

CHISA

Chemické strojnictví

Химическое машиностроение

Chemical Equipment Design

Chemie Apparatebau

5. 9. 1962

Předběžné neopravené vydání

Предварительный выпуск

Uncorrected preprint

Unkorrigierte Vorausgabe

BRNO - ČSSR



**ELASTISCHE STABILITÄT DER APPARATE DES CHEMISCHEN
MASCHINENWESENS**

V. Placák

**Forschungsinstitut der Königsfelder Maschinenfabrik
Praha, Tschechoslowakei**

I. Das chemische Maschinenwesen ist ein Fachgebiet, das vorwiegend die Bleche zur Herstellung von Stahlschalen verschiedenster Formen bei verschiedenster Belastungen verarbeitet.

Typische Erzeugnisse sind Kolonnen, d.h. Zylinderschalen, zuweilen bis einige Zehner von Metern lang und von einiger Metern im Durchmesser. Diese werden in folgender Weise belastet: durch axialen Druck, durch Innen- oder Aussendruck, durch Windbiegung oder durch Biegung bei der Montage, b.z.w. durch Kombinationen dieser Belastungen. Ein weiteres charakteristisches Element ist die Kugelschale, die als Lagerbehälter, Boden und dgl. dient. Diese Schale wird in analogischer Weise belastet.

Die Forderung an die Gewichtsabminderung dieser Schalenkonstruktionen fordert die Herstellung von Stählen, die höhere mechanische Werte besitzen und zwingt uns die Lebenslänge der erwähnten Einrichtungen und das Vergrössern sowohl von geometrischen Parametern als auch von Belastungsparametern in Betracht zu nehmen. Aus diesen Gründen gelangen wir zu Konstruktionen, bei denen z.B. bei den Zylinder-elementen das Verhältniss: Halbmesser zur Wanddicke die Werte, die sich den Verhältnissen bei den Flugzeugkonstruktionen nähern, erreicht.

Es ist deshalb nötig nicht nur die Fragen der Festigkeit, der Steifigkeit, der Sprödzerstörung und dgl., sondern auch die Stabilität der Konstruktion zu betrachten und die Folgerungen daraus zu ziehen sowohl für das Dimensionieren als auch für mögliche Herstellungsabweichungen, die den erwähnten Gesichtspunkten, der auf perfekte geometrische Form gebunden ist, wesentlich beeinflussen.

Eine Reihe von Fällen wurde theoretisch gelöst und auf experimentelle Weise bestätigt. In einigen Fällen war die Theorie nicht so erfolgreich und es ist nötig die Ergebnisse der Experimente, die sowohl statistisch als auch halbempirisch bearbeitet wurden, zu übernehmen. Bei einigen Umständen ist die Lösung überhaupt nicht gegeben. Einige Experimente müssen mit Rücksicht auf die geometrische Bedingungen im chemischen Maschinenwesen und namentlich im Bezug auf die Herstellungsungenauigkeiten ergänzt werden.

In Anbetracht der grossen Bedeutung der ganzen Frage will ich in Weiteren die grundsätzliche Anschauungen andeuten und einige konkrete Lösungen erwähnen. Es handelt sich um physikalische Voraussetzungen der Lösung und um das Prinzip der linearen Theorie (II), um die Gründe der Disharmonie der Theorie und des Experimentes (III), um die mathematische Verarbeitung des nichtlinearen Ausmasses der zylindrischen Schale (IV) und um die Vergleichung der einzelnen Versuchsergebnisse (V). Es werden weiter die Ergebnisse der gebogenen und gedrückter zylindrischer Schale (VI, VII), die Grundanschauungen auf die Kugelschale (VIII), der Stand, der im Diagramm Belastung-Verschiebung erklärten Kenntnisse (IX) und weitere Tatsachen, die die kritische Belastung beeinflussen (X) angedeutet.

