации светлых кристаллитов.

Таким образом, массовый опыт подтвердил, что возникновение светлых кристаллитов связано с наличием в дунке распределительной коробки.

При приподнятой распределительной коробке светлые кристаллиты не возникают, однако падение струй приводит к заметному местному измельчению зерна вследствие движения металла в дунке против отверстий в распределительной коробке. В зонах измельченного зерна травление макротемплетом происходит несколько по-иному; при этом отчетливо вырисовывались фигуры, получившие название «стрелы». Испытания механических свойств не показали какой-либо разницы между зонами обычного и измельченного зерна. Тем не менее желательно иметь равномерную структуру без каких-либо выделений, даже таких, которые не влияют на механические свойства. Поэтому в дальнейшем было признано целесообразным вновь погрузить распределительную коробку в расплав, а борьбу с возникновением светлых кристаллитов вести путем лучшей изоляции распределительной коробки и увеличения расстояния между дном распределительной коробки и дном дунки.

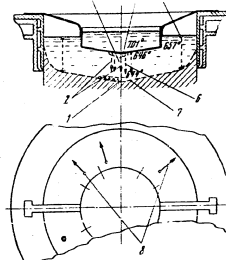


Рис. 8. Схема возникновения светлых кристаллитов в процессе литья слитков: 1 — задний слиток, образующийся при температуре начала кристаллизации; 2 — задний слиток, образующийся при температуре начала кристаллизации; 3 — задний слиток, образующийся при температуре начала кристаллизации; 4 — кристаллы, возникшие на дне дунки; 5 — кристаллы, возникшие на дне дунки; 6 — кристаллы, возникшие на дне дунки; 7 — фронт кристаллизации; 8 — направление движения металла, возникшего на дне дунки.

ИССЛЕДОВАНИЕ ВКЛЮЧЕНИЙ ИНТЕРМЕТАЛЛИДОВ В СЛИТКАХ ИЗ СПЛАВА В95

Наряду со светлыми кристаллитами в слитках непрерывно литья из алюминий-сплавов встречаются включения интерметаллидов.

В. А. Ливанов [1] указывает, что ирические включения интерметаллидов могут возникать не у поверхности кристаллизации, а в недрах металла при его обессеивании (дестаб. литниковая и распределительная коробки). Нюанс в дунку, включения интерметаллидов могут и при этом же происходить.

Детальные исследования интерметаллидов проведены В. П. Добрыниным [11]. По его данным температурой расплава в дунке является температура начала образования кристаллов твердого раствора. В том

(137)

(138)

POOR ORIGINAL

случае, когда температура начала образования интерметаллидов выше температуры распада, они могут возникать и в объеме дуги.

Наиболее интересное место здесь уделить влиянию различных факторов на появление интерметаллидов в сплаве В35.

В слитках из сплава В35 включения интерметаллидов располагаются преимущественно в центральной зоне. Кроме того, заметна повышенная концентрация их в головной части слитков. Некоторые из включений имеют ярко выраженный дендритный характер (рис. 9). Расположение включений интерметаллидов в слитках из сплава В35 заставляет связать их появление,

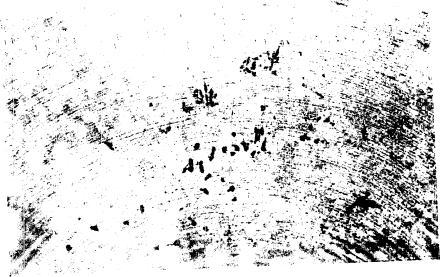


Рис. 9. Включения интерметаллидов в слитках из сплава В35 (x 3)

так же как и в случае светлых кристаллитов, с образованием настыли на распределительной коробке и с особыми условиями кристаллизации головной части слитка. По внешнему виду и окраске при травлении можно предположить, что включения являются соединениями алюминия с марганцем и хромом (рис. 10).

Включения того же типа обнаружены при контроле макроструктуры прессованных прутков и прессованных профилей. В процессе прессования происходит интенсивное дробление включений интерметаллидов. При исследовании микроструктурных свойств поперечные образцы, имеющие включения интерметаллидов, показали повышенное удлинение.

На прутке, имеющего включения, была взята стружка на химический анализ. При отборе стружки от нее легко отделялась хрупкая крошка, по виду содержащая много включений интерметаллидов. Как видно из результатов химического анализа (табл. 5), особенно сильно дефицит хрома, меньше — марганца. Несмотря на то, что содержание хрома в сплаве В35 в 2—2,5 раза ниже, чем марганца, концентрация хрома в местах скопления интерметаллидов достигает почти 2,0%, а марганца — 1,8%. Характерно, что содержание цинка, меди и магния несколько снижено, так как усиливается диффузия хрома и марганца в негустом кристаллизации интерметаллидов привнесла к вытеснению из этих областей атомов других элементов.

* Работа была выполнена совместно с Е. Д. Захаровым, П. П. Дроновой и В. В. Соловьевой.



Рис. 10. Микроструктура слитка из сплава В35. Травление 1% HF (x 100)

Таблица 5
Химический состав пробы с включениями интерметаллидов

Характер пробы	Содержание элементов, %				
	Zn	Mg	Cu	Mn	Cr
Без включений	6,42	2,38	1,55	0,51	0,22
Стружка из образца с включениями	6,10	2,38	1,70	0,66	0,45
Крошка от стружки из образца с включениями	6,10	2,22	1,29	1,63	1,97

Как уже отмечалось, расположение интерметаллидов в слитках из сплава В35 позволяет связать их появление с образованием настыли на дне распределительной коробки. Скорость литья слитков из сплава В35, из-за сложности его в трещинам, понижена сравнительно с другими алюминиевыми сплавами. В соответствии с этим уменьшается глубина дуги, и расстояние между дном распределительной коробки и дном дуги становится очень малым. Таким образом, создается благоприятные условия для образования настыли на дне распределительной коробки. Толщина настыли при литье слитков из сплава В35 достигает в отдельных случаях 20 мм.

Грубые включения интерметаллидов хорошо видны в шлифе головной части слитка (рис. 11, а) и в сечении ее (рис. 11, б). По травлению и внешнему виду

POOR ORIGINAL

исключены включения, очевидно, фазы Al_2Si и Al_3Mn , при травлении в 10% растворе $NaOH$ (при 70°) марганцовистая фаза окрашивается в темный цвет, а фаза Al_2Si остается светлой (рис. 12).

В ряде случаев было замечено, что небольшие добавки титана усиливают склонность к образованию настывшей и появлению включений интерметаллидов в слитках из сплава В95. Включения интерметаллидов в сплаве с титаном находится как в центре слитка, так и по всему сечению, что свидетельствует об их образовании в процессе, но не на дне распределительной воронки, но и во всем объеме слитка. Это подтверждает взгляды В. И. Добаткина [11].

Настывшие обнаруживают хорошее сходство по составу с крошкой, отсеченной от стружки из слитка с включенными интерметаллидами. В настывших повышено содержание марганца, хрома, титана и в некоторой степени — железа; они обеднены медью, магнием и цинком. Содержание хрома и титана в настывших может возрасти в 7—10 раз сравнительно с плавкой марганца — в 5—6 раз.

Необходимо отметить, что содержание хрома, марганца и железа в различных настывших сильно колеблется, хотя концентрация этих элементов и соответствующих плавных остается примерно постоянной. Меньшее выделение различных интерметаллидов при сравнительно постоянном содержании их в плавках связано, очевидно, с различием в расплаве активных центров кристаллизации и частоты с плавкой и кристаллизацией той или иной фазы.

Для устранения интерметаллидов в слитках из сплава В95, охлаждая слитки, следует не допускать появления выделений и ограничить содержание хрома (в пределах 0,10—0,17%) и марганца (в пределах 0,25—0,32%). В то же время должна удаляться и не запускаться в работу литейная часть слитка, где особенно часто возникают интерметаллиды.

ИССЛЕДОВАНИЕ ПРИЧИН ПОЯВЛЕНИЯ ЛИКВАЦИОННЫХ НАКЛАДКИ ИЛИ СЛИТКОВ НЕПРЕРЫВНОГО ЛИТЬЯ ИЗ СПЛАВА В95 И ДРУГИХ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ

На поверхности слитков из алюминиевых сплавов, в том числе и на поверхности (внутренней и внешней) слитков из сплава В95, часто появляются ликвационные накладки — выделившиеся на поверхности капельки, обогащенные детонационными осадочными. Они представляют собой крайне нежелательные дефекты. Поэтому при рассмотрении вопроса, связанных с качеством слитков из сплава В95, детонационные накладки должны быть специально исследованы. Этого мнения придерживаются В. И. Добаткин [11], В. В. Бланк [12] считают, что они выделываются доведением газом, выделывающийся в последнюю стадию затвердевания. П. Бреннер и В. Рот [13], И. Е. Горшков [3], В. И. Добаткин [2], В. А. Динанов [1] объясняют



Рис. 11. Структура интерметаллидов в настывших (X 3).



Рис. 12. Микроструктура настывших. Травление 10% раствором $NaOH$ (С 184) и — включений Al_2Si и — включений Al_3Mn .

POOR ORIGINAL

(141)

(142)

напыления с металлом ватным давлением, а вот П. Е. Горшков и отмечает, что напыления могут выполняться повторным распылением между повторной прокаткой и периферийных слоев сплитов. По Г. Костеру [14] повторное распыление является основной причиной напыления, а В. Ковдик, В. Шенкер и А. Шух [13] отрицают его существенное значение; по их мнению, главной роль играет давление сжатия сплитов.

Плутующие слитки из сплава В95 позволяло уточнить условия и причины появления дисбалансных напылений и заметить пути их устранения. Как уже отмечалось, при последовании крупных сплитов из сплава В95, интенсивность напыления заметно возрастает при переходе от воздушного охлаждения к водному (см. рис. 1). Несмотря на значительное увеличение давления (и соответственно металлического давления), на поверхности сплитов из сплитов воздушным охлаждением, оказалось очень мало напыления. Большая интенсивность напыления при водном охлаждении подтверждает, главным образом, наличие содержания меди и напыления составило 0,4 и 2,2%, матиши — 0,5 и 2,9%, цинка — 11,3 и 7,9% для охлаждения сплитов водой и воздухом соответственно.

Путем исследования напыления в этих сплитках показало, что в периферийных слоях сплитов (и водного и воздушного охлаждения) напыления имеют и достаточную и постоянную концентрацию цинка, меди и матиши, независимо от общей ход концентрации цинка.

При последовании в воздухе сплитов из сплава В95, [8] также установлено, что напыление незначительно (по закону сохранения) снижается содержанием матиши, цинка и меди в периферийном слое и прямой небольшой подъем концентрации этих элементов у самой поверхности. Содержание Mg, Cu, Zn и Si, образующих депозитные эвтектики, сильно возрастает в напылениях, а Mn и особенно Cr и напыления по переходят (табл. 6).

Таблица 6

Место выемки пробы	Состав напыления на плоском сплите сплава В95						
	Содержание элементов, %						
	Cu	Mg	Zn	Mn	Cr	Fe	Si
Слитки без напыления	1,8	1,9	6,7	0,35	0,17	0,28	0,28
Напыления	6,9	6,8	14,5	0,16	0,01	0,28	0,96

Кривые охлаждения плоских сплитов, полученные путем выжигания ферромагнетик, показывают постоянную скорость охлаждения и повторный разогрев периферийных слоев [8]. При воздушном охлаждении вторичный подъем температуры происходит при 500° и равен 5—10°, при водном охлаждении он происходит при 530° и достигает 40°. Температурный разлет между этими температурами поднимается с высотой, разделяет критическую точку деформации эвтектики (например, Al—Cu—Mg) от базиса деформации (например, Al—Mn), чем и объясняется резкое увеличение содержания соответствующих элементов в напылениях. Большая интенсивность напыления при водном охлаждении и объясняется большим подъемом температуры при вторичном охлаждении сплитов. При непрерывном дутье подъем температуры происходит внутри протекатора в связи с образованием зазора между сплитом и стеной протекатора. Следовательно, появление дисбалансных напылений в сплитках непрерывного дутья из сплава В95 (а также и других алюминиевых сплавов) объяс-

няется вторичным разогревом периферийных слоев сплитка под влиянием воздушного зазора, образующимся в результате эвтектики и выделяющимся при охлаждении в достаточном количестве объема протекатора. В этих случаях наблюдается увеличение концентрации элементов, которые не растворяются в алюминии, на поверхности сплитов. Концентрация элементов, образующих эвтектичные эвтектики, в дисбалансных напылениях резко снижается с увеличением скорости охлаждения.

ЛИТЕРАТУРА

1. В. А. Давыдов и др. Металлургические основы непрерывного дутья. Пр. 1-го съезда, конференция (Обзорник), 1947.
2. В. В. Добаткин. Дутье сплитов дутья и влияние скорости сплитов. Металлургия, 1948.
3. П. Е. Горшков. Дутье сплитов цветных сплавов и сплитов. Металлургия, 1952.
4. W. Roth. Aluminium 24, 284, 1947.
5. С. И. Фридрихс. Влияние скорости формирования кристаллов в зависимости от скорости охлаждения. Обзорник, 1949.
6. В. А. Давыдов. Дутье крупных сплитов для производства листов из сплава В95. Металлургия, 1950.
7. В. В. Добаткин и др. Дутье сплитов. Металлургия, 1950.
8. В. В. Добаткин и др. Дутье сплитов. Металлургия, 1950.
9. В. В. Добаткин и др. Ф. Н. Гусев и др. Дутье сплитов. Металлургия, 1950.
10. В. В. Добаткин и др. Ф. Н. Гусев и др. Дутье сплитов. Металлургия, 1950.
11. В. В. Добаткин и др. Влияние скорости кристаллизации в сплитках непрерывного дутья из алюминиевых сплавов. Издание протекатора, 1950. Металлургия, 1950.
12. W. Roth, Metallgesellschaft, 1947.
13. В. В. Добаткин. Интерметаллические соединения и сплитки с их сборкой. Металлургия, 1950.
14. W. Roth, Metallgesellschaft, 1947.
15. В. В. Добаткин и др. Дутье сплитов. Металлургия, 1950.
16. W. Roth, Metallgesellschaft, 1947.
17. В. В. Добаткин и др. Дутье сплитов. Металлургия, 1950.
18. W. Roth, Metallgesellschaft, 1947.
19. W. Roth, Metallgesellschaft, 1947.
20. W. Roth, Metallgesellschaft, 1947.

POOR ORIGINAL

(114)

И. И. ФРИДЛЯНДЕР

**ОБ УСЛОВИЯХ ПОЯВЛЕНИЯ ЛИКВАЦИОННЫХ НАПЛЫВОВ НА СЛИТКАХ
НЕПРЕРЫВНОГО ЛИТЬЯ ИЗ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ**

Общие сведения об условиях появления ликвационных наплывов

На поверхности слитков непрерывного литья из алюминиевых сплавов часто возникают ликвационные наплывы — выделившиеся на поверхности капельки, обогащенные легкоплавкими составляющими.

Ликвационные наплывы — крайне нежелательные дефекты слитка, так как затрудняют процесс литья, приводят к необходимости обдирки слитков, ухудшают качество готовых изделий. На причины появления ликвационных наплывов в литературе не дана единая точка зрения.

Ликвационные наплывы в слитках непрерывного литья из алюминиевых сплавов основательно изучены В. И. Добаткиным [1]. Предложен термин «капелька» для описания разнообразных форм ликвационных выделений.

По В. И. Добаткину, ликвационные наплывы, как правило, образуются вследствие истечения маточного раствора из междендритных и внутريدендритных каналов в зазор, возникающий между кристаллизатором и слитком в результате усадки последнего.

На интенсивность ликвационных наплывов влияет состав сплава.

В. И. Добаткин подчеркивает, что характер и величина ликвационных наплывов зависит главным образом от окисной пленки на поверхности слитка, ее прочности и проницаемости. Основной причиной, вызывающей нарушение окисной пленки при непрерывном литье, является трение поверхности кристаллизатора.

О силах, вызывающих появление ликвационных наплывов при непрерывном литье, В. И. Добаткин пишет следующее:

Практически же для объяснения основных форм проявления ликвационных наплывов нам незачем прибегать ни к каким силам, кроме металлостатического давления, значение которого впервые подчеркнули Бреннер и Рот.

POOR ORIGINAL

В. А. Ливанов [2] также считает, что ликвационные наплывы представляют собой расплав, выдавленный металлостатическим давлением через междендритные каналы. При давлении по каналам расплав кристаллизуется и достигает поверхности слитка уже сильно обогащенным легирующими элементами.

По И. Е. Горшкову [3] появление ликвационных наплывов при непрерывном литье объясняется гидростатическим давлением жидкого металла.

Начало ликвационным наплывам может дать расплавление междендритной прослойки легкоплавкой части сплава в периферийных слоях слитка, уже затвердевших и затем вновь разоттрившихся в том месте, где образуется зазор между слитком и изложницей. В дальнейшем по этим образовавшимся в результате расплавления ликвата каналам может вытечь также и расплавленная часть сплава под влиянием гидростатического давления металлической части слитка, уже затвердевших и затем вновь разоттрившихся в том месте, где образуется зазор между слитком и изложницей. В дальнейшем по этим образовавшимся в результате расплавления ликвата каналам может вытечь также и расплавленная часть сплава под влиянием гидростатического давления металлической части слитка, уже затвердевших и затем вновь разоттрившихся в том месте, где образуется зазор между слитком и изложницей.

Следовательно, И. Е. Горшков считает давление, однако он национальных наплывов металлостатическое давление слитка. Подчеркивает также и роль вторичного разогрева слитка. Г. Кестнер [4] объясняет ликвационные наплывы как результат повторного разогрева периферийных слоев слитка и оплавления междендритных легкоплавких составляющих. Повторный разогрев может произойти, по его мнению, при образовании воздушного зазора между слитком и кристаллизатором, так как от этого ухудшается теплопередача или же ускоряется кристаллизация центральной части круглого слитка. Отметим, что, по нашему мнению, воздушное оплавление в центре слитка тепловой волны, способной оплавить ликнование в центре слитка периферийных слоев, маловероятно.

В. Кондик, В. Шекспир и Д. Шоу [5] указывают, что вторичное расплавление эвтектики нельзя удовлетворительно объяснить различными формами проявления наплывов; в определенных условиях отливки слитков давление оказывает влияние на последние.

Ниже приведены результаты опытов, проведенных за последние годы автором вместе с другими исследователями, дающие дополнительный материал по вопросу об условиях появления ликвационных наплывов.

Экспериментальные данные

В работе [6] было исследовано влияние охлаждения слитков из сплава В35 водой и воздухом.

Высота кристаллизатора при отливке слитков с водяным охлаждением составляла 180 мм, диаметр кристаллизатора 370,1 — 370,2 мм. При отливке слитков с воздушным охлаждением высота кристаллизатора равнялась 160 мм, диаметр 369,7—369,8 мм.

В продолжение всей отливки слитков через некоторые промежутки времени из мисера собирали пробы для спектрального

Об условиях появления ликвационных наплывов на слитках

и химического анализа. Изменений состава сплава в процессе литья практически не происходило. Результаты анализа по двум слиткам приведены в табл. 1.

Химический состав отливок слитков

Время отбора пробы	Содержание элементов					
	Сп	Мг	Зн	Сн	С	В
Начало литья	1,60	2,35	6,11	0,33	0,21	0,28
Конеч литья	1,61	2,40	6,30	0,39	0,19	0,28
Начало литья	1,62	2,47	6,08	0,39	0,19	0,28
Конеч литья	1,58	2,30	6,30	0,30	0,19	0,27

Литье при охлаждении слитков воздухом вели со скоростью 45 и 60 мм/мин; при охлаждении водой скорость литья была уменьшена до 27 мм/мин для того, чтобы избежать появления трещин. При увеличении скорости литья и уменьшении интенсивности охлаждения (переход с воды на воздух) глубина лунки увеличивается (табл. 2).

Влияние условий литья на глубину лунки

Охлаждающая среда	Скорость литья мм/мин	Глубина лунки, мм		
		в центре слитка	на плоскости разлуки	на периферии слитка
Вода	27	76	65	10
	27	76	65	10
	27	62	57	3
Воздух	45	250	95	15
	45	250	90	10
	60	320	—	15

Для внешнего вида слитков наиболее характерны интенсивные крупные ликвационные наплывы при охлаждении слитков водой (рис. 1) и очень мелкие, небольшие — при охлаждении слитков воздухом (рис. 2).

Чтобы выяснить состав ликвационных наплывов, была исследована стружка, снятая с поверхности слитков (табл. 3).

Химический анализ наплывов подтверждает, что при охлаждении слитков водой интенсивность их значительно больше; концентрация меди, магния и цинка в наплывах при водяном охлаждении

POOR ORIGINAL

(142)

(147)



Рис. 1. Внешний вид слитка, отлитого с водяным охлаждением. X1

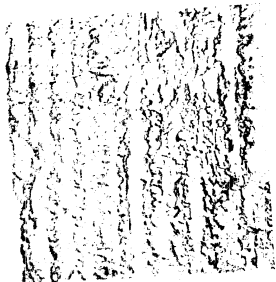


Рис. 2. Внешний вид слитка, отлитого с воздушным охлаждением. X1

(145)

Об условиях появления ликвационных наплывов на слитках 141

Таблица 3
Состав ликвационных наплывов в зависимости от условий охлаждения

Охлаждение	Содерж.		
	Cu	Mg	Zn
Воздушное	2,30	2,93	7,92
Водяное	5,06	5,55	11,68

слитков примерно в два раза выше, чем при воздушном охлаждении.

Для определения ликвации элементов по сечению слитков стружку на химический анализ отбирали по концентрическому кругу стружку перемещали. Результаты химического анализа приведены на рис. 4 и 5.