II. Der Stabilitätsverlust der Schale wird gewöhnlich unter den weiter angegebenen Voraussetzungen gelöst:

- 1) Zusammendrücken unter der Aussenbelastung verläuft gleichmässig der Membrane-Lösung;
- 2) Die Spannungen in der Schale sind ausschliesslich Membrane-Spannungen;
- 3) Für kleine Drücke, die kleiner als ein gewisser Wert sind, ist die zusammengedrückte Schale in stabilem Gleichgewicht;
- 4) Für höhere Drücke ist die zusammengedrückte Schale im Stande des nichtstabilen Gleichgewichtes. Der kritische Überdruck ist derjenige, bei dem die Änderung des Gleichgewichtes erfolgt

und zugleich der niedrigste Druck, bei dem der benachbarte Gleichgewichtszustand entsteht.

Früher wurden bei der theoretischen Lösung zur Erklärung der Dehnungen in der Form von Verschiebungen nur lineare Ausdrücke gewählt; die Lösung wurde mittels linearer Theorie durchgeführt, deren Grundvoraussetzung ist:

die Verschiebungen eines Punktes der Schale sind im Bezug auf ihre Dicke klein. Es wurde bekannt, dass diese Voraussetzung nicht erfüllt wurde, sie war jedoch für die Linearität und damit auch für geeignete mathematische Bearbeitung unentbehrlich. Deshalb war es schon im voraus nötig eine gewisse Reserve zu den theoretischen Ergebnissen zu bewahren und einen angemessenen Grad der Ungewissheit in Betracht zu nehmen.

Im Ausdruck für die Dehnungen und für die Winkeländerungen wurden die letzten quadratischen Glieder, die zur Beschreibung der genauen Deformation nötig waren, nicht erwähnt. Man gelangte zu drei partiellen Differentialgleichungen in den Veränderlichen "u", "v", "w" als zum Ausgangssystem für die Bestimmung der kritischen Belastungen.

III. Wie bekannt ist, stimmte die theoretische Lösung mit dem Experiment nicht überein. So, z.B. bei einem axialgedrückten Zylinder existieren die Gleichgewichtszustände bei grossen Deformationen die durch viel kleinere Belastungen verursacht wurden, als die oben erwähnte Lösung angab. Dieser Effekt kann nicht nur konstatiert, sondern auch erklärt werden.

- A) Eine Differenz ist durch die schon erwähnte Linearisation der Theorie;
- B) die zweite mit der Definition der Belastung gegeben, den der wahrscheinlichste Zustand in dem die Schale ausbleibt ist derjenige, der das minimale mögliche Energieniveau aufweist. Der Übergang von der höheren Stufe des Energieniveaus an die niedrigere ist stets möglich, mit Rücksicht auf die Ungenauigkeiten und Abweichungen der Form.

Das Energieniveau wird durch Folgendes gegeben:

- 1) Durch den Gleichgewicht der Innen- und Aussenkräfte;
 - 2) durch die Bedingungen der Lagerung und Belastung.
- C) Weiter müssen auch die Einflüsse der Abweichungen der genauen geometrischen Form eingeschlossen werden.

IV. Als ein Beispiel theoretischer Behandlung der nichtlinearen Theorie wird der Fall eines axialdrückes des Zylinders angegeben.

Setzen wir voraus, dass das Verhältnis der Länge des Zylinders zum Halbmesser so gross ist, dass die Bedingungen der Lagerung der Rände von keiner Wichtigkeit sind, und dass die Spannung in der Wand im elastischen Bereiche bleibt. In meisten Fällen zeigt sowohl die Theorie als auch das Experiment, dass das Überschreiten des elastischen Bereiches bald nach dem Stabilitätsverlust eintritt. Die folgende Abbildung 1 zeigt wie die durchschnittliche Druckspannung sich mit durchschnittlicher Gesamtzusammendrückung ändert.

Der Zustand vor der Ausbiegung ist mittels der Gerade OA gegeben (lineare Theorie der kleinen Durchbiegungen). Der Punkt "A" stellt den Zustand fest, wo der Stabilitätsverlust nach den erwähnten Theorien eintritt. In der Praxis, wie bekannt, ist die kritische Spannung viel kleiner als mit dem Punkt "A" angegeben ist. Um wieviel kleiner, das hängt vom Stande der Belastung und vom Stande der inneren Ungenauigkeiten ab. Für einen perfekt hergestellten Zylinder, der nicht vor der Erzielung des Punktes "A" ausbiegt, ist die theoretische Kurve OABCD angegeben. Der Teil AB entspricht nicht den physikalisch möglichen Gleichgewichtsbedingungen. Deshalb ist die praktische Kurve Spannung-Deformation eigentlich in zwei Teile geteilt, und zwar OA und BCD. Die Spannung in Punkte "B", die durch die festgelegte nichtlineare Theorie gegeben ist, bildet etwa ein Drittel der klassischen Spannung, und die Steifigkeit, die durch den Gradient der Kurve im Punkte "C" gegeben ist, ist etwa ein Viertel.

Die mathematische Bearbeitung des nichtlinearen Bereiches für eine axialgedrückte Zylinderschale ist bei der Lage der Axen im Bild 2 wie folgt.

Die Gleichgewichtsbedingung in der Richtung der Normale am deformierten Element:

$$DD^4W = N_x \frac{\partial^2 W}{\partial x^2} + 2N_{xy} \frac{\partial^2 W}{\partial x \partial y} + N_x \left(\frac{1}{r} + \frac{\partial^2 W}{\partial y^2} \right)$$

Beziehungen zwischen Verschiebung und Dehnung"

$$\epsilon_x = \frac{\partial u}{\partial x} + \frac{1}{2} \left(\frac{\partial w}{\partial x} \right)^2, \quad \epsilon_y = \frac{\partial v}{\partial y} + \frac{1}{2} \left(\frac{\partial w}{\partial y} \right)^2 - \frac{w}{r}$$

$$\rho_{xy} = \frac{\partial u}{\partial y} + \frac{\partial v}{\partial x} + \frac{\partial w}{\partial x} \frac{\partial w}{\partial y}$$

Beziehungen zwischen Dehnungen und Spannungen:

$$E\epsilon_x = \tilde{\sigma}_x - \nu \tilde{\sigma}_y$$

$$E\epsilon_y = \tilde{\sigma}_y - \nu \tilde{\sigma}_x$$

$$E\epsilon_{xy} = 2(1+\nu)\tau_{xy}$$

Beziehungen zwischen der Spannung und der Spannungsfunktion:

$$\tilde{\sigma}_x = \frac{\partial^2 \phi}{\partial y^2} \quad \tau_{xy} = \frac{\partial^2 \phi}{\partial x \partial y} \quad \tilde{\sigma}_y = \frac{\partial^2 \phi}{\partial x^2}$$

Das Problem wird auf die Lösung der folgenden zwei Gleichungen reduziert:

Die Gleichung der Kompatibilität:

$$\nabla^4 \phi = E \left\{ \left(\frac{\partial^2 W}{\partial x \partial y} \right)^2 - \frac{\partial^2 W}{\partial x^2} \frac{\partial^2 W}{\partial y^2} \right\} - \frac{E}{r} \frac{\partial^2 W}{\partial x^2}$$

Die Gleichgewichtsgleichung ausgedrückt mittels der Spannungsfunktion:

$$D\nabla^4 W = h \left\{ \frac{\partial^2 \phi}{\partial y^2} \frac{\partial W}{\partial x^2} - 2 \frac{\partial^2 \phi}{\partial x \partial y} \frac{\partial W}{\partial x \partial y} + \frac{\partial^2 \phi}{\partial x^2} \left(\frac{\partial^2 W}{\partial y^2} + \frac{1}{r} \right) \right\}$$

Es ist äusserst schwierig die genaue Lösung dieser beiden Gleichungen zu gewinnen und es wird deshalb die approximative Methode verwendet, die die Bedingungen des Minimums der Potentialenergie an Stelle der Gleichgewichtsgleichung verwendet.

Wir wählen die Form der Durchbiegungsfläche, die eine Anzahl von freien Parametern umfasst, wobei die genannte Form gute Annäherungen zur Form der in Wirklichkeit beobachteten Ausbiegungsfläche bietet. Die Spannungsfunktion wird durch die Gleichung der Kompatibilität bestimmt. Die nötigen freien Parametern werden aus der Bedingung des Energieminimums abgeleitet.