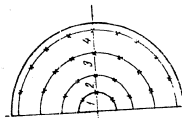


Рис. 3. Схема отбора стружки на химический анализ. Стружка усекалась по каждому концентрическому кругу.

Из графиков можно заключить следующее:
 1. Закономерности распределения по сечению слитка всех трех исследованных элементов (меди, магния и цинка) один и тот же. Воздушное охлаждение влечет за собой значительную сбраковку ликвации. Разница между центром и периферией слитка по содержанию меди составляет 0,3%, цинка 0,9%, магния 0,3%. При этом характерно, что при перераспределении эти три элемента черпнутся из центрального цилиндра, радиус которого примерно равен половине радиуса слитка (это отмечал В. П. Добаткин [10], и перемещаются по внешней цилиндрической поверхности, толщина которой примерно равна половине радиуса слитка. Но так как в плоскости этих двух зон имеется большая разница, то изменение концентрации

(144)

POOR ORIGINAL

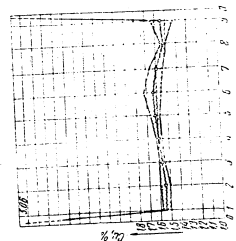
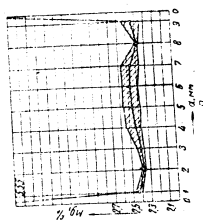
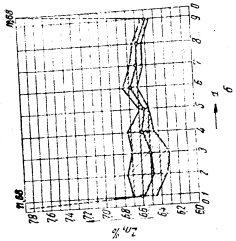


Рис. 1. Распределение содержания магния в осадках с глубинами 0-10 м.

а - март, б - июль, в - сентябрь.

150

151

POOR ORIGINAL

нии ликвационных наплывов периферийный слой слитка объединяет в некотором направлении элементами, и на кривой распределения элементов по диаметру слитка появляются либо провалы, либо перепады, которые очень легко объяснить следующим: оплавленные электроды вытекают из периферийного слоя и нарушают тем самым закономерность распределения элементов по сечению слитков, созданную совсем иными причинами.

В отдельных случаях, правда, развитие ликвационных наплывов происходит не только в результате разогрева периферийных слоев и оплавления электродов, но и в результате вытекания расплава из дуэки под влиянием металлургического давления и вытекания образовавшегося в результате расплавления и вытекания электродки.

При таком просачивании металла из дуэки периферийные слои не должны объединяться; основываясь на этом, по кривым химического состава можно проконтролировать, какой именно фактор — вторичный разогрев или металлургическое давление — играл главную роль в образовании ликвационных наплывов.

Необходимо также отметить, что различная интенсивность ликвационных наплывов могла бы быть вызвана различной конусностью кристаллизаторов, но приведенные выше данные о геометрии кристаллизаторов исключают такую вероятность.

Исследование плоских слитков сплава В95

Дополнительные данные были получены при исследовании плоских слитков из сплава В95, отлитых с воздушным охлаждением.

Схема взятия проб на химический анализ для детального исследования периферийных слоев с целью обнаружения обедненных зон, связанных с появлением ликвационных наплывов, дана на рис. 6.

Результаты химического анализа плоских слитков приведены на рис. 7, на котором отложенные по абсциссе цифры 1; 2; 3; 4; 5; 6 и 7 соответствуют буквам А; В; Г; Д; Е; Ж на схеме рис. 6.

В периферийных слоях А, Б, В химический состав по сечению не изменяется. В остальном сечении слитка наблюдается не очень ярко выраженная обратная ликвация магния, цинка и меди. Разница в содержании цинка достигает 0,4—0,5%; меди — 0,3%; магния — 0,2%. В ряде случаев, особенно по сечениям X; XI; V и IV происходит некоторое небольшое, но закономерное снижение содержания магния, цинка и меди в периферийном слое (приблизно на глубину 10 мм), а затем вновь некоторый подъем концентрации этих элементов.

Следовательно, и здесь мы обнаруживаем те же явления, что и в круглых слитках сплава В95.

154

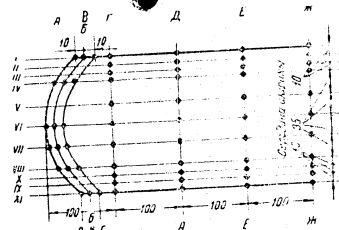


Рис. 6. Схема взятия проб на химический анализ из плоского слитка

Состав наплывов, снятых с плоского слитка, приведен в табл. 4

Таблица 4
Химический состав ликвационных наплывов на плоском слитке сплава В95

Место взятия пробы	Содержание, процентов					
	Си	Мг	Ци	Мн	Ср	Сн
Стружка с поверхности (без чашки)	3,79	1,92	6,63	0,35	0,17	0,28
Крупные наплывы	6,91	6,77	14,46	0,16	0,01	0,28
Стружка с поверхности (без чашки)	1,62	1,88	6,63	0,35	0,17	0,31
Мелкие наплывы	7,10	5,81	15,33	0,16	0,01	0,23
Крупные наплывы	7,23	5,90	17,75	0,17	0,01	0,31

Характерно, что концентрация меди, магния, цинка и кремния образующих легкоплавкие электродки, сильно возрастает в наплывах. Марганец и особенно хром, заметно более тугоплавкие электродки, которые, очевидно, почти не расплавляются при вторичном разогреве, в значительно меньшей степени переходят в наплывы.

Приостановка охлаждения и повторный разогрев периферийных слоев при непрерывной отливке плоских слитков из сплава В95 были обнаружены экспериментально при имитационном термомар, криные охлаждения получены для двух вариантов

155

POOR ORIGINAL

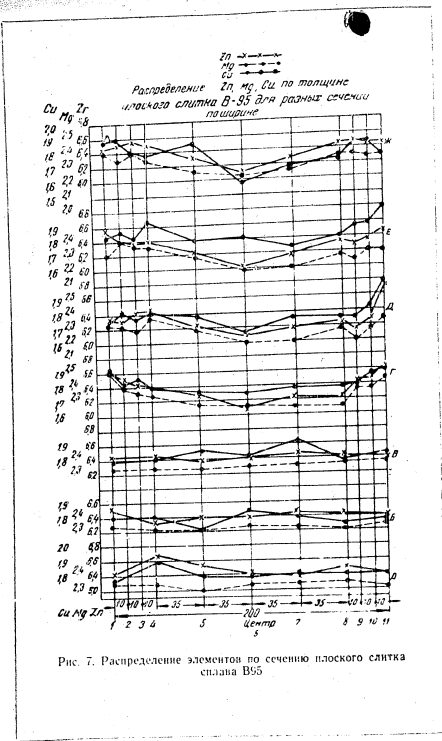


Рис. 7. Распределение элементов по сечению плоского слитка сплава В55

лития — с охлаждением слитков воздухом и с охлаждением их водой.

Кривые охлаждения даны на рис. 8 а,б; на этих же рисунках приведены схемы расположения термомпар, тип и размеры кристаллизаторов, высота уровня, скорость лития, указывается также момент выхода слитков из кристаллизаторов.

Для обоих слитков характерно следующее: периферийные слои кристаллизируются довольно быстро, а затем скорость их охлаждения резко снижается и начинается внутренний разогрев периферийных слоев и охлаждение сердечника слитка. Естественно, что сердечник слитка начинает охлаждаться позже, но охлаждение происходит довольно быстро и непрерывно, не испытывая колебаний, свойственных периферийным слоям.

При воздушном охлаждении внутренний подъем температуры происходит при 560° и равен примерно 5-10°, при водном охлаждении подъем температур выражает значительно более резкий, он начинается при 530° и достигает 570°. Все эти явления происходят внутри кристаллизатора и могут быть объяснены образованием и расширением воздушного зазора.

Необходимо иметь в виду, что замеры производились образцами приборами и термомпарами с толстым слоем, поэтому для замера характерна очень большая инерция; фактически подъем температур, очевидно, значительно больше того, который удалось зафиксировать, и происходит при более низких температурах, но все же из кривых совершенно ясно следующее.

При непрерывном литье может происходить внутренний разогрев периферии внутри кристаллизатора благодаря образованию воздушного зазора; при охлаждении водой внутренний разогрев происходит более энергично, чем при охлаждении воздухом, что позволяет объяснить большую интенсивность ликвационных наплывов при охлаждении водой.

Весьма интересные указания относительно причин и условий появления ликвационных наплывов получены при отливке плоских слитков сплава В95 в кристаллизаторы с расширяющейся конусностью по толщине в 0,4 и 2,0 мм. Слитки, отлитые в кристаллизатор с меньшей конусностью, почти не имели ликвационных наплывов, хотя на внутренней поверхности этого кристаллизатора были ясно заметны следы трения слитка о стенки кристаллизатора. Из другого кристаллизатора слитки выходили совершенно свободно, на них имелось много ликвационных наплывов. Отсюда следует, что трение слитка о стенки кристаллизатора недостаточно для появления ликвационных наплывов; снятие при отливке слитков (угол подачи воздуха на слиток в кристаллизаторе 30° и 60°).

Увеличение конусности кристаллизатора приводит к заметному

POOR ORIGINAL

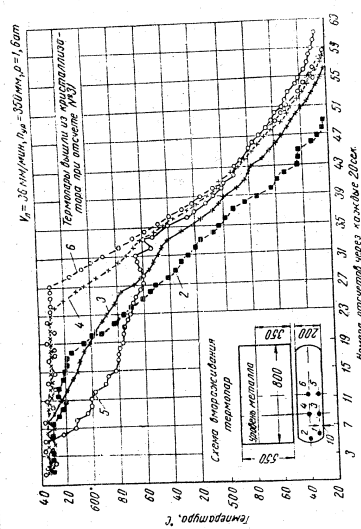


Рис. 84. Кривые охлаждения плоского слитка, охлажденного в медной кристаллизаторе с последующим охлаждением воздухом. 1, 2, 3, 4, 5, 6 — номера термометров.

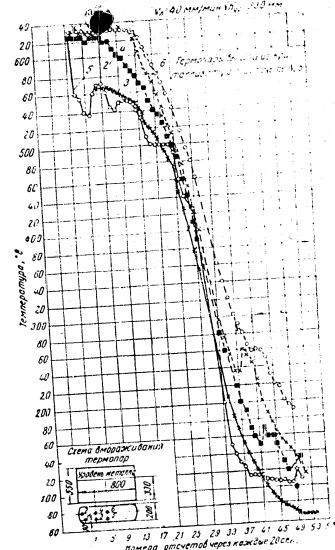


Рис. 86. Кривые охлаждения плоского слитка, охлажденного в медной кристаллизаторе с последующим охлаждением водой. 1, 2, 3, 4, 5, 6 — номера термометров.

POOR ORIGINAL

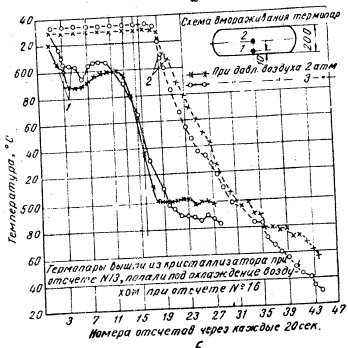
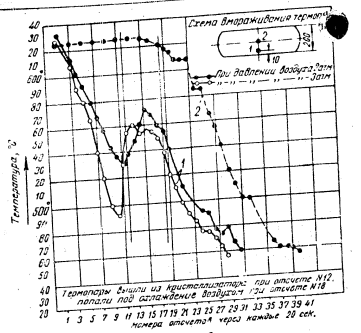


Рис. 9. Кривые охлаждения плоского слитка, отливаемого в медные кристаллизаторы с различной конусностью: а - 0,4 мм; б - 2 мм

в результате проведенных работ (Рис. 9, 10, 11, 12, 13, 14, 15, 16, 17, 18, 19, 20, 21, 22, 23, 24, 25, 26, 27, 28, 29, 30, 31, 32, 33, 34, 35, 36, 37, 38, 39, 40, 41, 42, 43, 44, 45, 46, 47, 48, 49, 50, 51, 52, 53, 54, 55, 56, 57, 58, 59, 60, 61, 62, 63, 64, 65, 66, 67, 68, 69, 70, 71, 72, 73, 74, 75, 76, 77, 78, 79, 80, 81, 82, 83, 84, 85, 86, 87, 88, 89, 90, 91, 92, 93, 94, 95, 96, 97, 98, 99, 100, 101, 102, 103, 104, 105, 106, 107, 108, 109, 110, 111, 112, 113, 114, 115, 116, 117, 118, 119, 120, 121, 122, 123, 124, 125, 126, 127, 128, 129, 130, 131, 132, 133, 134, 135, 136, 137, 138, 139, 140, 141, 142, 143, 144, 145, 146, 147, 148, 149, 150, 151, 152, 153, 154, 155, 156, 157, 158, 159, 160, 161, 162, 163, 164, 165, 166, 167, 168, 169, 170, 171, 172, 173, 174, 175, 176, 177, 178, 179, 180, 181, 182, 183, 184, 185, 186, 187, 188, 189, 190, 191, 192, 193, 194, 195, 196, 197, 198, 199, 200, 201, 202, 203, 204, 205, 206, 207, 208, 209, 210, 211, 212, 213, 214, 215, 216, 217, 218, 219, 220, 221, 222, 223, 224, 225, 226, 227, 228, 229, 230, 231, 232, 233, 234, 235, 236, 237, 238, 239, 240, 241, 242, 243, 244, 245, 246, 247, 248, 249, 250, 251, 252, 253, 254, 255, 256, 257, 258, 259, 260, 261, 262, 263, 264, 265, 266, 267, 268, 269, 270, 271, 272, 273, 274, 275, 276, 277, 278, 279, 280, 281, 282, 283, 284, 285, 286, 287, 288, 289, 290, 291, 292, 293, 294, 295, 296, 297, 298, 299, 300, 301, 302, 303, 304, 305, 306, 307, 308, 309, 310, 311, 312, 313, 314, 315, 316, 317, 318, 319, 320, 321, 322, 323, 324, 325, 326, 327, 328, 329, 330, 331, 332, 333, 334, 335, 336, 337, 338, 339, 340, 341, 342, 343, 344, 345, 346, 347, 348, 349, 350, 351, 352, 353, 354, 355, 356, 357, 358, 359, 360, 361, 362, 363, 364, 365, 366, 367, 368, 369, 370, 371, 372, 373, 374, 375, 376, 377, 378, 379, 380, 381, 382, 383, 384, 385, 386, 387, 388, 389, 390, 391, 392, 393, 394, 395, 396, 397, 398, 399, 400, 401, 402, 403, 404, 405, 406, 407, 408, 409, 410, 411, 412, 413, 414, 415, 416, 417, 418, 419, 420, 421, 422, 423, 424, 425, 426, 427, 428, 429, 430, 431, 432, 433, 434, 435, 436, 437, 438, 439, 440, 441, 442, 443, 444, 445, 446, 447, 448, 449, 450, 451, 452, 453, 454, 455, 456, 457, 458, 459, 460, 461, 462, 463, 464, 465, 466, 467, 468, 469, 470, 471, 472, 473, 474, 475, 476, 477, 478, 479, 480, 481, 482, 483, 484, 485, 486, 487, 488, 489, 490, 491, 492, 493, 494, 495, 496, 497, 498, 499, 500, 501, 502, 503, 504, 505, 506, 507, 508, 509, 510, 511, 512, 513, 514, 515, 516, 517, 518, 519, 520, 521, 522, 523, 524, 525, 526, 527, 528, 529, 530, 531, 532, 533, 534, 535, 536, 537, 538, 539, 540, 541, 542, 543, 544, 545, 546, 547, 548, 549, 550, 551, 552, 553, 554, 555, 556, 557, 558, 559, 560, 561, 562, 563, 564, 565, 566, 567, 568, 569, 570, 571, 572, 573, 574, 575, 576, 577, 578, 579, 580, 581, 582, 583, 584, 585, 586, 587, 588, 589, 590, 591, 592, 593, 594, 595, 596, 597, 598, 599, 600, 601, 602, 603, 604, 605, 606, 607, 608, 609, 610, 611, 612, 613, 614, 615, 616, 617, 618, 619, 620, 621, 622, 623, 624, 625, 626, 627, 628, 629, 630, 631, 632, 633, 634, 635, 636, 637, 638, 639, 640, 641, 642, 643, 644, 645, 646, 647, 648, 649, 650, 651, 652, 653, 654, 655, 656, 657, 658, 659, 660, 661, 662, 663, 664, 665, 666, 667, 668, 669, 670, 671, 672, 673, 674, 675, 676, 677, 678, 679, 680, 681, 682, 683, 684, 685, 686, 687, 688, 689, 690, 691, 692, 693, 694, 695, 696, 697, 698, 699, 700, 701, 702, 703, 704, 705, 706, 707, 708, 709, 710, 711, 712, 713, 714, 715, 716, 717, 718, 719, 720, 721, 722, 723, 724, 725, 726, 727, 728, 729, 730, 731, 732, 733, 734, 735, 736, 737, 738, 739, 740, 741, 742, 743, 744, 745, 746, 747, 748, 749, 750, 751, 752, 753, 754, 755, 756, 757, 758, 759, 760, 761, 762, 763, 764, 765, 766, 767, 768, 769, 770, 771, 772, 773, 774, 775, 776, 777, 778, 779, 780, 781, 782, 783, 784, 785, 786, 787, 788, 789, 790, 791, 792, 793, 794, 795, 796, 797, 798, 799, 800, 801, 802, 803, 804, 805, 806, 807, 808, 809, 810, 811, 812, 813, 814, 815, 816, 817, 818, 819, 820, 821, 822, 823, 824, 825, 826, 827, 828, 829, 830, 831, 832, 833, 834, 835, 836, 837, 838, 839, 840, 841, 842, 843, 844, 845, 846, 847, 848, 849, 850, 851, 852, 853, 854, 855, 856, 857, 858, 859, 860, 861, 862, 863, 864, 865, 866, 867, 868, 869, 870, 871, 872, 873, 874, 875, 876, 877, 878, 879, 880, 881, 882, 883, 884, 885, 886, 887, 888, 889, 890, 891, 892, 893, 894, 895, 896, 897, 898, 899, 900, 901, 902, 903, 904, 905, 906, 907, 908, 909, 910, 911, 912, 913, 914, 915, 916, 917, 918, 919, 920, 921, 922, 923, 924, 925, 926, 927, 928, 929, 930, 931, 932, 933, 934, 935, 936, 937, 938, 939, 940, 941, 942, 943, 944, 945, 946, 947, 948, 949, 950, 951, 952, 953, 954, 955, 956, 957, 958, 959, 960, 961, 962, 963, 964, 965, 966, 967, 968, 969, 970, 971, 972, 973, 974, 975, 976, 977, 978, 979, 980, 981, 982, 983, 984, 985, 986, 987, 988, 989, 990, 991, 992, 993, 994, 995, 996, 997, 998, 999, 1000).

Заключение

Проведение экспериментальных работ позволило сделать вывод, что необходимым условием получения литейных слитков является непрерывное литье из алюминиевых сплавов. При этом вторичный разогрев периферийных слоев слитка под действием воздушного зазора между слитком и кристаллизатором. При непрерывности охлаждения периферийных слоев слитка без литейных слитков, то характерно образование вторичных разогрев и появляются литейные слитки. Характер и величина их на слитках непрерывного литья определяется теми факторами, на которые особенно обратил внимание В. П. Добаткин (стресс и прочность окисной пленки, трещины слитка, поверхность кристаллизатора и т. д.).

ЛИТЕРАТУРА

1. В. П. Добаткин. Непрерывное литье и литейные свойства сплавов. М.: Металлургиздат, 1948.
2. В. А. Динькин. Металлургические основы непрерывного литья. М.: Металлургиздат, 1945.
3. И. Е. Горшков. Литье слитков цветных металлов и сплавов. Металлургиздат, 1952.
4. Г. Кестлер. Обратная ликвация при непрерывном литье. Zeitschrift für Metallkunde, 1950, № 7.
5. В. Кондик, В. Шекснир, Д. Шох. Вопросы плавки и литья. Zeitschrift für Metallkunde, 1952, т. VII, № 3.
6. И. П. Фридляндер, Л. Д. Давыдов, А. В. Рыжков, И. С. Клячича, В. В. Солдатовича. Исследования слитков и основы литья легких сплавов. Оборониздат, 1957.

POOR ORIGINAL

И. П. ФРИДЛИНДЕР

ИЗЫСКАНИЕ ВЫСОКОПРОЧНЫХ ДЕФОРМИРУЕМЫХ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ СИСТЕМЫ Al-Zn-Mg-Cu¹

К высокопрочным деформируемым алюминиевым сплавам предъявляются ряд требований, без удовлетворения которых они не могут применяться в серийных конструкциях. Эти сплавы должны обладать высокими прочностными характеристиками, необходимой пластичностью, достаточной коррозионной стойкостью и стойкостью против повторных статических нагрузок. В некоторых случаях от них требуется также высокая предел усталости и достаточная прочность при повышенных температурах. Вместе с тем сплавы должны иметь и определенные технологические свойства — удовлетворительно отливаться, деформироваться в горячем и холодном состоянии. Для алюминиевых сплавов особенно важна их способность раскисняться.

Еще в 1924—1926 гг. Зандер и Мейнер [1] установили, что тройные сплавы системы Al-Zn-Mg, благодаря образованию фазы MgZn₂, обладают исключительно большим эффектом старения. В. П. Михеева [2] произвела наиболее полное изучение системы Al-Zn-Mg. П. И. Сальду и М. П. Замоторин [3—5] предложили на базе этой системы высокопрочный сплав под названием ИМ (цинк — магний). Помимо алюминия он содержал 5,0% Zn, 5,0 Mg и 0,7% Mn. Сплав имел предел прочности около 55 кг/мм². Однако он оказался в высокой степени чувствительным к коррозии под напряжением — образцы, погруженные в морскую воду, растрескивались в течение нескольких десятков минут. Варьируя режимы термической обработки улучшить его коррозионное поведение не удалось. Таким образом, на первых порах представляло их высокопрочных алюминиевых сплавов основную трудность представляла их коррозионное поведение. Позднее на первое место выдвинулась задача повышения статической прочности (эксплуатационной надежности) этих сплавов.

В 1939 г. Г. Е. Водовин [6] в сотрудничестве с С. М. Вороновым и Ф. В. Кузнецким разработал новый высокопрочный сплав четвертой системы Al-Zn-Mg-Cu. По мнению Г. Е. Водовина, упрочнителем в богатых алюминием четвертых сплавах Al-Zn-Mg-Cu является соединение Cu-Zn-Mg(Cu₂Zn₃Mg₂ или Cu₂ZnMg₂).

Исходя из этого предположения, Г. Е. Водовин вводил в сплавы медь, магний и цинк пропорционально содержанию их в соединении T, причем

¹ Различные разделы настоящей работы выполнены автором совместно с Е. П. Булавиной, Е. И. Буровой, Э. Д. Дибровым, Н. М. Зельманом, Ю. С. Даниловым, Н. П. Заваровой, Э. А. Елагиной, Э. П. Старосткиной и др.

4 Легкие сплавы

POOR ORIGINAL

старение 16 час. при 140°) приведены на рис. 1а. Прочность сплавов свежезакаленным, искусственно состаренным и естественно состаренным в различных пределах содержания цинка до 20%; удлинение сплавов растет по мере увеличения содержания цинка в этих пределах концентрации и искусственно состаренным состоянием в этих пределах концентрации цинка меняется очень слабо, а в свежезакаленном и естественно состаренном состоянии резко снижается с содержанием цинка 7%, а затем изменяется незначительно. Наибольшей прочностью сплавы обладают в естественно состаренном состоянии, несколько меньшей — в свежезакаленном, наиболее низкой — в искусственно состаренном состоянии. Принятый режим искусственного старения приводит к отжигу сплавов, поэтому режим искусственного старения обладает отрицательными значениями, эффект искусственного старения оказывается высоким. В то же время в свежезакаленном состоянии сплавы имеют повышенную прочность и низкое удлинение. Восточно, частичный распад твердого раствора цинка в алюминии происходит непосредственно в процессе закалки [13]. Эффект естественного старения обладает максимумом, соответствующим содержанию в сплаве 10% цинка. Эта концентрация цинка лежит далеко от предельной растворимости цинка в алюминии.

Исследование старения сплава алюминия с 6% Zn (рис. 1, б) показало, что прочность сплава в процессе старения при 20° несколько повышается (при выдержке в течение 5 мин.), затем снижается (к 1 часу) и вновь возрастает. При 100, 120° и более высокой температуре первый максимум не обнаруживается. Уже после выдержки в течение 5 мин. прочность сплава снижается до прочности отожженного состояния и при дальнейшем увеличении выдержки не меняется. Эффекты старения, положительные при 20°, становятся отрицательными при более высоких температурах старения (100—160°).

По И. И. Буйнову и Л. И. Подгезову [14] в сплавах Al — Zn в процессе старения происходит образование зон равноосной формы, обогащенных атомами цинка; при достижении в зонах концентрации цинка, близкой к 100%, возникает решетка цинка.

При введении 0,01% Mg в сплав Al + 6% Zn повышение первого минимума при 20° замедляется, а величина второго подъема уменьшается (рис. 1, б). При 0,1% Mg первый максимум исчезает, а второй подъем еще больше поднимается. При дальнейшем увеличении содержания магния первый максимум так и не появляется, однако второй подъем очень резко увеличивается. Следовательно, магний подавляет механизм старения, увеличивает старение. При достаточной концентрации магния старение идет за счет фаз Zn — Mg или Al — Zn — Mg. Характерно, что прочность сплавов Al — Zn — Mg в свежезакаленном состоянии в пределах концентрации магния от нуля до 0,5% меняется очень слабо и остается на сравнительно низком уровне, свойственном двойным сплавам Al — Zn.

В случае старения при 120°, вплоть до содержания 0,2% Mg сплавы разуплотняются уже после пятиминутной выдержки и дают отрицательный эффект старения; при содержании магния свыше 0,5% эффект старения резко возрастает вплоть до 3% Mg (рис. 1, б).

Введение в сплавы Al — Zn магния замедляет распад твердого раствора и разуплотнение сплавов при отжиге. У сплавов Al — Zn — Mg в области твердого раствора прочность растет по мере увеличения содержания и цинка, и магния (рис. 2, а). При дальнейшем увеличении концентрации этих элементов и переходе в гетерогенные области (исотермы растворимости даны по В. И. Михеевой) появляется провал прочности (заптрихованная на рис. 2, а область), переходящий в новый подъем при еще большем содержании магния. Вероятно, наличие при температуре отжига

готовых вторых фаз несколько препятствует распад и вызывает повышение минимумов прочности. Это же препятствует увеличению содержания цинка при отжиге сплавов, гетерогенных при температуре отжига, непрерывно снижается. В этом отношении проявляются склонность сплавов Al — Zn к быстрому распаду при сравнительно низких температурах. С практической точки зрения важно, что понижение содержания цинка не ухудшает или даже улучшает технологические свойства сплавов в отожженном состоянии [13].

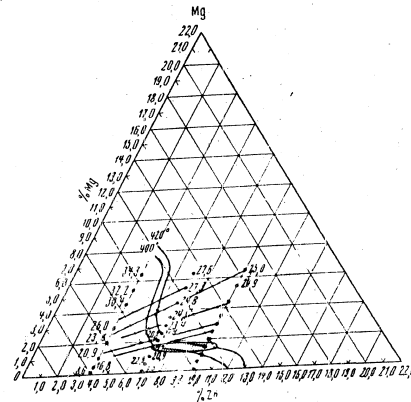


Рис. 2а. Превес прочности сплавов Al — Zn — Mg (+ 0,4% Mn + 0,2% Cu) в отожженном состоянии (И. И. Физалингер, Е. И. Кутайкина)

Следовательно, прочность отожженных сплавов Al — Zn — Mg определяется по сложной поверхности с минимумом и максимумом, что подтверждает выводы В. А. Немикова [15] о сложном характере изменения свойств в тройных системах и о невозможности механического переноса закономерностей, установленных для двойных систем, на тройные и более сложные системы.

Такую же сложную зависимость обнаруживают и эффекты закалки сплавов Al — Zn — Mg (рис. 2, б). Вместо вулканических значений у сплавов Al — Zn, при небольших концентрациях магния у сплавов Al — Zn — Mg появляются отрицательные эффекты (заптрихованная область на рис. 2, б), переходящие затем вновь в положительные эффекты.

POOR ORIGINAL

Эффекты естественного и искусственного старения обнаружены в минимуме области α -твердого раствора, причем в случае искусственного старения повышаются отрицательные значения эффекта при очень малом содержании магния. Сильны максимальные значения эффекта закалки в состоянии распадаемости между сплавами с максимальными эффектами закалки (без марганца и хрома) они находятся в области α -твердого раствора. Удлинение сплавов в связке закалкой и естественно состаренном состоянии растет или не очень сильно меняется с увеличением концентрации упрочняющей фазы в значительной части области α -твердого раствора и снижается при еще большем содержании упрочняющей фазы и в особенности при появлении второй фаз. В искусственно состаренном состоянии удлинение непрерывно и энергично падает с повышением концентрации упрочняющей фазы.

Присутствие марганца и хрома налагает определенный отпечаток на абсолютные значения механических свойств и эффектов термической обработки и приводит к сменению сплавов с максимальными свойствами и эффектами в сторону больших концентраций упрочняющих фаз. Так, у сплавов Al — Zn — Mg, не содержащих хрома и марганца, максимальная прочность в естественно и искусственно состаренных состояниях достигается внутри области α -твердого раствора, в сплавах с марганцем и стигаетеся внутри области α -твердого раствора при введении хромом — за ее пределами; максимум эффекта старения при введении хромом непосредственно к ее границам с двухфазными (многофазными) областями. Тройные сплавы Al — Zn — Mg могут обладать очень высокой прочностью. В нашем исследовании достигнута значения прочности пресформации в виде случаев заставляют предпочесть им для практических целей четверные сплавы Al — Zn — Mg — Cu. В четверных сплавах не удается превзойти максимальную прочность тройных сплавов Al — Zn — Mg, однако при определенном содержании цинка и магния введение меди позволяет существенно улучшить эксплуатационные характеристики сплавов (статическую выносливость), коррозионные и технологические свойства.

ЧЕТВЕРНЫЕ СПЛАВЫ Al — Zn — Mg — Cu, ИХ СВОЙСТВА В РАЗЛИЧНЫХ СОСТОЯНИЯХ, ЭФФЕКТЫ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ

Прочность сплавов Al — Zn — Mg — Cu в отожженном состоянии примерно равна прочностям сплавов Al — Zn — Mg и для исследованных концентраций (4,0—10% Zn, 0—6,5% Mg, 0—3,0% Cu) колеблется в пределах 20—25 кг/мм². Введение в сплав меди дает повышение прочности примерно на 2—5 кг/мм² (табл. 2). В зависимости от содержания магния прочность сплавов Al — Zn — Mg — Cu изменяется примерно так же, как и сплавов Al — Zn — Mg; при некотором уменьшении концентрации магния прочность растет, затем снижается, переходит через минимум и вновь увеличивается. При введении в сплав меди повышается та концентрация магния, при которой обнаруживается провал прочности. Вероятно, и в этом случае провал прочности связан с переходом из области твердого раствора в гетерогенные (при температуре отжига) области.

Подобно тройным сплавам Al — Zn — Mg, прочность четверных сплавов в отожженном состоянии в некоторых случаях падает с повышением концентрации цинка. В притягивает эту особенность сплавов Al — Zn — Mg — Cu можно использовать для получения высокопрочных (с большим

Таблица 2
Предел прочности σ_b , кг/мм² сплавов Al — Zn — Mg — Cu ($\pm 0,5\%$, Mn $\pm 0,2\%$, Cu) в отожженном состоянии при 7,0%, Zn [13]

Содержание магния, %	Содержание меди, %					
	0	0,5	1,0	1,5	2,0	2,5
0	9,5	14,4	19,6	24,9	21,5	21,6
0,5	22,9	24,4	24,6	24,6	24,2	25,9
1,0	20,9	21,0	22,3	23,9	23,3	23,8
1,5	19,7	20,4	21,9	22,0	22,3	23,1
2,0	20,8	21,3	21,5	21,9	22,4	21,8
2,5	21,9	22,1	22,1	21,8	22,0	21,8
3,0	23,4	23,2	22,9	23,8	23,3	22,5
3,5	24,1	24,4	24,0	22,8	23,6	22,5
4,5	24,8	25,6	24,7	24,9	24,3	24,5
5,5	27,3	26,9	26,2	25,4	25,3	24,9
6,5	27,6	28,2	27,6	27,2	25,9	25,6

содержанием цинка) сплавов, обладающих хорошей пластичностью в отожженном состоянии.

Влияние меди на эффекты термической обработки сплавов Al — Zn — Mg — Cu (не содержащих марганца и хрома) видно на рис. 4, а, б. Для того, чтобы сразу отличить изображения сплавов Al — Zn — Mg — Cu, не содержащих Mn и Cr, сечение диаграммы дается в прямоугольных координатах. Распределение фазовых областей (при 460°) дано по Юм-Розери [8]. Необходимо прежде всего отметить, что отсутствие марганца и хрома при введении меди приводит к существенному расширению области отрицательных эффектов закалки в тройных сплавах Al — Zn — Mg (рис. 4, б). Медь заметно повышает эффект закалки сплавов. Так, при 1,5—2,0% Mg увеличение эффекта закалки от введения в сплав 4% Cu составляет 11—16 кг/мм². Максимальные эффекты закалки достигаются у сплавов, расположенных за пределами растворимости в фазовой области $\alpha + S$.

Эффекты старения сплавов Al — Zn — Mg — Cu исследованных концентраций, не содержащих марганца и хрома, и несколько раз превосходят эффекты закалки. Максимумы эффектов старения лежат в области α -твердого раствора.

В зависимости от содержания цинка (при данном количестве магния) медь оказывает разное влияние на эффект старения: при 4% Zn введение меди может привести к существенному росту эффекта старения. Уже при 6—8% Zn медь приводит к самому незначительному приросту или даже снижению эффекта старения и к более резкому снижению при еще больших содержаниях цинка (рис. 4, в). Следовательно, содержащиеся медь фазы CuAl₂ и S не участвуют практически в искусственном старении сплавов, и в пересыщенный твердый раствор, повышает эффект закалки она, входи в пересыщенный твердый раствор таким образом, что повышается и изменяет свойства этого твердого раствора (рис. 4, в). Роль меди заключается в том, что (как будет показано ниже) пластичность сплавов, их стойкость при вторичных статических нагрузках и коррозионная стойкость медь, как это видно на рис. 5, а, б, приводит параллельно к повышению прочности на 6—8 кг/мм² и росту удлинения в полтора-два раза (при 2,0—3,0% Mg). При 4% Zn удлинение снижается или не меняется при увеличении

191

192

POOR ORIGINAL

Увеличение прочности присадкой меди объясняется прорастом закали. Эффект старения при выделении меди в эти сплавы практиче- не отсутствует. Следовательно, фазы, содержащие медь, не участвуют в искус- ственном старении сплавов с 6,0—7,0% Zn. Медь находится в пересыщен- ном твердом растворе (или частично в виде первичных выделений фаз S и $(CuAl)_2$). Изменение состава твердого раствора и результате выделений в сплавы меди приводит к очень существенному ухудшению свойств сплаво- в: растет удлинение, понижается коррозионная стойкость и статическая выносливость, ухудшается раскатываемость.

Это изменение важнейших свойств, выходящее медью, позволяет создать промышленные композиции высокопрочных алюминиевых сплавов системы Al—Zn—Mg—Cu, которые по прочности не уступают трой- ным сплавам Al—Zn—Mg, но значительно превосходят их по дру- гим характеристикам.

При большом содержании меди коррозионная стойкость и статическая выносливость вновь ухудшаются, удлинение снижается. Исходя из этого, в сплаве В95 содержание меди установлено в пределах 1,4—2,0%, а в сплаве В94 1,8—2,4%.

Микроструктура литого теменированного сплава В95 (не содер- жащего хрома и марганца) показана на рис. 9. После трансформации в течение 10 мин. 2% спиртовым раствором HNO_3 , фазы $MgZn_2$ и T вымываются в виде темных, а фаза S — в виде светлых включений. На аналогичный фазовый состав сплава В95 указывала Г. В. Киселевич-Келесич.

Исходя из изложенного, составы сплавов В95 и В94 установлены в следующих пределах (табл. 7).

Таблица 7

Составы высокопрочного сплава В95 и оптимального высокопрочного закаленного сплава В94

Сплав	Содержание элементов, %		
	Zn	Mg	Cu
В94	6,0—6,7	1,2—1,6	1,8—2,4
В95	5,0—7,0	1,8—2,8	1,4—2,0

Сплав В95 этого состава выпускается в серийном производстве, начи- ная с 1944 г. Выпуск производства составляет многие тысячи тонн. Опыт работы по излучению в корабельных, авиационных и других конструкциях, применение в океанских конструкциях.

ВЛИЯНИЕ МАРГАНЦА И ХРОМА НА СВОЙСТВА СПЛАВОВ Al—Zn—Mg—Cu

Марганец и хром оказывают многостороннее влияние на свойства алюминиевых сплавов.

Сплавы Al—Mn и Al—Cu склонны к переохлаждению и образуются при кристаллизации пересыщенного твердого раствора марганца в алюминии, с концентрацией, превосходящей максимальную равновесную [18—21]. Относительно природы прерывающегося эффекта алюминиевых сплавов,

185

обусловливающего значительное изменение прочности прерывающихся выделений над прочностью хрупкого, аморфизованных выделений, существенное различие точки зрения. Уилсон [22], а также Дрейер и Берман [23] связывают прерывающийся эффект с сохранением текстуры деформации.

По С. М. Горюхову, В. И. Елиных, Г. А. Власову [24] прерывающийся эффект обусловлен распадом твердого раствора марганца и Al и появлением в структуре большого числа мелких частиц марганцево-медной фазы. О. С. Бил- чар [25] считает, что явление прерывающегося эффекта вызывается наличием большого числа пластичных деформированных дислокационных частиц мар- ганцево-медной фазы, окружающих зерна твердого раствора. Согласно В. П. Добиткину [26] прерывающийся эффект вызывается наличием и деформирован- ных, но не рекристаллизованных выделений дисперсированной структуры с образованием внутри зерна блоков.

Нами изучалось влияние марганца и хрома на кинетику старения сплавов Al—Zn—Mg—Cu, эффекты термической обработки и механические свойства горячепрессованных и холоднодеформированных изделий из этих сплавов и на раскатываемость проволоки из сплава В95.

Влияние хрома и марганца на кинетику старения исследовалось на прессованных прутках сплава состава Al—6%Zn—2,3%Mg—1,7%Cu (средний состав сплава В95), к которому добавлялись: а) 0,3% Mn, б) 0,2% Cr и в) 0,3% Mn + 0,2% Cr. По мере введения в сплав 0,1% Mn, затем 0,2% Cr и суммы 0,3% Mn + 0,2% Cr прочность его в сплаве, в про- цессе старения при 140° на крутях повышается (рис. 10, а). В про- цессе старения при 140° на крутях прочность повышается, первый шаг про- цесса старения — 30 сек, и второй — при 8—24 час. Сплавы без добавок нарастают прочность при втором подходе медленнее и менее интенсивно, чем сплавы, содержащие марганец, и особенно хром и сумму Mn + Cr (рис. 10, б). Однако если в сплаве без добавок нарастание прочности про- цесса старения — 8—24 час, и в 48 час, то при добавке марганца и особенно хрома и суммы Mn + Cr максимум достигается уже в течение 8—24 час, и в 48 час, обнаруживается явно нарастающее снижение прочности. Следовательно, марганец и хром изменяют эффект термической обработки и ускоряют процесс старения сплавов Al—Zn—Mg—Cu при температурах старения 20; 140 и 180°.

Сплавы с марганцем и хромом должны обладать меньшей прочностью, чем сплавы без них. Поэтому для максимальных выделений, чтобы улучшить прочностные свойства, желательно применять сплавы без марганца и хро- ма (при условии обеспечения достаточной коррозионной стойкости). По- мение эффектов закали и старения на прессованных прутках сплава В95 с увеличением содержания марганца и хрома приведено на рис. 11. Эффект закали растет, начиная с 0,2% Mn до 0,6% Mn, эффект старения достигает максимума при 0,4% Mn, а затем снижается. При добавке хрома эффект закали растет вплоть до 0,3% Cr, эффект старения достигает максимума при 0,2% Cr. Марганец и хром в значительной степени увели- чивают эффект закали, чем эффект старения.

В термически обработанном состоянии добавка 0,2% Mn не влияет на свойства сплава. Реакче повышение прочности, сопровождаемое сниже- нием пластичности, наблюдается при увеличении содержания марганца до 0,4%; при дальнейшем увеличении содержания марганца свойства изме- няются слабо. Для повышения прочности сплава В95 в него введен марган- цин в пределах 0,2—0,6%. Влияние хрома на свойства термически обра- ботанного сплава В95 аналогично влиянию марганца, но хром действует примерно в два раза эффективнее. В сплаве В95 для хрома установлен пределы 0,1—0,25% [13]. Введение этих добавок (Mn + Cr) является бо- лее желательным, чем использование одной из них. Так, например, если

186

POOR ORIGINAL

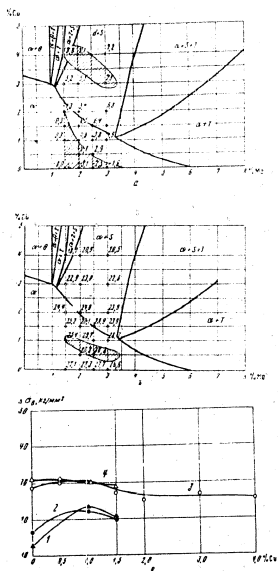


Рис. 4. Эффекты термической обработки (до $\sigma_{0.2}$ кг/мм²) сплавов Al — Zn — Mg — Cu:
 — эффект закалки при 0% Zn; б — эффект старения при 6% Zn; в — эффект старения при 4,0% Zn и 2% Mg (1); 4,0% Zn и 2,5% Mg (2); 7,0% Zn и 2,0% Mg (3); 7,0% Zn и 2,5% Mg (4) в переменном содержании меди
 (И. И. Фридрихсбер, Н. И. Зайцева)

содержании меди. Различное влияние меди на увеличение прочности сплава, вероятно, состоит в том, что при 6% Zn медь (фаза), содержащая мало углерода, способствует старению, что приводит к более сильному увеличению прочности сплава. При 6—8% Zn медь не участвует в искусственном старении, сохраняется в дисперсионном состоянии в растворе, который и приводит к увеличению прочности сплава. При дальнейшем росте прочности и увеличении при некотором повышении ее концентрации (рис. 4, в, г). Кроме разных прочности показывают, что прочность сплава при увеличении содержания меди имеет тенденцию к увеличению, чем при увеличении содержания меди. Связь между содержанием меди и прочностью сплава связано с тем, что он не только увеличивает эффект закалки, но и, входя в фазы Zn — Mg и Al — Zn — Mg, приводит к существенному возрастанию эффекта старения.