Die Energie der mittleren Fläche der Schale:

$$U_{str} = \frac{h}{2E} \iint_F \left\{ \left(\frac{\partial^2 \phi}{\partial x^2} + \frac{\partial^2 W}{\partial y^2} \right) - 2(1-\nu) \left[\frac{\partial^2 W}{\partial x^2} \frac{\partial^2 W}{\partial y^2} - \left(\frac{\partial^2 W}{\partial x \partial y} \right)^2 \right] \right\} dx dy$$

Die potentielle Energie der Biegung:

$$U_{bvb} = \frac{D}{2} \iint_F \left\{ \left(\frac{\partial^2 W}{\partial x^2} + \frac{\partial^2 W}{\partial y^2} \right) - 2(1-\nu) \left[\frac{\partial^2 W}{\partial x^2} \frac{\partial^2 W}{\partial y^2} - \left(\frac{\partial^2 W}{\partial x \partial y} \right)^2 \right] \right\} dx dy$$

Bzw. die Arbeit der Aussendruckkräfte:

$$W = - \frac{N_b}{E} \int_0^L \int_0^{2\pi r} \left[\frac{\partial^2 \phi}{\partial y^2} - \nu \frac{\partial^2 \phi}{\partial x^2} - \frac{E}{2} \left(\frac{\partial^2 W}{\partial x^2} \right)^2 \right] dx dy$$

Gesamte Energie des Systems:

$$E = U_{\text{str}} + U_{\text{elast}} - W$$

Durch die Variation der Gesamtenergie nach den gewählten Parametern (Rayleigh-Ritz) gelangen wir zur Schlussfolgerung, aus der wir die untere kritische, dem Punkt "B" entsprechende Belastung bestimmen.

V. Energetische Gesichtspunkte hängen von dem angewandten Belastungsverfahren ab.

Eine Grenze ist eine steife Prüfmaschine mit der Deformationskontrolle. Die Ausbiegung erfolgt beim konstanten Werte der Verkürzung. Die zweite Grenze ist eine Belastung mittels eines Gewichtes, die Kontrolle der Last, die Ausbiegung erfolgt bei konstanter Belastung; die Realität liegt zwischen diesen zwei Grenzfällen.

Erwägen wir das Ausbeulen eines gedrückten Zylinders bei grossen Durchbiegungen im steifen Prüfapparat. Die Ergebnisse sind in Abb. 3 eingezeichnet. Der klassischen Theorie gemäss wird der Zylinder nach OAB zusammengedrückt und beult in "A" aus. Nach Abb. 3 ist beim Erreichen des "B" ein kleinerer Energieaufwand für den Zweig BD nötig, d.h. für den Gleichgewichtszustand der Ausbiegung bei den Durchbiegungen endlicher Grösse, als für BA, d.h. für den nicht durchgebogenen Zustand.

Da es im Zylinder gewisse Abweichungen gibt, erfolgt der Sprung in die ausgebeulte Gleichgewichtslage nach der Geraden BC bei konstanter Verkürzung der Rände. Kritische Belastung nach dem Energiestandpunkt dieser Belastung ist 62% des klassischen Wertes.

Bei Belastung mit dem Gewicht bewegt sich die Kraft während des Ausbiegungsprozesses und deshalb muss die gesamte Potenzialenergie des Systems (Abb.4) erwogen werden.

In Punkte "B" ist weniger Energie für den Weg BD, als für BA nötig. Deshalb erfolgt der Sprung bei konstanter durchschnittlicher Spannung längs BC. Kritische Belastung beträgt in diesem Falle 40% des klassischen Wertes.

Der Punkt "F" entspricht dem Minimalwerte der Verkürzung dem ersten Fall gemäss oder der Spannung dem zweiten Fall gemäss, wobei ein Sprung erfolgt.

Die Beurteilung der Ergebnisse für einen axialgedrückten Zylinder führen wir für einen Zylinder von mittlerer Länge nach folgender Beziehung durch:

$$\delta_{cr} = CE \frac{h}{r}$$

im Diagramm Abb.5

- A) Die lineare Theorie ergibt $C=0,6$;
- B) Der Energiestandpunkt liegt zwischen der früher erwähnten Grenzen;
- C) Die Theorie, die die inneren Ungenauigkeiten erwägt, ist nicht gut brauchbar, denn man muss diese Ungenauigkeiten im voraus kennen.