Сплавы максимальной прочности в системе Al — Zn — Mg — Cu достигают 0—11% Zn, 3,0—4,5% Mg и 0,5—1,5% Cu. На прессованных и деформированных сплавах, содержащие марганец, хром или другие аналогичные добавки, могут иметь прочность до 60—80 кг/мм² (табл. 1).

Таблица 1
 Предел прочности ($\sigma_{0.2}$ кг/мм²) сплавов Al — Zn — Mg — Cu (0,5%) Mn (0,2%) Cu (1%) в зависимости от содержания Zn и старения при содержании 10% Zn (13)

Содержание меди, масс. %	Содержание меди, %					
	0	0,5	1,0	1,5	2,0	2,5
0	10,9	20,0	25,1	25,6	26,5	27,4
0,5	42,5	49,8	54,7	59,2	52,8	50,8
1,0	56,2	59,2	61,6	63,0	64,4	63,4
1,5	62,5	64,7	66,4	70,6	71,2	70,0
2,0	67,8	71,5	72,9	72,7	73,1	73,8
2,5	74,6	71,6	77,2	74,4	75,3	75,5
3,0	77,8	79,6	79,7	79,3	77,4	76,9
3,5	80,2	81,0	—	79,9	77,3	76,5
4,0	80,5	81,3	81,4	78,5	77,0	75,5
4,5	79,7	81,3	76,5	76,5	72,5	71,1
5,0	72,4	73,3	—	74,2	70,7	68,1

Свойства сплавов Al — Zn — Mg — Cu несколько меньшей прочности при содержании 7,0% Zn приведены в табл. 5.

В этой группе сплавов максимальной прочности достигаются при содержании меди 0,5—2,5% и меди 2,5—4,5%.

Необходимо отметить, что данные, приведенные в табл. 1 и 5, характерны для прессованных и деформированных сплавов, полученных в лабораторных условиях. В промышленных условиях уровень прочности для всех групп сплавов несколько понижается, но термическое старение, создаваемое в промышленности, приходится также иметь в виду, помимо прочности, и другие свойства сплавов — технологические, коррозионные и т. д. Поэтому составы промышленных сплавов не соответствуют максимальной прочности, а должны выбираться с учетом всех требований, предъявляемых к сплавам. Тем не менее установление максимальной прочности, которую можно получить в той или иной системе сплавов, необходимо, так как при этом определяются

POOR ORIGINAL

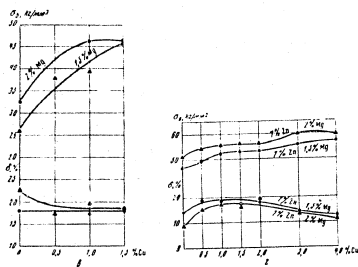
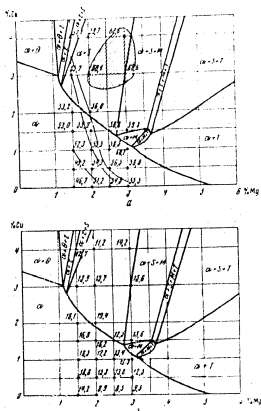


Рис. 5. Прочность и относительное удлинение сплавов Al-Zn-Mg-Cu после закалки (170°) и старения (140° - 16 час.)
 а - предел прочности при 7% Zn; б - относительное удлинение при 7% Zn; в - предел прочности и относительное удлинение при 4% Zn; 1,5 и 2,0% Mg и переменном содержании меди; г - предел прочности и относительное удлинение при 7% Zn; 1,5 и 2,0% Mg и переменном содержании меди (И. Н. Филатович, Н. Н. Зайцева)

Таблица 1
 Предел прочности (σ₀, кг/мм²) сплавов Al-Zn-Mg-Cu (0,5% Mn, 0,02% Cu) после закалки и старения при содержании 7,0% Zn [13]

Содержание меди, %	Среднее значение				
	1,0	1,5	2,0	2,5	3,0
0	9,8	14,2	20,0	19,5	21,2
0,5	10,8	18,2	24,0	20,7	22,4
1,0	18,2	23,2	26,7	26,5	26,1
1,5	26,2	28,1	32,2	33,3	33,4
2,0	29,7	35,1	35,5	38,5	39,0
2,5	34,2	38,1	39,0	41,7	42,8
3,0	37,8	39,7	34,5	35,3	34,3
3,5	39,7	42,7	39,5	43,0	43,4
4,0	41,7	44,5	43,0	43,0	42,2
4,5	42,7	43,7	43,0	43,4	43,4
5,0	42,7	43,7	43,0	43,4	43,4
5,5	42,7	43,7	43,0	43,4	43,4
6,0	42,7	43,7	43,0	43,4	43,4

предельный уровень, к которому можно стремиться при создании высокопрочных сплавов. На основании табл. 3 и 5 следует, как уже отмечалось, что максимальная прочность тройных сплавов Al-Zn-Mg при введении меди не может быть превышена. Максимальная прочность создается фазами тройной системы Al-Zn-Mg. По мере приближения к максимальной прочности роль меди в повышении прочности сплавов в первую очередь возрастает. Для группы сплавов максимальной прочности меди не оказывает увеличения не только эффект старения, но и эффект закалки.

Пеходя из этого, следует признать справедливость утверждения Д. А. Пехова [7] относительно влияния глубины закалки у сплавов Al-Zn-Mg и Al-Zn-Mg-Cu. Вместе с тем ни в какой мере не должно недооцениваться роль меди и те существенные изменения, которые она вносит в свойства сплавов Al-Zn-Mg-Cu. По мере повышения общей прочности сплавов медь начинает все в большей степени влиять на эффект закалки, а затем и на эффект старения. При тех содержаниях меди (6-10%), при которых медь не приводит к увеличению эффекта старения, вход в пересыщенный твердый раствор, она вызывает параллельный рост прочности, сопротивления срезу, пластичности, раскисляемости, а также коррозионной стойкости и стойкости при повторных нагрузках.

ИССЛЕДОВАНИЕ СТАТИЧЕСКОЙ ВЫНОСЛИВОСТИ И КОРРОЗИОННОЙ СТОЙКОСТИ СПЛАВОВ Al-Zn-Mg-Cu

Статические переменные нагрузки приводят к разрушению материалов при значительно меньшем числе циклов, чем переменные нагрузки, избуривающие с частотой, принятой при обычных испытаниях на усталость [16]. Высокопрочные алюминиевые сплавы системы Al-Zn-Mg-Cu имеют более высокую статическую выносливость, чем дуралюмины (Al-Cu-Mg). Поэтому для сплавов Al-Zn-Mg-Cu крайне важно исследовать влияние отдельных компонентов на статическую выносливость. В этом случае целесообразно начать изучение с двойных систем Al-Zn, Al-Mg, Al-Cu, примыкающих к алюминиевому углу системы Al-Zn-Mg-Cu.

POOR ORIGINAL

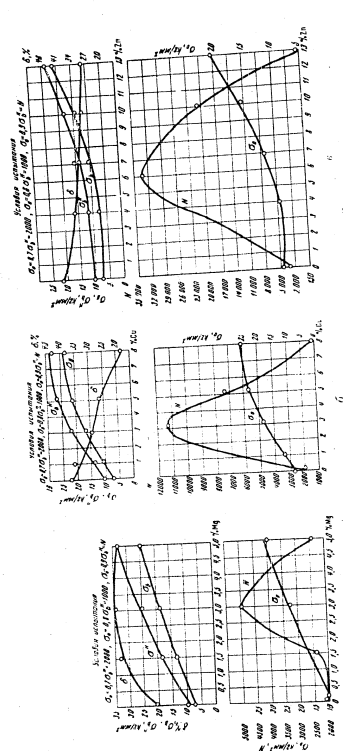


Рис. 6. Статистическая выносливость сплавов: Δ — Zn, 1,5%; Mg — Cu; \square — Cu; \circ — Cu; \bullet — Cu; \circ — Cu; \square — Zn, 1,5%; Cu и переменное содержание меди; \circ — Zn, 1,5%; Cu и переменное содержание меди; \bullet — Zn, 1,5%; Cu и переменное содержание меди; \circ — Zn, 1,5%; Cu и переменное содержание меди.

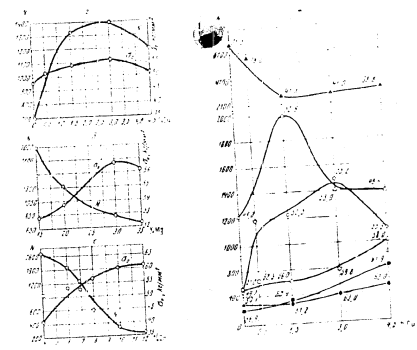


Рис. 7. Статистическая выносливость сплавов: Δ — Zn, 1,5%; Mg — Cu; \square — Cu; \circ — Cu; \bullet — Cu; \circ — Cu; \square — Zn, 1,5%; Cu и переменное содержание меди; \circ — Zn, 1,5%; Cu и переменное содержание меди; \bullet — Zn, 1,5%; Cu и переменное содержание меди; \circ — Zn, 1,5%; Cu и переменное содержание меди.

Попытки на статистическую выносливость проводились обычно на выдерзанных образцах (круглых с кольцевым вырезом или плоских с отверстием). Определяется сначала прочность до разрушения при приращении, а затем число циклов выдерживаемых с заданной долей (0,3; 0,5; 0,7; 0,9) до разрушения переменного напряжения (пиком гладкой) образца. В данных опытах частота нагружения составила 6—8 циклов в минуту, верхнее напряжение, как правило, было равно 0,7σ_{0.2}, а для опытов с этими материалами — ниже, как правило, было равно до 0,5σ_{0.2}. Нижнее напряжение равнялось 0,1σ_{0.2} или 0,2σ_{0.2}. В рис. 6, а, б, в, г, показаны изменения статической выносливости сплавов Al — Mg, Al — Cu, Al — Zn и зависимости от содержания меди, цинка и никеля. Испытания этой серии проводились следующим образом: на первом этапе давалось 2000 нагружений при первом рабочем приращении σ_{0.5} = 0,7σ_{0.2}, затем 1000 циклов при σ_{0.5} = 0,5σ_{0.2}, наконец, при приращении σ_{0.5} = 0,3σ_{0.2} вплоть до разрушения. Число X соответствует числу циклов при σ_{0.5} = 0,5σ_{0.2}.

Все кривые имеют одинаковый характер. Прочность сплавов Al — Mg, Al — Zn и Al — Cu непрерывно увеличивается во всем исследованном интервале концентраций. Число X очень резко воз-

POOR ORIGINAL

сплавах и возрастают трудности их применения в конструкциях.

При 4% Zn и 1,5-3,0% Mg должно ограничиваться верхнее содержание меди, которое в этом случае, как уже отмечалось, ухудшает статическую выносливость сплавов Al - Zn - Mg - Cu.

Исследования на коррозию под напряжением проводились на образцах, подверженных изгибу в направлении продольном и поперечном.

Образцы в форме буквы П испытывались при попеременном погружении в 3% раствор NaCl. Концы образцов подвергались растягивающему напряжению так, что в верхней его части создавались эти постоянно действующие напряжения. По ориентировочным подсчетам величина этих напряжений составляла 75% предела текучести. По истечении некоторого времени образцы самопроизвольно растрескивались. Коррозионные испытания проводились по методике, принятой С. Е. Павловым и С. М. Азаридуми, и при их взаимном содействии.

Исследовались сплавы с содержанием цинка от 4 до 12%, магния от 1,5 до 3,5% и меди от нуля до 4,5%. В большинстве сплавов присутствовало 0,35% Mn и 0,12% Cr. Две группы сплавов — с 4% Zn и 1,5% Mg и с 6% Zn и 2% Mg — при определенной концентрации меди не содержали марганца и хрома. Сплав с 4% Zn и 1,5% Mg (без марганца и хрома) обладает очень высокой коррозионной стойкостью — примерно 250 суток; введение до 0,5% Cu не влияет на коррозионное поведение сплава, а дальнейшее повышение концентрации меди сильно ухудшает его коррозионную стойкость (рис. 7, а, б, в). При большом содержании цинка и магния (например, при 6% Zn и 2% Mg) медь является весьма полезной присадкой при концентрации ее до 1,5%, во много раз улучшающей коррозионное поведение сплава; при большей концентрации меди продолжительность жизни образцов сокращается. При оптимальных содержаниях меди (1,5-2%) продолжительность жизни образцов достигает 150 суток, т. е. сплав обладает сравнительно высокой коррозионной стойкостью. Вместе с тем из рис. 7, а следует, что при сравнительно высоких концентрациях цинка (~6%) и магния (~2%) и достаточном содержании меди можно иметь надежные коррозионноустойчивые сплавы, не содержащие марганца и хрома. В этом отношении наши выводы расходятся со взглядами Дивеса и Нюма [17], которые считают обязательной присадкой 0,25% Cr в высокопрочные сплавы Al - Zn - Mg - Cu для обеспечения надежного коррозионного поведения их. При наличии в сплавах 0,35% Mn и 0,12% Cr влияние меди проявляется слабее.

Интенсивно и попеременно снижает коррозионную стойкость сплавов Al - Zn - Mg - Cu увеличение содержания магния (рис. 7, б). Увеличение содержания цинка как в тройных сплавах Al - Zn - Mg (+ Mn + Cr), так и в четверных сплавах Al - Zn - Mg - Cu (+ Mn + Cr) приводит к еще более энергичному понижению коррозионной стойкости сплавов (рис. 7, в).

Следовательно, в четверных сплавах Al - Zn - Mg - Cu, так же как и в тройных сплавах Al - Zn - Mg, повышение концентрации цинка и магния ухудшает коррозионную стойкость сплавов, причем цинк действует и в большей степени, чем магний. Медь, влияя по-разному и в зависимости от содержания цинка при определенном количестве магния: при малой концентрации цинка незначительное содержание меди улучшает коррозионную стойкость сплавов, при несколько большей концентрации — мало влияет или ухудшает ее; при большом содержании цинка медь очень резко улучшает коррозионную стойкость сплавов. Наряду со сплавами, в которых содержание цинка сравнительно высокое (в среднем 6-8,5%), а содержание магния пониженное (в среднем 1,5-2,5%)

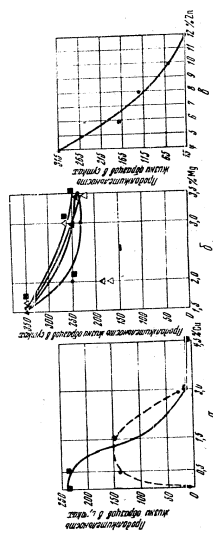


Рис. 7. Коррозионная стойкость сплавов Al - Zn - Mg - Cu. а — влияние меди при определенном содержании цинка и магния; б — влияние магния при определенном содержании цинка; в — влияние цинка при определенном содержании магния. Сплав: Al - Zn - Mg - Cu (+ Mn + Cr). Состав: Zn, 4%; Mg, 1,5%; Cu, 0,5%; Mn, 0,35%; Cr, 0,12%. Ал. ст. II. Франкфурт, П. М. Павлов.

POOR ORIGINAL

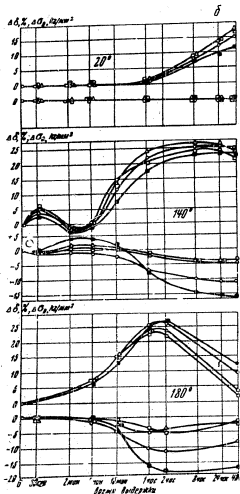
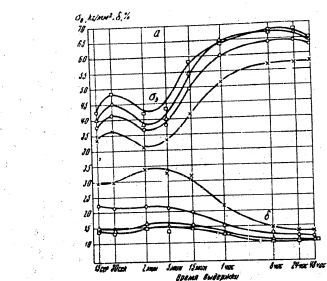


Рис. 10. Влияние марганца и хрома

а — на изменение свойств прессованных прутков из сплава Al + 0% Zn + 2,2% Mg + 0,7% Cu в процессе старения при 100°; б — изменение свойств (0,6% деформации) того же сплава при температурах старения 20, 100 и 180°; в — изменение свойств прутков из сплава Al + 0% Zn + 2,2% Mg + 1,7% Cu + 0,2% Mn; д — изменение свойств прутков из сплава Al + 0% Zn + 2,2% Mg + 1,7% Cu + 0,2% Mn + 0,2% Cr (д-л. И. Фридлиндер, Ж. А. Вайсман).

в сплаве присутствует 0,2—0,25% хрома, в слитках покрывающа 1,4—1,6% первичные включения интерметаллида хрома. При равномерном присутствии марганца и хрома, регулирующих содержание дисперсности Mn и 0,14% Cr), удается полностью избежать включений интерметаллидов.

В холоднотемпературном процессе на сплава В94 добавка марганца и хрома оказывают значительно меньшее влияние на структуру и прочность материала, чем в прессованных прутках. Прочность проволоки при надрезе в сплаве 0,6% Mn повышается всего на 3 кг/мм² (у прессованных прутков на 10—12 кг/мм²), сопротивление срезу — на 2 кг/мм², удлинение и сужение практически не меняются. Структура проволоки как и присутствие марганца, так и без него оказывается полностью рекристаллизованной. Расклевываемость заметно ухудшается уже при 0,4% Mn. Та же картина получается и при добавке хрома. Поскольку ранее было показано, что для сплава В94 необходим коррозионная стойкость обеспечивается и без добавок марганца и хрома, эти элементы в сплаве В94 присутствуют только как примеси (до 0,1% Mn, до 0,05% Cr). Допустим концентрации марганца и хрома сплава В94, которые необходимы применения в шихте больше марганца, чем хрома.

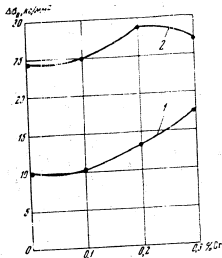


Рис. 11. Влияние хрома на эффект закаливания (1) и старения (2) сплава В94 (д-л. И. Фридлиндер, Е. И. Кусташова) [15]

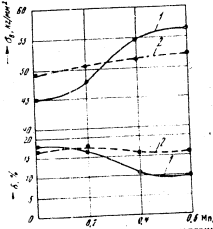


Рис. 12. Влияние концентрации марганца на механические свойства прутков (1) и проволоки (2) из сплава Al + 3% Zn + 1,5% Mg + 1% Cu (д-л. И. Фридлиндер, Н. П. Зайцева)

Интересно отметить, что влияние, характеризующие свойства прессованных прутков и проволоки из сплавов Al — Zn — Mn — Cu, в зависимости от содержания марганца пересекаются при некоторой концентрации марганца (рис. 12). При отсутствии марганца проволока обладает более высокой прочностью, что выливается в значительное упрочнение материала при холодной деформации. Однако при каком-то содержании марганца дополнительное упрочнение прессованных прутков, связанное с пружинным эффектом, начинает преобладать над тем упрочнением, которое обусловлено лучшей ориентацией материала при холодной деформации. Дополнительное упрочнение прутков и проволоки марганцем (хромом) связано с пружинным эффектом.

Особенности поведения сплава В94 в процессе старения, связанные с

POOR ORIGINAL

вызывается частично повышением прочности сплавов в исходном состоянии и обусловлено главным образом увеличением эффекта закалки, а также (в меньшей степени) и эффекта старения (причем не только искусственного, но и естественного). Следовательно, усиление эффектов термической обработки является основной причиной повышения прочностных пружков над прочностью холоднотупитной проволоки. Это изменение эффектов термической обработки, так же как ускорение процессов старения и разупрочнения частиц фаз, содержащих марганец и хром. Оно объясняется марганцем (и хромом), находящимся в пересыщенном твердом растворе, образовавшемся при быстрой кристаллизации сплава. После холодной деформации и последующих термических обработок пересыщенный твердый раствор Mn (Cr) в Al распадается, специфическое действие этих элементов на свойства сплавов термически оказывается менее прочной, чем пружок.

Таким образом, по нашему мнению, наличие пресэфекта вызывается марганцем (хромом), находящимся в пересыщенном твердом растворе, возникшем при быстрой кристаллизации сплавов и возникаем на процессе распада твердого раствора, пересыщенного относительно цинка, магния и меди, а также — на эффектах закалки и старения. В зависимости от природы упрочняющих фаз: $SrAl_2$, $SrMgZn_2$, $TiAl-Zn-Mg$ сплавы могут быть положительными, отрицательными или вообще отсутствовать. В процессе отжига (выдержка 2 часа, охлаждение до $150^\circ C$ со скоростью 30 град/час) сплавы Al — Zn — Mg — Cu, содержащие и не содержащие марганца и хрома, по-разному реагируют на изменение температуры отжига (табл. 8).

Таблица 8
Влияние температуры отжига (выдержка 2 часа) на свойства сплава Al + 6,3% Zn + 1,5% Mg + 2% Cu (с марганцем и хромом и без них). Исходное состояние — горячепрессованное

Температура отжига, °C	Сплав			
	Al — Zn — Mg — Cu + 0,37% Mn + 0,17% Cr		Al — Zn — Mg — Cu (без хрома и марганца)	
	$\sigma_{0,2}$ в кг/мм ²	δ , %	$\sigma_{0,2}$ в кг/мм ²	δ , %
150	37,3	14,7	42,0	14,3
200	31,5	14,6	36,6	13,7
300	23,8	19,1	21,3	20,8
330	24,1	20,3	20,8	23,5
400	23,6	18,8	23,5	19,9
430	23,9	18,7	23,2	19,2
460	23,4	17,0	22,0	22,7

В сплавах с марганцем и хромом прочность снижается по мере повышения температуры отжига, мало меняясь после отжига в интервале температур $300-460^\circ C$. В сплавах без марганца и хрома наибольшее разупрочнение достигается в случае отжига в интервале $300-340^\circ C$. Этот режим должен быть рекомендован для отжига сплавов Al — Zn — Mg — Cu, не содержащих марганца и хрома.

ВЛИЯНИЕ ЖЕЛЕЗА, КРЕМНИЯ И НИКЕЛИ НА СВОЙСТВА СПЛАВОВ Zn — Mg — Cu

Влияние железа и кремния как обычных примесей алюминия изучалось на прессованных пружках, изготовленных из сплавов Al — Zn — Mg — Cu, содержащих и не содержащих добавки марганца и хрома. Для положительного исследования, исходя из опыта со сплавами AlV1.1, влияние и совместного присутствия железа и никеля (в отношении Zn) на свойства сплава B95 в сильной степени зависит от наличия в сплаве марганца и хрома, а также от вида испытываемых полудиффузион (табл. 9).

Таблица 9
Влияние железа и никеля на свойства сплава B95 (6% Zn, 2,3% Mg, 1,5% Cu)

Химический состав сплава, %	Механические свойства										
	п р у ж к и				п р у ж к и						
	Mn	Cr	Fe	Ni	$\sigma_{0,2}$ в кг/мм ² *	δ , %*	$\sigma_{0,2}$ в кг/мм ² **	δ , %**			
—	—	0,1	0,1	54,3	17,0	53,0	20,7	54,7	11,4	53,7	17,7
—	—	0,3	0,3	55,0	16,3	52,7	19,4	55,3	9,6	56,3	16,8
—	—	0,5	0,5	55,4	16,7	53,0	19,9	58,0	10,3	59,1	15,7
—	—	0,7	0,7	58,1	14,8	56,7	18,9	59,5	—	59,1	14,2
—	—	0,8	0,8	57,9	13,1	56,6	17,7	58,9	8,4	60,4	14,7
—	—	1,0	1,0	58,9	11,2	58,9	13,1	60,0	7,8	61,5	13,0
—	—	1,2	1,2	58,6	5,8	56,6	12,6	59,8	12,1	60,9	18,1
0,32	0,15	0,1	0,1	67,3	10,5	67,5	12,3	68,5	9,7	69,2	13,5
—	—	0,5	0,5	63,6	10,0	62,8	11,3	68,0	8,5	62,2	13,9
—	—	0,8	0,8	63,2	10,8	61,5	12,8	60,0	—	—	—
—	—	1,2	1,2	62,0	6,7	60,5	10,5	—	—	—	—

* Старение при $160^\circ C$ — 10 час.
** Старение при $160^\circ C$ — 3 часа; $100^\circ C$ — 3 часа.

Прочность пружков из сплава B95 без марганца и хрома повышается с увеличением содержания суммы железа и никеля до 2% на $5-6 \text{ кг/мм}^2$, а увеличение снижается на $6-7\%$. До 1% (Fe — Ni) свойства изменяются незначительно.

В присутствии марганца и хрома прочность пружков при 2% (Fe + Ni) снижается на 6 кг/мм^2 . Наиболее резкое снижение происходит при добавлении 1% (Fe + Ni). В катаных изделиях, как будто сильнее, взаимодействуют и хромом железом и никель действует так, как будто сильнее, взаимодействуют марганцем и хромом. Изделия толщиной 1,5 мм подвержены прокаткой, прессованным полем сечением $10 \times 30 \text{ мм}$. Прокатка ведется в направлении, перпендикулярном к оси полена. Таким образом, деление в отношении направления прокатки образцы являются перпендикулярными относительно исходной прессованной поледы.

В присутствии марганца и хрома прочность прессованных пружков из сплава B95 заметно (на $7-9 \text{ кг/мм}^2$) превосходит прочность листов при 0% (Fe + Ni). По мере увеличения содержания железа и никеля

POOR ORIGINAL

прочность прессованных прутков понижается, а прочность листов растет. При 2% (Fe + Ni) листы оказываются прочнее прутков. На основании данных следует, что прочность листов из сплава В95 с марганцем и хромом и без марганца и хрома может быть повышена на 3—4 ккал/см² путем введения в сплав (Fe + Ni). Представляет интерес различное влияние (Fe + Ni) на прочность прессованных прутков и листов из сплава В95 с марганцем и хромом и на прочность прутков из сплава В95 без марганца и хрома. В сплаве В95 без марганца и хрома железо, а также (Fe + Ni) не образует соединений с магнием и цинком или медью и присутствует в виде фаз Al — Fe или Al — Fe — Ni.

В прессованных прутках (Fe — Ni) связывают марганец и хром и препятствуют образованию в процессе кристаллизации пересыщенного твердого раствора марганца и хрома в алюминии и повышению пресэффекта [13]. По данным В. А. Ливанова и В. М. Воздвиженского [27] растворимость марганца в алюминии при содержании 0,6—0,7% Fe снижается при 500° до 0,2—0,4%. Концентрация марганца в пересыщенном твердом растворе уменьшается, что, согласно предположению автора выше объяснено, должно привести к снижению пресэффекта в прессованных изделиях из сплава В95. Поскольку в листах пресэффект не обнаруживается, ибо раствор марганца в алюминии распадается при нагревах после холодной деформации, железо и никель действуют так же, как в сплаве В95 без марганца и хрома, т. е. повышают прочность сплава.

В прессованных прутках из сплавов В95 (с 0,2% Сг и 0,4% Мп) введение одного железа до 0,3% приводит к незначительному повышению предела прочности и предела текучести. Начиная от 0,5% железа прочность и предел текучести сплава снижаются, а удлинение понижается непрерывно при увеличении концентрации железа.

В сплаве В95 содержание железа ограничено 0,5% [13]. Железо несколько понижает прочность и сопротивление срезу заклепочной проволоки из сплава В94 и ухудшает ее расклепываемость. Содержание железа в сплаве В94 ограничено 0,15%.

При повышении концентрации кремния в сплаве В95, в особенности выше 0,5%, прочность сплава снижается, а пластичность почти не меняется. При увеличении содержания кремния до 1—1,5% удлинение даже понижается. Кремний оказывает очень сильное влияние на эффект термической обработки, особенно при содержании его свыше 0,5%; при этом эффект закалки снижается практически до нуля, а эффект старения — в два раза.

Действие кремния на механические свойства и эффект термической обработки сплава В95 объясняется образованием соединений Mg₂Si и увеличением количества фаз Mg₂Zn, 7Al—Zn—Mg—Cu и S, также содержащих магний, но оказывающих значительно большее угнетение, чем соединение Mg₂Si. В сплаве В95 содержание кремния ограничено 0,5%. В сплаве В94 кремний не ухудшает расклепываемость, но заметно снижает прочность и сопротивление срезу. Содержание кремния в сплаве В94 ограничено 0,15%.

ИССЛЕДОВАНИЕ РЕЖИМОВ СТАРЕНИЯ СПЛАВОВ Al—Zn—Mg—Cu

Научению процессов старения алюминиевых сплавов посвящено много работ, на которых мы не имеем возможности здесь останавливаться. Состояние вопроса изложено в работах [7, 11, 28, 29, 30], дополнительные материалы приведены в [31, 32].

Старение сплавов В94 и В95 при комнатной температуре происходит медленно, максимум прочности не достигается через 2160 час. (3 месяца)

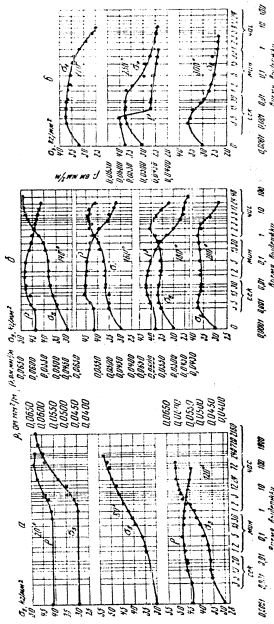


Рис. 11. Изменение предела прочности и удлинения сплавов В94 и В95 в процессе старения при комнатной температуре. Условия старения: а) В94, б) В95, в) В94, г) В95, д) В94, е) В95.

POOR ORIGINAL

старения (рис. 13). По мере повышения температуры процесс старения ускоряется — при 120° максимум прочности достигается за 72 час. старения. Начиная с температуры 120° и особенно при 140—200° отчетливо обнаруживается нарастание прочности в две стадии и появление двух максимумов на прочностных кривых. Скорость повышения и первого и второго максимумов увеличивается с повышением температуры, а промежуток времени между ними уменьшается (табл. 10). Уровень прочности

Таблица 10
Наибольшие значения первого и второго максимумов прочности при различных температурах старения сплава В95

Температура старения, °C	Первый максимум		Второй максимум	
	время выдержки	σ_b , кг/мм ²	время выдержки	σ_b , кг/мм ²
20	3 мес.	48,7	—	—
80	240 час.	53,0	—	—
120	30 сек.	36,5	120 час.	51,4
140	30 "	37,0	48 "	49,7
160	30 "	36,7	4 "	44,3
180	20 "	37,0	2 "	49,0
200	5 "	37,5	1 "	37,7
220	—	—	5 сек.	37,3
250	—	—	5 "	37,3
300	—	—	3 "	36,2

в первом максимуме достигает наибольших значений при низких температурах старения (20—80°), когда отсутствует второй максимум. При повышении второго максимума (120°) абсолютные значения первого максимума очень сильно снижаются и затем остаются постоянными в большом температурном интервале (от 120 до 300°). Второй максимум достигает самого высокого уровня при той наиболее низкой температуре (120°), при которой он впервые появился, а затем по мере повышения температуры старения он снижается. Достигнутые значения первого максимума при 20—80° практически равны значениям второго максимума при температурах 120—140°.

Электросопротивление в процессе старения при комнатной температуре повышается, достигает максимума после 96 час. и затем медленно снижается. Максимум электросопротивления при всех исследованных повышенных температурах старения соответствует переходу от первого ко второму максимуму на прочностных кривых. При 250° электросопротивление падает очень низко после 5-секундной выдержки.

Следовательно, старение сплава В95 протекает в несколько стадий. На первой стадии, включающей первый максимум на кривых прочности, происходит повышение прочности и электросопротивления и сохраняется высокая пластичность. Вторая стадия процесса характеризуется новым повышением прочности и резким снижением электросопротивления и пластичности. На третьей стадии происходит снижение прочности, пластичности и электросопротивления. В зависимости от температуры и времени старения преобладает первая, вторая или третья стадия.

Вероятно, в течение первого этапа возникают скопления атомов магния и цинка внутри решетки твердого раствора. Вторая стадия процесса

обусловлена, возможно, выделением высокодисперсных частиц второй фазы, уже выделившейся из твердого раствора, а третья — образованием ранее вышедших частиц. Вопрос о механизме старения сплава $Mg-Zn-Mg$ — он требует изучения.

Несмотря на то, что прочность, достигаемая при первом максимуму старения (при температурах старения 20—80°) и втором максимуму при

температуре старения 120—140° примерно равны, другие важные свойства различаются очень резко. Как уже отмечалось, старение при повышенных температурах, соответствующее второму максимуму прочности, приводит к снижению удлинения. Статистическая выносливость существенно (на 50%) повышается при повышении температуры старения до 140°, а затем снижается (рис. 14).

Как показал С. Е. Павлов, стойкость сплавов против коррозии под напряжением также очень резко увеличивается при повышении температуры старения от 20 до 140°. Естественно состаренный сплав В95 ведет себя неудовлетворительно в коррозионном отношении. Старение при 140° дает хорошие результаты при достаточной выдержке (16 час. и более).

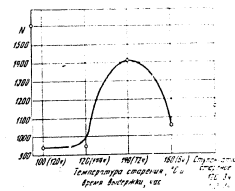


Рис. 14. Влияние температуры старения (при оптимальном времени выдержки) на статическую выносливость сплава В95 при многократных статических нагружениях ($\sigma = 0,7 \sigma_b = 55,5$ кг/мм²) (И. И. Фридрих, Н. М. Слободкин, В. С. Давыдов).

Таблица 11
Влияние режима старения на раскисляемость зазоров сплава В94

Температура старения, °C	Выдержка при этой температуре, час.	Количество зазоров, дающих трещины, %
<100	До 96	100
	120	100
	16	85
	24	75
	48	28
140	96	6
	1	15
	3	15
	6	6
160	16 и более	0
	0,25	65
	0,5	35
1 и более		0

Столь же радикально изменяется раскисляемость сплава В94 в зависимости от режима старения, как это было показано в совместной работе с Н. И. Зайцевой (табл. 11).

8 Легкие сплавы

POOR ORIGINAL

Б. А. ЛИБАНОВ, Е. В. ШИЛОХ, Т. Н. ГОСКОМАРОВА
и О. Г. НИКИТАЕВА

**ПУТИ УПРОЧНЕНИЯ АЛЮМИНОВЫХ СЛАВОНОВ
ДЛЯ РАБОТЫ ПРИ ПОВЫШЕННЫХ ТЕМПЕРАТУРАХ**

В связи с развитием реактивной скоростью авиации изменяются температурные условия работы самолетных конструкций при эксплуатации самолета.

По данным Табл. III, с увеличением скорости полета свыше скорости звука, т. е. 2000—2500 км/час, температура обшивки в различных частях самолета будет достигать высоких значений. Тид предполагает, что в ближайшие десять лет полеты в стратосферу со скоростью 2200 км/час будут вполне реальными. При полете на высоте 15 000 м обшивка самолета будет нагреваться примерно до 100°.

В этих условиях, по мнению Тиде, алюминиевые сплавы типа дуралюми (аналогичные сплаву Д16) будут иметь преимущество перед другими материалами. При более высоких скоростях потребуются другие материалы и в первую очередь титан.

Подробное изучение механических свойств листовых материалов из алюминиевых сплавов проведено сотрудниками Калифорнийского университета Франинганом. По данным и Дюном [2, 3]. Сплавом искусственным или результатам сплава 75ST (тип сплава B95T) обладает преимуществом перед сплавом 26S (D16T) всех марок только при 20—100°. При 120° и небольших выдержках (до 100 час.) механические свойства (σ_b , σ_c) сплава 75ST практически равны свойствам сплава марки 26SRT66 (позартованного и искусственно состаренного), а при больших выдержках (500 и 1000 час.) на 1,5—3 кг/мм² выше.

При 150° падение прочности у сплава 75ST происходит значительно быстрее, и при выдержках 500 и 1000 час. предел прочности этого сплава составит 27 и 22 кг/мм²; сплав марки 26SRT86, хотя и не имеет больших преимуществ перед сплавом марки 26SRT (позартованным после закалки и естественного старения) в отношении величины механических свойств, однако значения этих свойств по времени более стабильны, чем у материала 26SRT, у которого в первые 100 час. выдержки при температуре 150° происходит значительно большее повышение прочностных характеристик, а затем некоторое снижение.

Значения длительной прочности листовых материалов алюминиевых сплавов значительно повышаются с увеличением времени выдержки до 1000 час. уже при 100°.

Повышение температуры до 150° приводит к более сильному изменению этой характеристики. Об этом можно судить по повышению длительности полета, наблюдаемой у сплава 75ST.

¹ В экспериментальной части работы приняты участие Л. П. ... и Г. В. Алехина.

POOR ORIGINAL

Модуль упругости при $\sigma_{0.2}$ в зависимости от температуры до 20 до 190° изменяется незначительно, от 7100 до 6400 кг/см² у сплава 26СТ и от 7000 до 6800 кг/см² у сплава 78СТ, при этом модуль упругости не зависит от времени выдержки образцов при данной температуре.

Одной из первых работ в области изучения влияния различных легирующих элементов в алюминиевых сплавах на механические свойства при повышенных температурах является исследование В. А. Давыдова, Д. А. Петрова, В. П. Козловской и Е. П. Куташевой [14].

Авторы изучали сплавы алюминий-угля системы $Al - Cu - Mg$. На разрезах, параллельных стороне $Cu - Mg$, были вытравлены растворимой фазой (лежание на линиях: $M - CuMg_2$, $M - Si$, $Al - T$, $M - Mg_2Al_3$) и с двумя фазами (лежание в областях: $M - CuMg_2$, S , $M - Si - T$, $Al - T - Mg_2Al_3$).

По результатам этой работы авторы делают вывод, что при температурах до 150° максимальной прочностью обладают сплавы, лежание в области $M - CuMg_2 - Si$; в интервале температур 150—250° наибольшую прочность имеют сплавы, содержащие фазу $S(Al_2CuMg)$.

В этой же работе было исследовано влияние механической деформации (нагрева) на прочность сплавов $Al-3,35\% Cu-1,5\% Mg$ и $Al-4,5\% Mg$ после нагрева в течение 300 мин. при 150, 200 и 250°.

Были исследованы степени деформации 15, 30 и 50%. Результаты испытаний показали, что прочность сплавов при повышенных температурах и в пределах до 250° может быть повышена нагревом их после закалки и естественного старения.

В 1946 г. Е. П. Шадовой было проведено исследование механических свойств алюминиевых сплавов Д16, АЛ4 и В95 в интервале температур 100—350°. Испытание проводилось на прессованных прутках диаметром 10 мм, полученных в лабораторных условиях. Образцы прутков перед испытанием выдерживались при температуре испытания без нагрузки в течение 2, 100 и 200 час.

Прессованные прутки, так же как и листы, претерпевают значительное понижение прочности при повышении температуры.

Высокопрочный сплав В95 системы алюминий — магний — цинк — медь при 150° быстро разупрочняется.

Самой высокой прочностью при 150° обладает сплав Д16; механические свойства его (σ_b и δ) в течение 200-часовой выдержки повышаются незначительно.

Таблица 1

Типичные механические свойства листов (толщиной 1,5 мм) сплавов Д16Т, Д16Т1 и В95Т при различных температурах

Температура испытания, °С	Время выдержки, час	Д16Т			Д16Т1			В95Т		
		σ_b , кг/мм ²	$\sigma_{0.2}$, кг/мм ²	δ , %	σ_b , кг/мм ²	$\sigma_{0.2}$, кг/мм ²	δ , %	σ_b , кг/мм ²	$\sigma_{0.2}$, кг/мм ²	δ , %
20	—	43—45	28—30	20—18	45—48	35—38	12—10	53—54	48—50	9—11
100	0,5	40,8	27,6	18,6	42,5	31,0	11,0	47,8	46,9	15,1
	100	40,7	—	19,2	42,0	—	12,0	47,6	—	15,1
150	0,5	37,5	26,5	23,0	46,0	29,4	13,6	49,1	23,0	16,3
	100	37,5	28,5	17,2	42,0	—	—	32,7	29,6	12,3
200	0,5	32,5	24,2	16,7	36,0	28,0	9,6	28,4	25,6	12,3
	100	27,8	—	12,8	27,0	—	—	15,2	—	22,1

POOR ORIGINAL

При 200° предел прочности всех сплавов сильно повышается и составляет у сплава АК4 80%, у сплава Д16 50% и у сплава В95 37% прочности при комнатной температуре. Более высокие температуры приводят к дальнейшему повышению прочности, однако и при этих температурах сохраняется преимущество сплава Д16.

С. И. Ратнер и Т. К. Полярица провели исследование механических свойств отечественных листовых материалов Д16Т, Д16ТН и В95Т. Результаты их исследований приведены в табл. 1.

Полученные значения механических свойств для сплавов Д16 и В95 подтверждают результаты испытаний, приведенные ранее. Самыми высокими свойствами при 150° и достаточно высокими свойствами при комнатной температуре обладают листы марки Д16ТН, т. е. нагартованные на 6—7% после закалки и естественного старения.

Применение нагартовки для упрочнения алюминиевых сплавов производится с давних пор. Нагартованный дуралюмин применяется для обшивки самолетов еще с 30-х годов.

А. Ф. Бесовым и Я. Г. Залкиндом [5] было проведено широкое исследование влияния нагартовки (от 5 до 40%) на механические свойства листов из сплава супердуралюмин.

При деформации, равной 40%, авторами были получены высокие значения предела прочности (58—59 кг/мм²) и очень низкие значения относительного удлинения (4—5%).

Однако полученные при таких больших степенях нагартовки высокая жесткость материала не оправдала себя в конструкции, так как вызвала образование трещин при сверлении и лезвием отверстий под заклепки.

Тогда же, в 30-х годах было обращено внимание на изменение свойств нагартованного дуралюмина дополнительной термообработкой при невысоких температурах (125—150°) [6], вызывающей увеличение пластичности сплава при сохранении почти тех же значений предела прочности.

Эти исследования в то время не были использованы и производятся, так как согласно другим исследованиям нагрев материала из алюминиевых сплавов при 100—200° вызывает повышение коррозионной стойкости. Поэтому промышленное применение напильники, нагартованные на 7—8% без последующего искусственного старения.

Исследование влияния нагартовки и искусственного старения на механические свойства и коррозионную стойкость дуралюмина посвящено большое количество работ [6—13]. В большинстве этих работ проводилось изучение сравнительно небольших степеней деформации (до 10—12%). Механические свойства определялись только при комнатной температуре.

Во всех работах указывается, что искусственным старением сплавов типа дуралюмин можно значительно повысить предел текучести полуфабрикатов и в меньшей степени — предел прочности. Значения относительного удлинения при этом сильно понижались. Применение нагартовки после закалки способствует еще большему повышению прочностных характеристик и более значительному падению относительного удлинения.

На отечественных работ следует указать на исследование, проведенное Л. П. Лукиничевым с сотрудниками [10]. Авторы исследовали температуры старения 160; 170; 180; 185; 190; 195 и 200° на ненагартованных и нагартованных листах из сплава Д16.

На одном режиме искусственного старения (180°, выдержка 10 час.) исследовалось влияние нагартовки от нуля до 13% перед искусственным старением на механические свойства: предел прочности, предел текучести и удлинение.