VI. Einen interessanten Fall vom Standpunkte des chemischen Ingenieurwesens bildet die Stabilität der Zylinderschale, die belastet wird:

- a) durch Biegung,
- b) durch Biegung und durch inneren Überdruck.

Im Falle einer Biegung benutzt man zur Verarbeitung der Ergebnisse theoretische Parameter, die aus der klassischen Form der Stabilitätsbeziehung für einen langen Zylinder hervorgehen, und zwar:

$$\sigma_{cr} = C_b E \frac{h}{r}$$

Wir zeichnen die experimentale Werte des Koeffizienten C_b als Funktion auf, Abb.6.

Beim gebogenen Zylinder mit innerem Überdruck muss man die Ergebnisse in zwei Teilen bestimmen:

- 1) Der Teil der kritischen Spannungen für einen Zylinder ohne inneren Überdruck;
- 2) der Teil, in dem kritische Spannungen durch inneren Überdruck anwachsen.

Es ist notwendig die Kurve in Parametern festzustellen:

$$\left(\frac{\Delta \sigma_{cr}}{E} \right) \left(\frac{r}{h} \right) \quad \left(\frac{P}{E} \right) \left(\frac{r}{h} \right)^2$$

Es müssen zwei Serien von Experimenten ausgeführt werden:

- 1) Der innere Überdruck wirkt nur auf den Mantel ein;
- 2) Der innere Überdruck wirkt auf den Mantel und die Böden ein.

Für die Berechnung ist im zweiten Falle wie folgt:

$$\sigma_{crp} = C_{bp} E \frac{h}{r}$$

$$C_{bp} = \Delta C_{bp} + C_b$$

VII. Ein zum Teil bekannter Fall ist das Ausbeulen der kreisförmigen zylindrischen Schale bei

- a) axialem Druck;
- b) axialem Druck und innerem Überdruck, der auf den Mantel einwirkt.

Die Ergebnisse der Prüfungen sind wieder in zwei dimensionslosen Parametern aufgezeichnet:

$$\left(\frac{\sigma_{cr}}{E}\right) \left(\frac{r}{h}\right) \quad \left(\frac{P}{E}\right) \left(\frac{r}{h}\right)^2$$

Der Gang der Lösung ist folgender:

Für einen nur axialgedrückten Zylinder benutzen wir die bekannte Beziehung

$$\sigma_{cr0} = K_0 E \left(\frac{h}{r}\right)$$

Der Koeffizient K_0 wird nach dem experimentell ermittelten Diagramm bestimmt, Abb.8.

Beim axialgedrückten Zylinder mit Innenüberdruck, der auf den Mantel einwirkt, dem Diagramme Abb.9 gemäss, bestimmt man $(K - K_0)$. Der Wert "K" wird nach Abb.8 für gegebene $\frac{L}{r}$ und $\frac{r}{h}$ festgestellt. So wird "K" für die Beziehung:

$$\sigma_{cr} = KE \left(\frac{h}{r}\right)$$

bestimmt.

VIII. Analogische Lage wie bei der Zylinderschale ist beim Kugелеlement.

Da die Anwendung der klassischen Theorie für den Stabilitätsverlust der Kugel ungeeignet ist, wenden wir unsere Aufmerksamkeit der nichtlinearen Theorie, den überkritischen Zuständen zu. Die Forschung konzentriert sich vor allem auf die rotations-symmetrische Wellen von kleinem Zentriwinkel. Analogisch wird die Rayleigh-Ritz oder Galerkin Methode benützt und es werden die nichtlineare Glieder für die Dehnung als eine Funktion der Verschiebung erwogen. Für die Festsetzung einer minimalen kritischen Belastung kann man zwei auf dem überkritischen Benehmen beruhende Kriterien benützen.

1) Untere kritische Belastung:

Es existieren Gleichgewichtszustände mit grossen Durchbiegungen mit bedeutend kleineren Drücken als der klassische kritische

Überdruck P_c , Abb.10. Es ist die untere kritische Belastung P_L , als minimal, welche die Schale in den ausgebogenen Stand mit Enddeformation überführt. Bei diesen, oder nahestehenden Werten tritt das Ausbeulen ein. Der niedrige Wert P_L wird durch innere Ungenauigkeiten der Schale oder durch die Defekte, die während des Prüfens stattgefunden haben, erklärt.