Авторы пришли к выводу, что наибольший прирост прочности (особенно предела текучести) наблюдается при нагартовке до 4—5%, хотя

и при более высоких степенях нагартовки прочность неуклонно растет вплоть до 13%.

В 1953 г. Пок опубликовал статью обобщенного характера [14], в которой указывает на положительное влияние сплава листовых и прессованных полуфабрикатов из алюминиевых сплавов. Автор рекомендует применять для работы при повышенных температурах материал в искусственно состаренном состоянии, так как при этом устраняется резкое влияние высоких температур на снижение прочности, которое наблюдается при применении искусственно состаренного материала при повышенных температурах обуславливается еще и тем, что в эксплуатации не происходит снижения коррозионной стойкости.

Таким образом, большинство авторов считают возможным повышение прочности сплавов типа дуралюмин путем применения нагартовки и искусственного старения. Многие из них рекомендуют применять искусственно состаренный материал при достаточной холодной деформации как метода упрочнения, сохраняющим свое действие при температурах ниже температуры рекристаллизации, указывает А. А. Бочар [14].

Д. А. Петров [15] отмечает, что нагартованный алюминий сохраняет высокие свойства до 150°.

Учитывая эти данные, было предпринято широкое исследование с целью изучения листового материала, сочетающего высокую прочность с удовлетворительной пластичностью как при комнатной, так и при повышенных температурах.

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ РАЗЛИЧНЫХ СТЕПЕНЕЙ НАГАРТОВКИ И РЕЖИМОВ ИСКУССТВЕННОГО СТАРЕНИЯ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ЛИСТОВ ИЗ СПЛАВА Д16 ПРИ КОМПАТНОЙ ТЕМПЕРАТУРЕ

1. Исследование влияния старения при температурах 20; 150; 170; 190 и 200°

Материалом для исследования служили горячекатаные листы толщиной 6 мм из сплава Д16 химического состава: 4,49% Си, 1,28% Mg, 0,58% Mn, 0,23% Fe, 0,29% Si. Карточки размером 6х3,500х210 мм после глубокого отжига по режиму: внутри до 380—420° в течение 4,0 час., охлаждение в печи в течение 10—12 час., прокатывались в холодном состоянии на валках разной толщины: 2,0; 2,22; 2,35; 2,5; 2,66 и 2,85 мм.

Полученные полосы подвергались закалке и затем прокатывались в свежезакаленном состоянии и после пяти суток естественного старения до толщины 2,0 мм; при этом степень нагартовки в соответствии с указанными выше толщинами составляла 0; 10; 15; 20; 25 и 30%.

Нагартованные и ненагартованные образцы подвергались старению при температурах 20; 150; 170; 190 и 200°. Продолжительность старения при повышенных температурах составляла 6; 8; 10 и 12 час. При испытаниях механических свойств на растяжение определялись предел прочности, предел текучести и относительное удлинение.

Зависимость механических свойств листового материала от степени нагартовки (без искусственного старения) представлена на рис. 1. Холодная деформация до 30% в свежезакаленном состоянии сообщает листам из сплава Д16 прирост предела прочности на 5—6 кг/мм², предела текучести — 13—14 кг/мм². В том случае, если холодная деформация производится после естественного старения в течение 5 суток, прирост механи-

POOR ORIGINAL

ческих свойств значительно больше и составляет по пределу прочности 12 кг/мм^2 , по пределу текучести 22 кг/мм^2 . Значения относительного удлинения у листов, выдержанных на 20% и более, на 1,5—2% выше и том случае, если выдержка проводилась в среднезакаленном состоянии. Следует отметить, что наибольшее влияние выдержки оказывает на предел текучести, который повышается приблизительно на 70%.

На рис. 2 приведены результаты испытаний выдержанных листов после различных режимов искусственного старения. Наибольшее упрочнение выдержанные листы приобретают в случае старения при 170° .

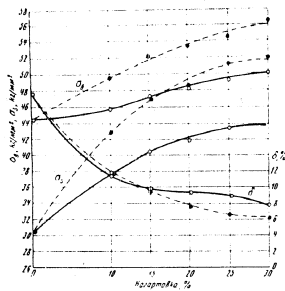


Рис. 1. Зависимость механических свойств листов сплава А16 от степени выдержки (без искусственного старения)

— выдержка в среднезакаленном состоянии; - - - после закалки и естественного старения

Характер изменения механических свойств по продолжительности старения при температуре 170° зависит от степени выдержки. При выдержке 10 и 15% с увеличением продолжительности старения до 10 часов наблюдается повышение прочностных свойств, а дальнейшее увеличение повышает их; при выдержке более 15% значения предела прочности и предела текучести практически не зависят от продолжительности старения.

Значения относительного удлинения с увеличением продолжительности старения непрерывно уменьшаются, причем в значительно большей степени при малых степенях выдержки (10—15%).

Температура старения 150° во всех случаях повышает механические характеристики листов, выдержанных в среднезакаленном состоянии, и несколько понижает их в случае выдержки в закаленном и состаренном состоянии. При этой температуре старения наблюдается сильный рост относительного удлинения и таким образом получается хорошее сочетание прочностных и пластических свойств. Так, материал, выдержанный на 25% и состаренный при 150° в течение 10 час., имеет предел прочности 34 кг/мм^2 , предел текучести 47 кг/мм^2 и относительное удлинение 11,5%.

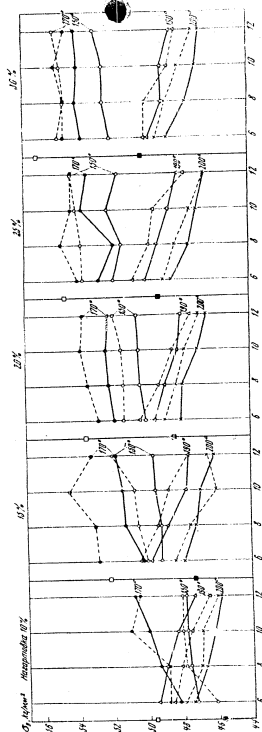


Рис. 2. Результаты испытаний прочности на растяжение листов сплава А16 в зависимости от температуры старения и продолжительности старения при различных степенях выдержки и различных режимах искусственного старения

POOR ORIGINAL

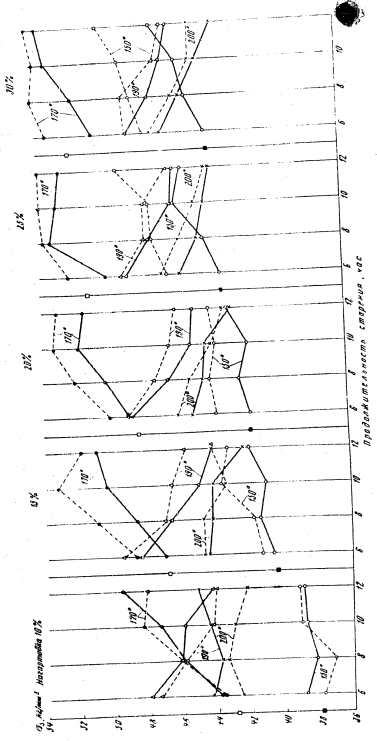


Рис. 26. Зависимость средней температуры воздуха $T_{ср}$ в зависимости от относительной влажности.

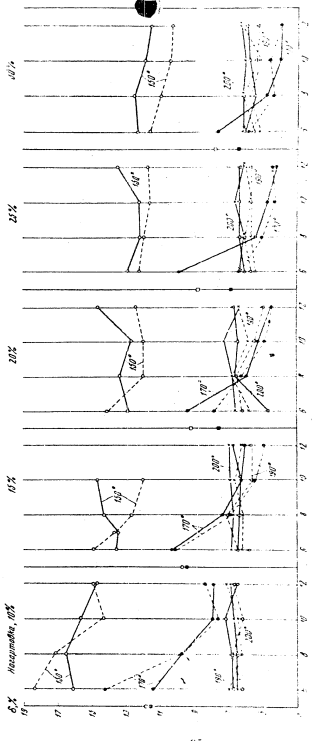


Рис. 26. Зависимость средней температуры воздуха $T_{ср}$ в зависимости от относительной влажности.

205

95

POOR ORIGINAL

Старение при 190 и 200 в течение 6—12 час. незначительно повышает прочность листов, нагартованных на 10, 15 и 20%, в сравнении с исходными, и повышает их при больших степенях нагартовки.

Если нагартовка производится в вакууме и естественно состареном состоянии, старение при 190 и 200 повышает прочностные характеристики листов при всех выдержках. Значения относительного удлинения во всех случаях также сильно снижаются. Увеличение продолжительности выдержки при данных температурах приводит к дальнейшему повышению прочностных характеристик (бл. с.) при истончении, но очень малых значениях относительного удлинения (5—6%).

Если рассматривать влияние искусственного старения на листы с различной степенью нагартовки, то можно заметить, что применение искусственного старения не всегда способствует повышению прочностных характеристик.

Листы, нагартованные на 10, 15 и 20%, повышают предел прочности и предел текучести, будучи состарены при температуре 170° в течение 10—12 часов.

У листов, нагартованных на 25 и 30%, все исследованные режимы искусственного старения приводят к повышению предела прочности, хотя при этом (в случае старения при 170°) растут значения предела текучести, которые становятся равными пределу прочности. В этом случае материал становится очень жестким.

Значения относительного удлинения у искусственно состаренных листов с увеличением степени нагартовки несколько снижаются (с 7 до 4%), но в меньшей степени, чем у нагартованных листов, не подвергавшихся искусственному старению (с 12 до 6 единиц).

При оценке влияния того, когда производится холодная деформация (непосредственно после заливки или после снятия сушек естественного старения) можно заметить, что в большинстве случаев и здесь сохраняются закономерности, подмеченная у листов, не подвергавшихся искусственному старению: прочностные характеристики выше, а пластические ниже у листов, нагартованных после естественного старения. Правда, различия в значениях всех механических характеристик, наблюдаемых до искусственного старения, значительно уменьшаются после него.

2. Исследование влияния времени старения при 130 и 150°

Полученные высокие значения прочностных и пластических свойств нагартованных листов, состаренных при 130°, побуждают исследовать влияние более низких температур искусственного старения. Было проведено исследование механических свойств нагартованных листов, состаренных при 130°.

Материалом для исследования служили горячекатаные листы сплава Д16 следующего химического состава: 4,34% Си, 1,46% Mg, 0,37% Mn, 0,29% Fe, 0,33% Si. Листы нагартовывались в вакууме, после чего подвергались старению при 130 и 150° (температура старения 150° применялась для сравнения) при продолжительности старения до 24 часов. При испытаниях определялись предел прочности, предел текучести и относительное удлинение.

Кратковременный нагрев (2 часа) нагартованного материала при 130 и 150° приводит к повышению прочностных характеристик и повышению значимого относительного удлинения (рис. 3).

Увеличение продолжительности старения от 2 до 24 час. незначительно

повышает предел прочности листов, а относительное удлинение — незначительно.

При 130° увеличение предела текучести происходит быстрее, чем при 150°, значения относительного удлинения у нагартованных листов старения не сильно повышаются (табл. 1, рис. 2) при температуре старения 130°.

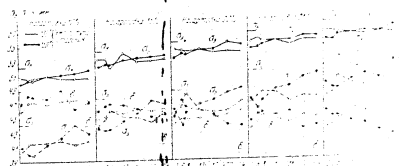


Рис. 3. Изменение механических свойств нагартованных листов в зависимости от температуры старения и степени нагартовки.

В случае старения при 130° увеличение предела текучести происходит быстрее, чем при 150°, значения относительного удлинения у нагартованных листов старения не сильно повышаются (табл. 1, рис. 2) при температуре старения 130°.

3. Исследование влияния старения при 50, 60, 80 и 100°

В процессе изготовления изделий самодельных конструкций при выполнении операции анодирования, во время которой материал подвергается нагреву при температурах до 100°. Учитывая это обстоятельство, целесообразно исследовать влияние старения при температурах до 100° на механические свойства нагартованных и ненагартованных листов сплава Д16.

Материалом для исследования служили горячекатаные листы сплава Д16 следующего химического состава: 4,46% Си, 1,29% Mg, 0,37% Mn, 0,33% Fe, 0,42% Si.

Листы для исследования получались так же, как описано ранее, с степенями деформации 0, 10, 15, 20, 25 и 30%. Нагартовка производилась после заливки и старения при 40° в течение 24 час. (этот режим старения и настоящее время применяется для контрольных образцов).

Образцы нагартованных и ненагартованных листов подвергались холодной деформации при температурах 100, 80 и 100°, продолжительности старения при выдержке на этих температурах составляли 2, 6, 12 и 24 часа.

Результаты испытаний показали, что нагрев нагартованных и ненагартованных листов при температурах до 100° приводит к увеличению предела текучести и некоторому увеличению относительного удлинения. Максимальное увеличение прочности наблюдается при 100° и составляет для предела текучести 1—2 кг/см² и для предела текучести 2,5—3 кг/см² при этом относительное удлинение повышается на 2—3 единицы.

Изменение свойств нагартованного материала, связанное с нагревом, не зависит от степени нагартовки, но оказывает такое влияние на предел текучести и выдержки при нагреве и при этом 2—24 часа.

7. Листы сплава Д16

POOR ORIGINAL

207

208

При предварительном исследовании склонности к межкристаллитной коррозии было установлено, что неагартованный материал, агартованный и не подвергавшийся старению, а также агартованный и состаренный при 130 и 150° не обнаруживают склонности к межкристаллитной коррозии. Температуры старения 170, 190 и 200° сообщают всем листам, как агартованным, так и неагартованным, склонность к межкристаллитной коррозии. Наибольшая чувствительность к коррозии наблюдается у материала, агартованного на 10%.

4. Обсуждение результатов

Как указывалось ранее, исследованию пластичности деформации, естественного и искусственного старения алюминиевых сплавов посвящено большое количество работ. В большинстве этих работ изучалось влияние деформации в свежесплавленном состоянии на последующий процесс старения.

Считается установленным, что деформация твердого раствора в свежесплавленном состоянии ускоряет процесс распада пересыщенного твердого раствора и у большинства сплавов понижает конечные значения механических свойств. Именно этим и объясняются пониженные значения прочностных характеристик, полученные в нашей работе на листах, агартованных в свежесплавленном состоянии. Если агартовка материала производится после естественного старения, то упрочнение, вызываемое этим фактором, суммируется, и в результате получаются более высокие значения прочности.

Особенно значительное влияние оказывает деформация на распад твердого раствора при последующем искусственном старении. Однако М. Гейлер [16] удалось показать, что большие степени деформации (40—50%) двойного сплава алюминия с 4% Си приводят к выделению $SiAl_2$ из твердого раствора при длительном выжигании (около 2 лет) при комнатной температуре.

Относительно механизма влияния деформации, произведенной после старения, на процессы, происходящие при последующих нагревах, в литературе имеются противоречивые мнения. Так, Кострон [17] считает, что на процесс старения или эффект старения оказывает влияние только предшествующая деформация, но не деформация, следующая за завершившимся старением. Объясняя опыты Дрейера [18] по возврату естественного старения и агартованного дуралюмина, Кострон утверждает, что падение твердости, вызываемое кратковременным нагревом при 220°, обуславливается исключительно возвратом старения, а не частичным понижением упрочнения от деформации.

Кестер [19] не согласен с таким утверждением Кострона и на основании собственных опытов и опытов Дрейера приходит к следующему заключению: «Естественное старение и холодная деформация вызывают в металле первой стадии искусственного старения» охватывается не только обусловленная естественным старением часть общего упрочнения; напротив, повышение твердости при кратковременном нагреве может быть объяснено отчасти падением упрочнения от деформации. Эта часть разупрочнения не может быть получена снова посредством повторного естественного старения».

¹ Подробные исследования коррозионной стойкости агартованных и неагартованных листов проведены С. Е. Павловым и С. М. Амбарцумян.

209

Свои рассуждения Кестер основывает на опытах, проведенных им со сплавом типа А186. Искусственное старение он проводил при температуре 175°.

Мы разделяем точку зрения Кострона. В самом деле, при нагреве до температуры ~220° хомогенизированные после деформации и естественного старения образцы, по мнению авторов настоящей работы, в металле могут происходить по меньшей мере три процесса, оказывающих противоположные влияния на механические свойства:

- а) возврат при естественном старении, способствующий дальнейшему снижению предела прочности и предела текучести и не оказывающий влияния на относительное удлинение;
- б) возврат при холодной деформации, как известно, это влияние обуславливается сдвигом упрочняющих выделений в решетке путем перемещения атомов на большие расстояния (меньше межатомных) или путем пластических сдвигов в пределах отдельных зерен; при этом частично восстанавливаются свойства недеформированного материала;
- в) искусственное старение, способствующее значительному повышению предела текучести, некоторому усилению предела прочности и в значительную относительное удлинение.

По результатам настоящей работы не представляется возможным считать наличие возврата при старении при различных температурах, так как при нагреве не участвует значительная выработка — менее 2 час. при температурах до 130°, а при 140° выработка — менее 2 час. Кроме того, длительные выдержки после искусственного старения при длительных выдержках достаточно долгое время выжигания при комнатной температуре; поэтому, если при нагревах и происходит какое-либо изменение, обуславливаемое возвратом при старении, то в первую очередь должно естественного старения фактора часть этих изменений понижением механических свойств были зафиксированы только необратимые изменения при исследовании в материале во время нагрева при искусственном старении.

Обратимые изменения в агартованном материале связаны с естественного способности к старению, обуславливаются двумя факторами: во-первых — самим — возвратом при холодной деформации — отходом и выделением при старении.

Как известно [19], наибольшее влияние оба эти процесса оказывают на относительное удлинение, причем изменение знака характерно только при обратном направлении, т.е. при возврате с выделением и отходом, а при искусственном старении увеличивается. Кроме того, при естественного старения значительное повышение предела текучести и относительного старения, обуславливаемое этими факторами, наблюдается в сплавах 118, агартованных на 10, 15, 20, 25 и 30% и искусственного старения при различных температурах в течение 8 час.

Полученные результаты наглядно показывают, что в интервале температур 130—200° в агартованном материале происходит пластический процесс, обуславливающий противоречивое влияние на механические свойства при искусственном старении деформации от 10 до 30%, нагрев при 130 и 150° приводит к небольшому повышению предела прочности — на 15—20%, а несколько большему повышению предела текучести — на 25—40% и значительному росту относительного удлинения — на 2—7 единиц.

Повышение температуры старения до 170° вызывает в 2—3 единицы роста предела текучести и сильное падение относительного удлинения. Дальнейшее усиление температуры старения до 190—200° повышает как прочность, так и пластичность.

210

POOR ORIGINAL

Следует отметить, что максимум прочности у листов с максимальной степенью нагартовки достигается, как и следовало ожидать, при более высокой температуре старения.

Необходимо указать также, что с увеличением степени деформации наблюдается некоторое уменьшение упругости от искусственного старения. Так, у листов, нагартованных на 40%, предел упругости

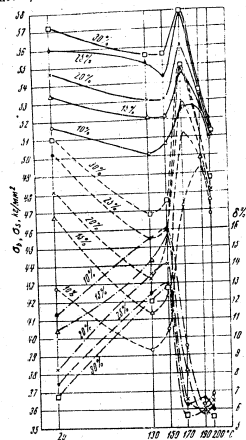


Рис. 4. Изменение механических свойств листов сплава Д16, нагартованных и искусственно состаренных при различных температурах в течение 8 час.

— $\sigma_{0.2}$; - - - σ_B ; — Δ — 100°; × — 120°; ● — 140°; □ — 160°

текущей от старения составляет $\sim 7 \text{ кг/мм}^2$ по сравнению со значениями для нагартованного, но не подвергнутого искусственному старению материала, в то время как у листов с 30% деформации увеличение предела текучести составляет $\sim 4 \text{ кг/мм}^2$.

На основании кривых (рис. 4), а также результатов исследования старения при температурах ниже 130° на рис. 5 представлена общая зависимость изменения механических свойств нагартованного после закалки и естественного старения материала от температуры последующего искус-

ственного старения. Эти кривые были получены ходом выдерживания листов, представленных на рис. 4.

В зависимости от степени деформации и длительности выдержки при температуре старения 50 и 100° можно выделить в изученном материале, однако характер их изменения, по мнению авторов, довольно сложен. При более длительных выдержках при более высоких температурах (более низких температурах, а при коротких выдержках — наоборот) при меньших степенях деформации максимумы на кривых модуля деформации и σ и $\sigma_{0.2}$ на кривой для 10% нагартовки достигают при температуре старения 100°

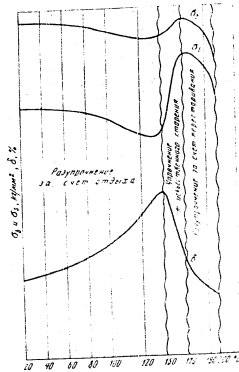


Рис. 5. Схема изменения механических свойств нагартованных листов сплава Д16 в зависимости от температуры старения (выдержка 6 час)

В соответствии с изложенным выше, а также представленными на рис. 4 и 5 кривыми, в нагартованном материале (закалка при температуре 1000—1100°) происходит явление возврата при холодной деформации (отдых), которое претерпевает относительное удлинение. Именно изменение относительного удлинения указывает на то, что при этих температурах в максимальном диапазоне происходит главным образом возврат при холодной деформации (отдых), а не возврат при естественном старении, при котором изменение относительного удлинения практически остается постоянным.

При указанных температурах и длительных выдержках процесс естественного старения еще не проявляется. При температурах выше 130°

POOR ORIGINAL

преобладает процесс искусственного старения, хотя и в этом случае влияние возврата (отдыха) безусловно имеется, но его влияние на механические свойства перекрывается влиянием процесса искусственного старения. При более высоких температурах и примененных в настоящей работе выдержках (но менее 6 час.) наступает процесс перестаривания, при котором понижаются и прочность, и пластичность.

Эффект искусственного старения, величина которого уменьшается с увеличением степени нагартовки (рис. 4), в свете рассуждений Рестнера [19] можно объяснить следующим образом.

Чем значительнее степень деформации после закалки, тем меньше вероятность того, что в образце еще имеются отдельные зерна и мозаичные блоки, совсем не деформированные или слабо деформированные, в которых процесс старения может протекать без нарушений. Вследствие этого с увеличением деформации величина упрочнения, вызываемого старением, будет уменьшаться.

При очень больших степенях деформации в процессе искусственного старения может происходить частичное снятие напряжений благодаря распаду твердого раствора.

5. Выводы

1. Результаты испытаний образцов, состаренных при 20°, показали, что путем нагартовки до 20—30% листов сплава Д16 в закаленном и естественно состаренном состоянии можно получить высокие значения прочности: $\sigma_b = 34-56 \text{ кг/мм}^2$, $\sigma_s = 50-52 \text{ кг/мм}^2$ при $\delta = 6-7\%$.

Листы, нагартованные в свежеснявшем состоянии, при всех степенях нагартовки имеют более низкие значения предела прочности и предела текучести и более высокие значения относительного удлинения: $\sigma_b = 49 \text{ кг/мм}^2$, $\sigma_s = 43 \text{ кг/мм}^2$, $\delta = 9\%$.

Характер зависимости механических свойств от степени нагартовки и режимов искусственного старения для материала, нагартованного и свежеснявшем и естественно состаренном состоянии, впадеточен.

2. В искусственно состаренном состоянии наибольшей прочностью обладают листы, состаренные при 170°, но при этом получают низкие значения относительного удлинения.

При малых степенях деформации (10—15%) с увеличением продолжительности старения до 10 час. при 170° происходит повышение прочности; дальнейшее увеличение времени старения приводит к понижению ее. При степенях деформации 20, 25 и 30% прочность листов практически не зависит от продолжительности старения при 170°.

Значения относительного удлинения с увеличением времени старения непрерывно понижаются.

3. Старение при 40° не оказывает влияния на механические свойства нагартованных листов сплава Д16. При температурах старения 60, 80 и 100° происходит незначительное понижение предела текучести и небольшой рост относительного удлинения.

4. Старение при 130 и 150° приводит к значительному повышению относительного удлинения на 6—8 единиц и большому понижению прочности на 2—3 кг/мм². Материал, нагартованный на 20% и состаренный при 130—150° в течение 20—40 час., обладает следующими механическими свойствами: $\sigma_b = 53-54 \text{ кг/мм}^2$, $\sigma_s = 46-48 \text{ кг/мм}^2$ и $\delta = 11-12\%$.

5. Старение при 200 и 190° приводит к понижению как предела прочности и предела текучести, так и относительного удлинения.

6. В соответствии с полученными результатами высказано предположение, что некоторые разупрочнение и значительный рост относитель-

ного удлинения, происходящие в нагартованном материале сплава Д16 при нагартовке после естественного старения и нагреве в интервале температур 100—130°, обуславливаются возвратом при холодной деформации (отдыхом).

Нагрев нагартованного материала в интервале температур 150—180° сообщает материалу сильное упрочнение и уменьшение пластичности перед старением искусственного старения.

Старение при 190—200° вызывает одновременное уменьшение прочностных и пластических свойств вследствие процесса перестаривания.

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ РАЗЛИЧНЫХ СТЕПЕНЕЙ НАГАРТОВКИ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ЛИСТОВ ИЗ СПЛАВА Д16 ПРИ ТЕМПЕРАТУРАХ 100, 130, 175 И 200°

Для испытаний при повышенных температурах была изготовлена партия листов толщиной 2,0 мм из сплава Д16 следующего химического состава: 4,42% Cu, 1,62% Mg, 0,6% Mn, 0,31% Fe, 0,3% Si. Перед пяти суток естественного старения листы были нагартованы прокаткой на 5, 10, 15, 20 и 25%.

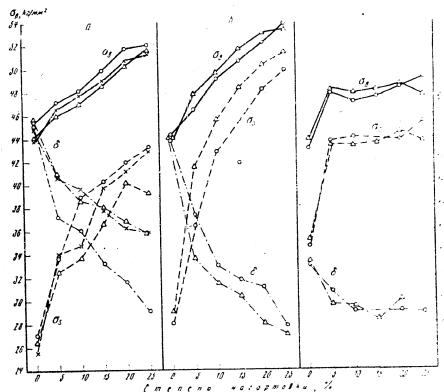


Рис. 6. Механические свойства при температуре 20° нагартованных и искусственно состаренных листов: ○ — старение при 20°, □ — при 40°, × — при 60°, △ — старение вост. 17°, ● — при 80°, ○ — старение при 100°, △ — при 130°.

102
2/3

103
2/4

POOR ORIGINAL

По результатам, полученным в первом разделе, были получены оптимальные режимы искусственного старения: 130° — 20 час.; 150° — 20 час.; 170° — 10 час.; 180° — 6 час.; 190° — 5,5 час.; 200° — 4 и 6 час.

Механические свойства нагартованных листов после старения по этим режимам приведены на рис. 8.

Полученные значения прочностных характеристик (σ_b и $\sigma_{0,2}$) у образцов этой партии несколько ниже, чем у образцов, исследованных в предыдущем разделе. Вероятно, это связано с тем, что новая партия образцов (карточек) термически обрабатывалась в цеховых условиях, где резкость закалки значительно меньше, чем в лабораторных условиях.

Закономерность изменения свойств при температурах старения получилась такая же, как в первом разделе.

Самыми высокими значениями предела прочности и предела текучести обладают образцы, состаренные при 170 и 180°, но при этом получают очень низкие значения относительного удлинения. При более низких температурах (130—150°) получают меньшие значения прочностных характеристик и более высокие значения относительного удлинения. Старение при 190 и 200° повышает значения всех механических характеристик материала.

Следует отметить, что искусственное старение ненагартованных образцов не приводит к увеличению предела прочности материала, но в значительной степени повышает значения предела текучести и повышает значения относительного удлинения. Отсутствие увеличения предела прочности вымывается, вероятно, тем, что исследованное время старения недостаточно для нагартованного материала.

1. Методика проведения испытаний при повышенных температурах

Для испытания при повышенных температурах были изготовлены специальные образцы, форма и размеры которых приведены на рис. 7. Испытания образцов производились через 0,5; 100 и 200 час. нагрева. Выдержка 0,5 часа осуществлялась в печи на разрывной машине Амслер мощностью 10 м.

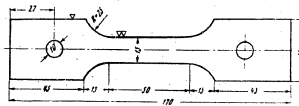


Рис. 7. Форма и размеры образца для испытаний на кратковременный разрыв при повышенных температурах

Перед испытанием весь образец, который зажимается в захваты машины, затем в нее помещается образец, который зажимается в захваты машины. После достижения температуры образец выдерживался в течение 30 мин. и затем разрывался. Контроль температуры производился двумя термометрами с потенциометром. Горячие спай термометр привязывался к образцу с двух сторон расчетной длины образца.

Длительные выдержки (100 и 200 час.) производились в отдельной муфельной электрической печи, причем образцы после нагрева охлаждались до комнатной температуры, а затем испытывались на машине Амслер так же, как и образцы с полчасовой выдержкой.

Для испытания механических свойств при повышенных температурах после выдержки в печи образцы вынимались следующим образом. Изученные образцы устанавливались в печь на вертикальных стержнях и после выдержки в течение 30 мин. при данной температуре в печь вводился инертный газ, заданное давление, равное 0,25 ат. Под этим давлением образцы выдерживались в течение 100 и 200 час., затем материал вынимался из печи, образцы выдерживались еще 1 час. и испытывались на растяжение при соответствующей температуре на машине Амслер, как указано ранее.

2. Механические свойства нагартованных и искусственно состаренных листов сплава Д16 при повышенных температурах

Испытания при 150°. При этой температуре были испытаны все образцы в разных режимах обработки и в полном объеме. Результаты деформации приведены на рис. 8. Нагрев при 150° приводит к значительному понижению прочности всех исследованных образцов. Однако образцы из нагартованного материала понижение прочности меньше, чем из ненагартованного, и уровень значений прочностных характеристик несколько выше.

Материал, не подвергавшийся нагартовке, имеет значения предела прочности при 20 и 150° после выдержки в течение 200 час. соответственно 45,5 и 38,5 кг/мм².

Материал, нагартованный на 5% и состаренный при 170 и 150° соответственно 46,3 и 43,3 кг/мм².

У материала, нагартованного на 20% и состаренного при температуре 130° в течение 20 час., значения предела прочности в тех же условиях испытания составляют 50,5 и 46,0 кг/мм².

Уменьшение значений предела прочности от нагрева до 150° у ненагартованного материала составляет 7 кг/мм², и то время как у нагартованного — 3—4 кг/мм². Это указывает на то, что у нагартованного материала процесс искусственного старения происходит в большей степени, чем у ненагартованного. (Ниже будет показано, что уменьшение предела прочности только от нагрева, за счет термического разуплотнения, составляет одну и ту же величину как у нагартованных, так и у ненагартованных образцов.)

Влияние различных степеней нагартовки и режимов искусственного старения на механические свойства при 150° такое же, какое наблюдается при температуре 20°. С увеличением степени деформации предел прочности материала повышается, а относительное удлинение понижается.

Старение при 130 и 150° способствует увеличению предела прочности при 170° оказывает положительное влияние на равномерность сдвига в зонах при малых степенях деформации (до 15%). В случае деформации 20 и 25% наблюдается большая разница значений предела прочности образцов, испытанных после 30 мин. и 200 час. выдержки при 150°. Температурный эффект наиболее заметен при 150°. Увеличение времени выдержки от 30 мин. до 200 час. при 150° оказывает различное влияние на материалы с разной степенью нагартовки и на старение при различных температурах.

При степенях нагартовки до 15% и температурах старения в интервале 130—170° увеличение времени выдержки от 30 мин. до 200 час. при 150° повышает предел прочности на 2—3 кг/мм².

POOR ORIGINAL

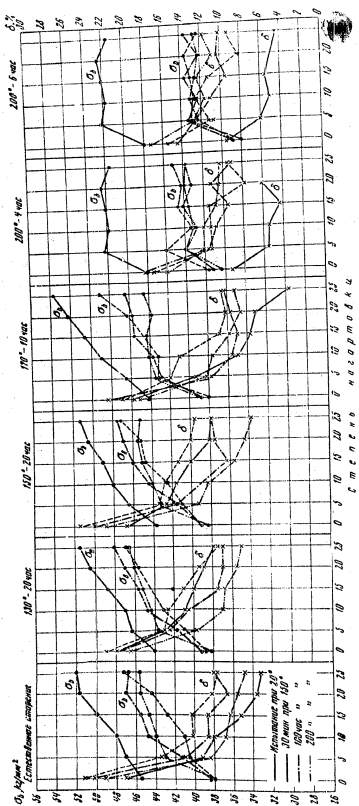


Рис. 8. Механические свойства различных марок сталей 116 при температуре 15°

С — предел прочности; X — относительное удлинение

Таблица 2

Время нагружения, отсутствующего сварки и стабилизации при 150° и механические свойства листов стали 116 при 20°

Свойства листов, %	20°-5 суток		150°-20 сут.		150°-40 сут.		150°-60 сут.		150°-80 сут.		150°-100 сут.		150°-120 сут.		150°-140 сут.		150°-160 сут.		150°-180 сут.		150°-200 сут.	
	С	X	С	X	С	X	С	X	С	X	С	X	С	X	С	X	С	X	С	X	С	X
0	0,5	100	0,5	100	0,5	100	0,5	100	0,5	100	0,5	100	0,5	100	0,5	100	0,5	100	0,5	100	0,5	100
5	14,2	100	14,2	100	14,2	100	14,2	100	14,2	100	14,2	100	14,2	100	14,2	100	14,2	100	14,2	100	14,2	100
10	17,0	100	17,0	100	17,0	100	17,0	100	17,0	100	17,0	100	17,0	100	17,0	100	17,0	100	17,0	100	17,0	100
15	19,5	100	19,5	100	19,5	100	19,5	100	19,5	100	19,5	100	19,5	100	19,5	100	19,5	100	19,5	100	19,5	100
20	21,5	100	21,5	100	21,5	100	21,5	100	21,5	100	21,5	100	21,5	100	21,5	100	21,5	100	21,5	100	21,5	100

POOR ORIGINAL

При степенях нагартовки более 15% и температурах стабилизации 150—180° увеличение времени выдержки при 150° приводит к повышению предела прочности на 2—6 кг/мм².

Если листы с различной степенью нагартовки подвергать старению при 200° в течение 4—6 час., то при температуре испытания 150° листы, нагартованные на 5—25%, имеют практически одинаковые значения предела прочности (38—40 кг/мм²); другими словами, увеличение степени деформации от 5 до 25% не оказывает влияния на механические свойства листов. При этом уровень свойств очень низкий.

В связи с этим дальнейшие исследования листов, состаренных при 190 и 200°, не проводились.

Механические свойства при комнатной температуре после стабилизации при 150° в течение 0,5; 100 и 200 час. приведены в табл. 2.

Из таблицы следует, что если предварительное искусственное старение нагартованных образцов производилось при температурах ниже 180°, то стабилизация при 150° в течение 100 и 200 час. приводит к повышению предела прочности листов со всеми степенями деформации. Если же образцы перед стабилизацией были состарены при температурах 180; 190 и 200°, то дополнительная стабилизация при 150° практически не оказывает влияния на прочность листов.

По результатам испытаний при комнатной температуре и при 150° наилучшим сочетанием свойств обладают листы, нагартованные на 20% и состаренные при 130° в течение 20 час. (при 20°: $\sigma_b = 50,5$ кг/мм²; $\delta = 12,9\%$; при 150°: $\sigma_b = 46$ кг/мм²; $\delta = 10\%$).

Хорошим сочетанием свойств обладают листы, нагартованные на 5% и состаренные при 170° в течение 10 час., хотя уровень прочности в этом случае несколько ниже (при 20°: $\sigma_b = 46,5$ кг/мм²; $\delta = 13,3\%$; при 150°: $\sigma_b = 43,1$ кг/мм²; $\delta = 11\%$).

При дальнейших исследованиях эти режимы обработки изучались подробнее, чем все остальные.

Для сравнения во всех случаях испытывались обычные ненагартованные листы.

Испытания при 175°. При этой температуре в полном объеме (после выдержки в течение 0,5; 100 и 200 часов) испытывались образцы со всеми степенями нагартовки, состаренные по трем режимам: при комнатной температуре, при 130° в течение 20 час. и при 170° в течение 10 час., в небольшом объеме (после выдержки в течение 0,5 и 100 час.) испытывались образцы, состаренные еще по двум режимам старения: при 150° в течение 20 час. и при 180° в течение 6 час. Результаты испытаний приведены на рис. 9.

При 175° у всех образцов происходит значительное повышение предела прочности (на 7—10 кг/мм²) при кратковременной выдержке (30 мин.) по сравнению с прочностью при температуре 20°.

В этих условиях (при 30-минутной выдержке) можно еще заметить влияние различных степеней нагартовки и режимов старения. Правда, это влияние значительно меньше, чем при более низких температурах (20 и 150°).

Увеличение выдержки при 175° до 100 час. повышает предел прочности еще на 6—10 кг/мм² и относительное удлинение на 1—12 единиц. Наибольшее уменьшение прочности (9—10 кг/мм²) наблюдается как у листов, подвергавшихся деформации, так и у листов с высокой степенью деформации (20—25%); листы, нагартованные на 5—15%, уменьшают предел прочности на 5—7 кг/мм². Самое большое снижение относительного удлинения имеют листы, не подвергавшиеся деформации и искусственному старению.

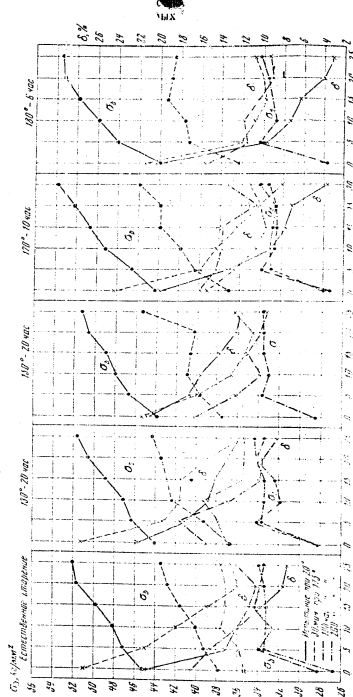


Рис. 9. Механические свойства листов нагартованных на 20% при температуре 175°.

POOR ORIGINAL

Попытки при 100 и 200° производились через 0,5, 100 и 200 час. нагрева.

Результаты испытаний приведены на рис. 10, где предельно возможные значения предела прочности и относительного удлинения образцов, изготовленных на 0; 5 и 20% при температурах нагрева 100; 150; 175 и 200°.

При 100° изменение механических свойств материала имеет такую же закономерность, как и при 20°. Значения предела прочности во всех случаях повышаются на 2—3 кг/мм². Общий уровень прочностных характеристик сохраняется высоким (42—50 кг/мм²).

При 200° (поддержка 30 мин.) происходит сильное повышение значений предела прочности по сравнению с 20°, однако при этом, как и при 100; 150 и 175°, сохраняется закономерность изменения свойств, аналогичная наблюдаемой при 20°, т. е. с увеличением степени деформации прочность повышается.

Если материал подвергается нагреву при 200° в течение 100 час., происходит дальнейшее повышение значений предела прочности (на 7—11 кг/мм²), и при этом нарушается закономерность, свойственная этому материалу при комнатной температуре.

Нагретый материал сохраняет свое преимущество на 4—5 кг/мм² по пределу прочности перед ненагретым материалом (29,9 и 24,4 кг/мм² соответственно), однако значение различной величины нагретости нечетко. Пиком сломов, материал со степенями деформации в интервале 5—25% при 200°, так же как и при температуре 175°, обладает практически одинаковыми значениями механических характеристик.

Уровень значений предела прочности при 200° (после выдержки в течение 100 час.) очень низкий (25—29 кг/мм²).

Увеличение выдержки до 200 час. приводит к дальнейшему повышению значений предела прочности на 1—4 кг/мм² и некоторому повышению относительного удлинения.

Таблица 4

Механические свойства листов сплава Д16, нагретых на 0; 5 и 20%, после выдержки при 100 и 200°

Степень нагретости, %	Механические свойства	Температура выдержки, °С					
		100			200		
		Время выдержки, час					
		0,5	100	200	0,5	100	200
0	σ _в , кг/мм ²	45,0	44,8	45,6	42,0	36,0	34,8
	δ, %	19,8	19,6	20,3	23,0	8,0	7,3
5	σ _в , кг/мм ²	36,8	47,9	47,3	45,2	41,1	40,0
	δ, %	15,1	13,8	13,9	12,1	6,9	7,4
25	σ _в , кг/мм ²	49,6	49,9	50,8	49,3	50,5	37,9
	δ, %	12,0	12,8	12,5	12,4	5,6	6,3

В табл. 4 приведены результаты испытаний при 20° листов, нагретых на 0; 5 и 20% и выдержанных при 100 и 200° в течение 0,5, 100 и 200 час. Нагрев при 100° практически не оказывает влияния на механические свойства ненагретых листов и листов, нагретых на 5%. У листов, нагретых на 20%, такой нагрев приводит к увеличению относительного удлинения с 7,3 до 12,3% и при 100 и 200 час. повышает предел прочности. Нагрев при 200° в течение 100 и 200 час. значительно повышает как прочность, так и пластичность листов.

Наибольшее разупрочнение происходит у образцов без нагретости и с 20% нагретости (соответственно с 45,4 до 34,8 и с 31,7 до 37,9 кг/мм²). Образцы листов, нагретых на 5%, разупрочняются в меньшей степени (с 47 до 30 кг/мм²), в результате чего обладают самыми низкими значениями как при 20°, так и при 200°.

3. Влияние напряжения при повышенных температурах на механические свойства листов сплава Д16, нагретых на 0; 5 и 20%.

Согласно результатам, полученным в предыдущем разделе, при данном уровне приложенного напряжения прочность листов, изготовленных при 100; 125; 150; 175 и 200° на листов, обработанных по двум режимам

Таблица 5

Механические свойства при повышенных температурах листов сплава Д16, выдержанных в течение 100 и 200 час, без напряжения и под напряжением по заданному режиму

Степень нагретости, %	Температура нагрева и испытания, °С	Без напряжения				Под напряжением по заданному режиму			
		Предел прочности, кг/мм ²				Предел относительного удлинения, %			
		100	125	150	175	100	125	150	175
0	100	42,5	19,6	42,6	21,3	43,6	20,2	42,5	21,7
	125	—	—	—	—	40,7	18,5	40,4	21,7
	150	38,4	24,2	38,3	23,2	40,1	23,0	40,0	21,7
	175	28,2	16,5	29,7	11,5	29,4	9,6	28,8	12,3
	200	24,4	12,3	23,3	13,2	29,5	20,9	19,7	11,7
5	100	44,7	—	43,8	17,0	47,1	11,2	46,5	10,6
	125	—	—	—	—	44,5	15,1	44,1	15,3
	150	43,2	11,8	43,1	12,1	44,0	12,0	42,6	10,8
	175	33,8	14,3	33,0	12,6	35,3	8,7	34,7	8,8
	200	29,5	10,8	26,4	12,9	28,7	10,7	28,7	12,5
20	100	48,8	13,3	49,1	13,0	48,7	11,6	48,5	11,2
	125	—	—	—	—	48,4	12,2	48,0	11,7
	150	47,0	10,9	46,9	9,6	46,7	9,5	47,9	10,7
	175	34,1	9,6	34,1	11,3	36,3	7,5	34,2	8,4
	200	28,9	9,0	24,4	12,4	—	—	—	—

* При 200° под напряжением часть образцов разупрочнилась.