Wenn wir die Abhängigkeit des Überdruckes an der Amplitude der Welle aufzeichnen, Abb.10, bekommen wir eine Reihe von Kurven für den gegebenen Zentriwinkel β der Welle.

12) Energetisches Kriterium:

Von der bisherigen Forschung zeigt sich, dass der ausgebogene Zustand der Schale "B", Abb.11, eine höhere Potentialenergie als der nichtausgebogene Zustand "A" besitzt.

Deshalb wird als kritische Belastung "die Übergangbelastung" P_1 vorgeschlagen. Diese Belastung wird als: "Die untere Grenze aller Belastungen, für die der ausgebogene Zustand ein niedrigeres Energieniveau als der entsprechende unausgebogene Zustand besitzt", definiert.

Dann ist die Potentialenergie "C" gleich wie "D", für "E" jedoch ist sie schon grösser als "F".

Ähnlich sind die Ansichten, die die Bedingungen, bei den Experimenten verwenden und die die kritische Belastung als Bedingung der konstanten Rändeannäherung oder der konstanten Belastung nach der Abb.12, wie bei dem Zylinder definieren.

IX. Im folgenden schematischen Diagramm Abb.13, der das Verhältnis "Druck-Verschiebung" ausdrückt, kann man das Ergebnis der Stabilitätslösung der Kugel, b.z.w. auch einiger Fälle des axialgedrückten Kreiszylinders veranschaulichen.

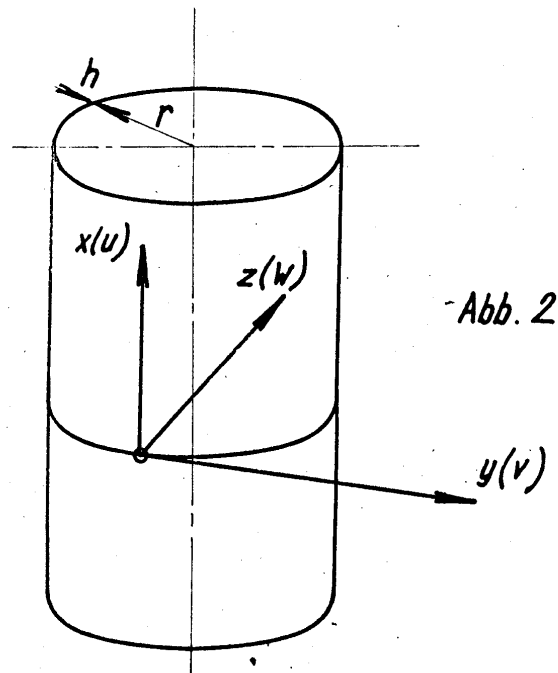
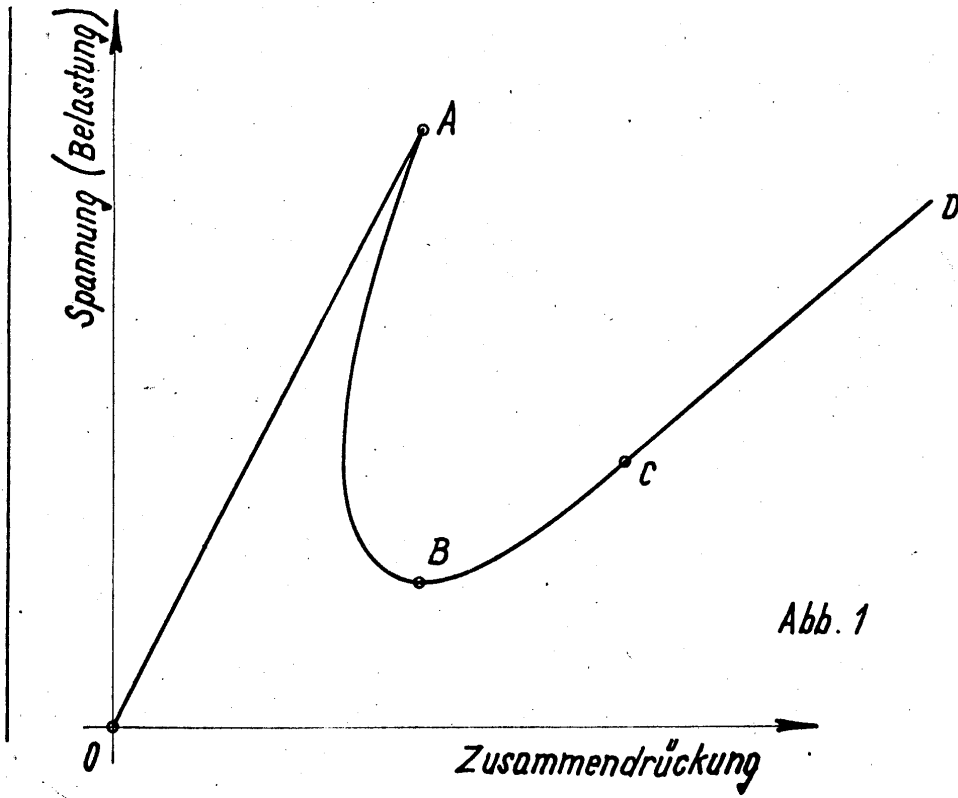
Die Gerade gibt die Gleichgewichtszustände an, der gekrümmte Teil ist vorausgesetzt und drückt die Gleichgewichtszustände für die Ausbiegung aus. Die Linie "a" drückt die approximative Lösung der Zustände nach der Ausbiegung aus, wie aus der vorausgesetzten Form der Ausbiegungsfläche hervorgeht, die Linie "b" drückt den vorausgesetzten Verlauf für die Anfangsungenauigkeiten aus. Die Betriebe der gestrichelten Zone entspricht dem Bereiche der Ergebnisse der linearen Theorie. Der experimentell festgestellte Druck wird durch den Punkt " P_E " bezeichnet.