POOR ORIGINAL

а) нагартованных на 5% с последующим старением при 150° и течение 10 часов, и б) нагартованных на 20% и состаренных при 150° и течение 10 часов. Для сравнения испытывались обычные листы марки Д16Т. Испытывались нагартованные. Испытания производились при 20° и при повышенной температуре после снятия напряжения. Результаты испытаний при

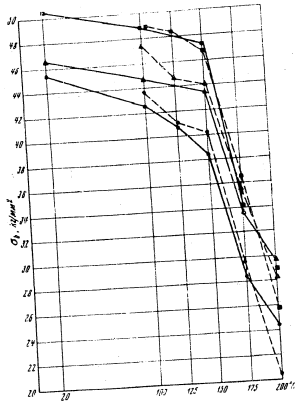


Рис. 11. Изменение предела прочности в зависимости от температуры испытания и напряжения (крайние значения для образцов, выдержанных при повышенных температурах в течение 100 час.)
 — без нагартовки; — нагартовка 5%, старение 10 ч; — нагартовка 20%, старение 10 ч; — нагартовка 20%, старение 20 ч.

повышенных температурах приведены в табл. 5, в которой приведены также значения механических свойств образцов, выдержанных при температуре без напряжения.

На рис. 11 представлены кривые зависимости предела прочности от температуры образцов, выдержанных при температурах в течение 100 час. без напряжения и под напряжением.

Как было показано ранее, повышение температуры повышает предел прочности листов сплава Д16: при 100, 125 и 150° кривая предела прочности изменяется сравнительно полого, а при более высоких температурах наблюдается сильное повышение прочности.

225

Присоединение напряжения к температуре повышает прочность листов нагартованных на 0 и 5%, тогда как при 20% нагартовки напряжение способствует более сильному разупрочнению.

У листов нагартованных на 20%, напряжение способствует незначительному увеличению предела прочности в интервале температур от 150° и сильно снижает его при 200°.

Можно предположить, что в мелкозернистом материале при повышенных температурах происходит повышение предела прочности вследствие дислокационных процессов при разупрочнении. Кроме того, эти напряжения могут вызвать дислокационный процесс твердого раствора, который в свою очередь способствует упрочнению.

При более высоких температурах, при которых в материале происходит распад твердого раствора, присоединение напряжения ускоряет этот процесс и способствует повышению прочности.

В случае испытания образцов при комнатной температуре после выдержки при повышенных температурах закономерности соотношения предела прочности при нагартовке при температурах увеличивается предел прочности листов.

4. Испытание нагартованных листов сплава Д16 при повторных статических нагрузках

Предварительные исследования нагартованных листов при повторных статических нагрузках проводил Г. С. Диньков. Небольшая степень нагартовки (5—10%) не оказывает заметного влияния на поведение листов при повторных статических нагрузках.

Более высокие степени нагартовки (20%) повышают число циклов до отказа (3700 для нагартованных листов и 2700 для нагартованных на 20% при $\sigma_0 = 0,7 \sigma_b$ надрезанного образца).

Старение образцов с 20% нагартовкой при 150 и 150° значительно увеличивает число циклов при повторных статических нагрузках (с 2700 до 4000).

5. Обсуждение результатов

Изменение механических свойств сплавов, упрочняемых термической обработкой, при повышенных температурах может обуславливаться двумя факторами:

а) увеличением скорости и амплитуды колебаний атомов при повышенной температуре, т. е. за счет термического разупрочнения (обратимые изменения);

б) изменением структуры материала при повышенных температурах (необратимые изменения).

Влияние второго фактора во всех металлических материалах приводит к понижению прочности и уменьшению пластичности.

Влияние второго фактора на механические свойства материала в значительной степени зависит от температуры и от времени воздействия температуры.

Каких-либо возражений против указанного влияния первого фактора нам кажется, не имеется.

В подтверждение выдвинутого нами предположения о воздействии второго фактора (структурного) приведены полученные в настоящей работе результаты.

1 Согласно терминологии Л. А. Петрова.

226

POOR ORIGINAL

На рис. 12 представлены кривые изменения предела прочности сварочных листов при различных температурах испытаний и выдержки. Чтобы проследить только влияние температуры испытаний и выдержки при данной температуре, кривые построены по результатам испытаний

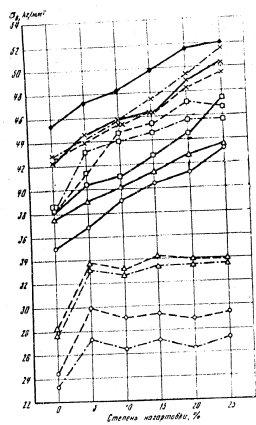


Рис. 12. Предел прочности сварочных листов сплава Д16 при различных температурах (старение при температуре 20°)

● — 20°, × — 100°, □ — 150°, △ — 170°, ○ — 200°
выдержка 0 ч — — — — — 10 ч — — — — — 20 ч — — — — —

нагартованных образцов, не подвергавшихся предварительному искусственному старению. При 100° у листов, нагартованных в интервале 0—20%, значения предела прочности практически не изменяются от времени выдержки при температуре. Кривые предела прочности при 100° параллельны кривой при 20°, т. е. у листов, нагартованных на 0—20%, уменьшение предела прочности составляет 2,5 кг/мм². (Некоторое изменение предела прочности во времени наблюдается у листов, нагартованных на 25%.) Таким образом, отсутствие изменения прочности при 100° в зависимости от длительности выдержки предполагает отсутствие изменения структуры материала при данной температуре.

При 150° происходит значительное увеличение предела прочности при выдержке в течение 100 час. у листов, нагартованных на 10—20%, и несколько меньше у листов, нагартованных на 5%. С увеличением времени

выдержки до 200 час. наблюдается обратное явление: у листов, подвергнутых значительной деформации прочность начинает понижаться, и ее величина у листов с 5% деформации прочность превосходит ровной. Таким образом, уменьшение предела прочности происходит быстрее с увеличением степени деформации.

Следовательно, в течение 200-часовой выдержки при 150° в материале происходит изменение структуры, которое оказывает упрочняющее

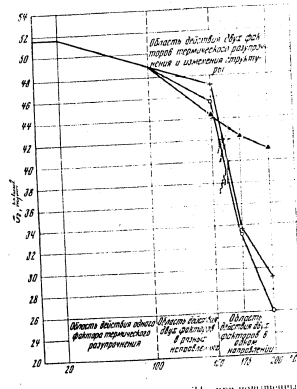


Рис. 13. Разупрочнение сплава Д16 при повышенных температурах

△ — выдержка 6,5 часа; × — 100 ч; □ — 200 ч

действие на механические свойства листов и таким образом действует в противоположном, по сравнению с фактором термического разупрочнения, направлении.

При 175 и 200° увеличение времени выдержки до 100 и 200 час. приводит к резкому уменьшению предела прочности, которое обуславливается распадом твердого раствора, происходящим при этих температурах и длительных выдержках.

В этом случае уменьшение структуры действует в том же направлении, что и фактор термического разупрочнения, и поэтому их влияние суммируется.

В соответствии с приведенными здесь рассуждениями, на рис. 13 представлены диаграммы ориентированного расположения температурных областей воздействия двух указанных факторов на прочность материала и достигаемой при этом уровень прочности.

POOR ORIGINAL

Диаграмма составлена по результатам испытания листов, нагартованных на 20%. Эта диаграмма относится к сравнительно небольшим ($\sigma_{0.2}$ - 20-25%) деформациям (до 20-25%), так как очень большие деформации, как указывалось ранее [16], могут вызвать процесс распада закаленного твердого раствора даже при комнатной температуре.

Изменение времени выдержки при температурах более 100° может до некоторой степени изменить уровень получаемых значений предела проч-

Таблица 6

Величина разупрочнения сплава Д16 при различных температурах и выдержке 200 час.

Термическое разупрочнение при температурах			Изменение прочности за счет изменения структуры от нагрева (термическое разупрочнение)					
Температура выдержки, °C	Степень нагартовки, %			Температура выдержки, °C	Степень нагартовки, %			
	0	5	20		0	5	20	
100	20	45,6	47,3	50,8	100	0	5	20
100	100	42,6	44,3	49,2	100	45,4	47,1	51,7
Величина термического разупрочнения			Величина структурного разупрочнения					
3	3	1,6				-0,2	-0,2	0,9
150	20	44,4	49,5	52,7	150	44,4	49,5	52,7
150	150	38,3	43,1	45,6				
Величина термического разупрочнения			Величина структурного разупрочнения					
6,1	6,4	7,1			1,0	-2,4	-1,0	
175	20	37,3	44,5	43,6	175	37,3	44,5	43,6
175	175	26,7	33,6	33,6				
Величина термического разупрочнения			Величина структурного разупрочнения					
10,6	10,9	10,0			8,1	2,6	8,3	
200	20	34,8	40,0	37,9	200	34,8	40	37,9
200	200	23,3	27,3	26,2				
Величина термического разупрочнения			Величина структурного разупрочнения					
11,5	12,7	11,7			10,6	7,1	13,6	

* Испытания проводились при комнатной температуре.

ности, однако, как нам представляется, оно вряд ли внесет существенные поправки в эту диаграмму.

Для большей наглядности табл. 6 представлена величина термического разупрочнения листов, нагартованных на 0, 5 и 20% при 100, 150, 175 и 200° после выдержки в течение 200 час.

Как уже указывалось, общая величина разупрочнения складывается из двух величин: величины термического разупрочнения, которая является разностью значений предела прочности образцов, испытанных при комнатной температуре и при повышенной температуре после одной и той же выдержки, и величины, обусловливаемой изменением структуры в результате выдержки при данной температуре. Эта величина является разностью значений предела прочности исходных образцов и образцов, выдержанных при температурах в течение определенного времени и испытанных при температуре 20°.

Как следует из полученных результатов, величина термического разупрочнения не зависит от степени нагартовки и обусловливается только температурой испытания, и то время как вторая величина, определяющая структурным фактором, зависит от величины нагартовки и времени выдержки.

Как уже отмечалось ранее, при 175 и 200° и в 200 и 250° значения пределов прочности листов, нагартованных на 5, 10 и 20%, значения пределов прочности листов, испытанных при комнатной температуре и при повышенной температуре после одной и той же выдержки, и величины, обусловливаемой изменением структуры в результате выдержки при данной температуре. Эта величина является разностью значений предела прочности исходных образцов и образцов, выдержанных при температурах в течение определенного времени и испытанных при температуре 20°.

В данном случае этим минимумом является холодная деформация, равная 5%. Известно, что в процессе пластической деформации происходит сдвиги по плоскостям сгруппированных дислокаций. Взаимодействие дислокаций вызывает упорядоченное состояние, которое и следует рассматривать как истинную причину упорочения в решетке. С увеличением температуры т. е. с понижением подвижности в этом процессе, который приводит к уменьшению напряжений, вызванных холодной деформацией.

В рассматриваемом нами случае упорочения, вызванные холодной деформацией, могут сниматься под действием двух факторов: под влиянием увеличения распада твердого раствора.

При повышении температуры нагрева до 200° и особенно с увеличением времени выдержки при этой температуре продолжается дальнейшее понижение предела прочности, однако разница в прочности у нагартованных и ненагартованных образцов сохраняется.

Можно было предположить, что вышестоящая часть деформации не ускоряет, а, наоборот, задерживает распад твердого раствора.

Это предположение, как нам казалось, находило подтверждение и на рисунке микроструктуры нагартованных и ненагартованных образцов после длительных выдержек при 175°. У ненагартованных образцов микроструктура напоминает структуру хорошо отожженного материала, образцы нагартованных образцов имеют границы зерен. Распад происходит резко сильно трансформации без выщелачивания микроструктуры во все пространство зерну. У нагартованных образцов микроструктура в отличие от ненагартованных образцов представляет структуру закаленного материала, при трансформации достаточно четко выщелачиваются как границы зерен, так и распад твердого раствора, что выщелачивается как границы зерен, так и распад твердого раствора.

Сделанное нами предположение находится в противоречии с установленным мнением о том, что холодная деформация ускоряет распад твердого раствора, а не задерживает его. Это было показано и в настоящей работе при испытании образцов при более низких температурах.

Было проведено определенное электроотрицательности образцов, ненагартованных и нагартованных и выдержанных при 175° в течение 0,5, 100

POOR ORIGINAL

и 200 часов. Оказалось, что значения электропроводности у натартюванных образцов ниже, чем у ненартюванных, при всех выдержках (14); следовательно, распад твердого раствора у натартюванных образцов происходит в большей степени, чем у ненартюванных.

Некоторые несоответствия этому выводу характера микроструктуры исследованных образцов вероятнее всего можно объяснить ориентированностью распада твердого раствора у натартюванных образцов и отсутствием ориентировки у ненартюванных образцов.

В соответствии с этими рассуждениями можно считать, что небольшое, но устойчивое преимущество в прочности у натартюванных образцов при 175 и 200° и длительных выдержках обуславливается сохранением некоторой величины напряжений, вызванных холодной деформацией. Эти напряжения, как известно, могут быть полностью устранены только при рекристаллизации или при очень длительных выдержках при температурах несколько выше температуры рекристаллизации под влиянием так называемого безрекристаллизационного разрушения.

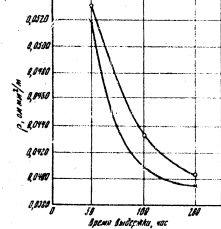


Рис. 14. Влияние натартювки на электропроводность листов сплава Д16: ○ — без натартювки; × — натартювка 2%, на ordinate показана электропроводность до нагрева

Теперь остановимся на возможных причинах разрушения образцов при выдержке под напряжением при 200°.

Относительно причин разрушения нагруженных образцов при повышенных температурах имеется оригинальная точка зрения С. Т. Кишкина [21]. Работая с жаропрочными сплавами на основе никеля, он наблюдал, что при испытании на ползучесть разрушение образцов этих сплавов при высоких температурах существует без заметного увеличения пластической деформации. Он отмечает, что во многих случаях удлинение или сужение у разрушенного при длительных испытаниях образца меньше, чем у образца, разрушенного при кратковременных испытаниях.

С. Т. Кишкин считает, что у материалов, которые разрушаются при высоких температурах без образования шейки, а в целом имеют мезокристаллитный характер, отчетливо выступает явление отрыва. В этом случае разрушение происходит без заметного термического разуплотнения и является результатом образования мелких трещин, которые он выявляет под микроскопом. Рассуждая таким образом, автор предполагает, что эта причина разрушения может иметь место и в материалах, разрушающихся при более низких температурах, образцы которых образуют шейку, а в целом являются транскристаллическими.

В свете этих рассуждений С. Т. Кишкина нами была исследована микроструктура образцов сплава Д16, разуплотнившихся при выдержке под напряжением при 200°, с целью обнаружения трещин. Относительное удлинение у этих образцов практически было равно удлинению образцов, испытанных при кратковременном разрыве. При исследовании микроструктуры образцов в местах разрушения трещины не были обнаружены. Разрушение во всех случаях происходило по армуре.

Можно предположить, что алюминированные сплавы не способны разрушаться путем образования трещин и разрушение сплава Д16 при повышенных температурах происходит в основном в результате разуплотнения и распада твердого раствора.

Эти два фактора В. П. Рудыкин [22] считает причинами разрушения образцов на алюминированном сплаве АМ4 при выдержке под напряжением при 300°.

Малую величину пластической деформации при разрушении образцов сплава Д16 под напряжением при 200° вероятно можно объяснить процессом перестаривания, при котором, как известно, происходит распад твердого раствора без заметного увеличения времени коагуляции, а следовательно имеет уменьшение прочности и пластичности одновременно.

6. Выводы

1. В соответствии с литературными данными [14, 15] действительно увеличивается влияние холодной деформации закаленного и естественно старшего сплава Д16 на прочность при повышенных температурах (100—200°). Применение натартювки (5—20%) повышает предел прочности листов сплава Д16 при 100° на 10—15%, при 150° на 13—18%.

2. Характер изменения свойств при 100 и 150 градусах, как при комнатной температуре.

3. Увеличение выдержки при 100° до 200 час. не изменяет прочность листов, натартюванных в интервале 0—20%, но на 7—6 единиц повышает значения относительного удлинения.

Увеличение выдержки при 150° от 30 мин. до 200 час. оказывает различное влияние на листы с различной степенью натартювки и старения при различных температурах.

При степени натартювки до 15% и температурах старения от 150 до 170° увеличение времени выдержки от 30 мин. до 200 час. повышает предел прочности на 2—3 кс/мм².

При степени натартювки выше 15% и температурах старения от 150 до 180° увеличение выдержки приводит к дополнительному повышению прочности на 2—6 кс/мм².

Температуры старения выше 170° не представляют интереса с точки зрения прочности при температуре испытания 150 градусах при комнатной температуре в zakresie значения прочности.

4. При 175° происходит понижение предела прочности (на 7—10 кс/мм²) при выдержке 30 мин. по сравнению с прочностью при 20°. Увеличение выдержки при 175° до 100 час. повышает значение предела прочности еще на 5—10 кс/мм². Увеличение выдержки до 200 час. не изменяет прочности материала. Предел прочности материала, натартюванного на 20—25%, превышает предел прочности ненартюванного материала при 175° на 5—6 кс/мм² независимо от степени натартювки.

5. При 200° происходит дальнейшее понижение прочности. Наибольшее разуплотнение претерпевает ненартюванный лист, а листы, натартюванные степенью натартювки (20%). Самой высокой прочностью при 200° обладают листы, натартюванные на 5%.

6. Приложившие напряжения в течение 100 час. при 100, 150 и 175° повышает предел прочности на 1—1,5 кс/мм² материал с малой степенью деформации (до 5%). Увеличение выдержки до 200 час. под таким воздействием не изменяет прочности у ненартюванного материала, а у натартюванного материала несколько повышает его (на 1—1,5 кс/мм²). При этом происходит разрушение образцов под напряжением.

POOR ORIGINAL

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

1. Из листовых материалов, применяемых для обшивки самолетов, самыми высокими свойствами при 150° обладают листы из сплава Д16. Прочностные характеристики сплава Д16 повышаются как при комнатной, так и при повышенных температурах путем применения нагартовки на 5—20% в закаленном и состаренном состоянии.

Искусственное старение нагартованных листов сплава Д16 при температурах 130—150° приводит к некоторому снятию наклепа и как следствие этого — к значительному повышению пластичности и небольшому понижению прочности.

2. Листы из сплава Д16, нагартованные на 5—20% и состаренные при 130—150° в течение 10—20 час., обладают следующими механическими свойствами при температурах:

	20°	100°	150°	170°
σ_b	46—52 кг/мм ²	44—48 кг/мм ²	41—46 кг/мм ²	33—34 кг/мм ²
$\sigma_{0.2}$	32—42 "	—	—	—
δ	47—12%	15—12%	14—9%	13—9%

3. Механические свойства листов из сплава Д16, нагартованных на 20% и состаренных при 130° в течение 10—20 час., при статических испытаниях близки к свойствам сплава В95, но значительно превосходят их при повторных нагрузках и при повышенных температурах.

ЛИТЕРАТУРА

1. P. L. Teed, Met. Progr., v. 67, № 3, 1955.
2. Metals Technology, v. 12, № 8, 1945.
3. Metals Technology, v. 13, № 6, 1946.
4. В. А. Лизанов, Д. А. Петров, Е. И. Кутайцева, В. П. Козлов, сплав. Исследование жаропрочных сплавов системы Al—Cu—Mg. Оборонгиз, 1949.
5. А. Ф. Белов и Я. Г. Залкина. Справочник по свойствам и применению легких металлов и их сплавов, под ред. С. М. Воронова и П. И. Градусова, вып. III. ОНТИ НКТИ, 1936.
6. K. L. Meisner, J. Inst. Met., v. 61, 1930.
7. P. F. Meikle, J. of Aeronautic Sciences, v. 10, № 6, 1943.
8. W. D. Robertson, Met. Technology, v. 12, № 7, 1945.
9. L. Hugh, Logan, Harold Hessel and Harold E. Francis, J. of Res. of Nat. Bureau of Standards, v. 38, № 5, 1947.
10. Л. П. Лужников, А. А. Шелехов, В. М. Новикова. Повышение прочности сплавов типа дуралюмина холодной деформацией и искусственным старением. Оборонгиз, 1951.
11. С. Е. Павлов. Коррозия дуралюмина. Оборонгиз, 1949.
12. O. S. Nock, Iron Age, v. 160, № 29, 1947.
13. O. S. Nock, SAE, Trans., v. 61, 1953.
14. А. А. Бочвар. Изв. АН СССР, ОТН, 10, 1947.
15. Д. А. Петров. Вопросы теории алюминидных сплавов. Металлургия, 1951.
16. M. L. V. Gayler, J. Inst. Met., v. 72, № 8, 1946.
17. H. Koster, Z. f. Metallk., Bd. 31, H. 11, 1939.
18. K. L. Dreier, Z. f. Metallk., H. 1, № 3, 1944.
19. H. Kästner, Z. f. Metallk., H. 1, № 3, 1944.
20. А. А. Бочвар. Металловедение. Металлургия, 1940.
21. С. Т. Кившия. Физические основы металловедения. Металлургия, 1955.
22. И. П. Булыгина. Диссертация. Москва, 1953.



ПОСЛЕ
 СЕРТИФИКАЦИИ

STAT

Page Denied