X. Es ist noch nötig die Faktoren zu erwähnen, die das Ausbeulen beschleunigen und beeinflussen. Dies sind die Anfangsbiegung in der Wand und die ungleichmässige Verteilung der Spannung. Besonders die Biegung, wenn sie in solcher Richtung wirkt, dass sie den Stabilitätsverlust unterstützt. In ähnlicher Weise der Energiebilanz gemäss, wirkt die inneren Spannung, die z.B. durch die Schweißung hervorgerufen wird, ungünstig. Wirken diese Spannungen in gleicher Richtung wie die Spannung, die durch die Belastung verursacht wird, fängt die Absenkung der kritischen Belastungen an.

Die Belastungen, die in der Richtung der Normale wirken, können verschiedene Einflüsse hervorrufen. Z.B. der innere Überdruck bei einer axialgedrückten kreiszylindrischen Schale erhöht die Stabilität, wie schon erwähnt wurde. Es ist auch notwendig die wiederholten Belastungen zu berücksichtigen. Man muss voraussetzen, dass die wiederholten Druckbelastungen allmähliche Anhäufung der Durchbiegungen an bestimmten begrenzten Stellen hervorrufen, woraus eine dauernde Deformation, besonders in der Nähe der Wellenkämme entstehen kann. Deshalb können die kritischen Belastungen niedriger sein als diejenigen, die der einmaligen Belastung entsprechen. In ähnlicher Weise beeinflusst wesentlich die Geschwindigkeit der Belastung den Charakter des Ausbeulens der Schale, wie einige Experimente, bei denen es zum Wechsel der Wellenzahl kommt, beweisen.

XI. Der Zweck dieses Beitrages ist, den Überblick der gleichzeitigen Anschauungen an das Problem des Ausbeulens bei mindestens zwei geometrischen Grundformen der Schalen zu zeigen.

Die sorgfältige Verfolgung dieser Fragen gestattet die Verbesserung und Präzisierung von Blechkonstruktionen der Schalenapparate, ermöglicht die Herabsetzung derer Gewichtes und stellt den weiteren Antritt der Stähle von höheren mechanischen Werten in diesen Industriegebiet dar.



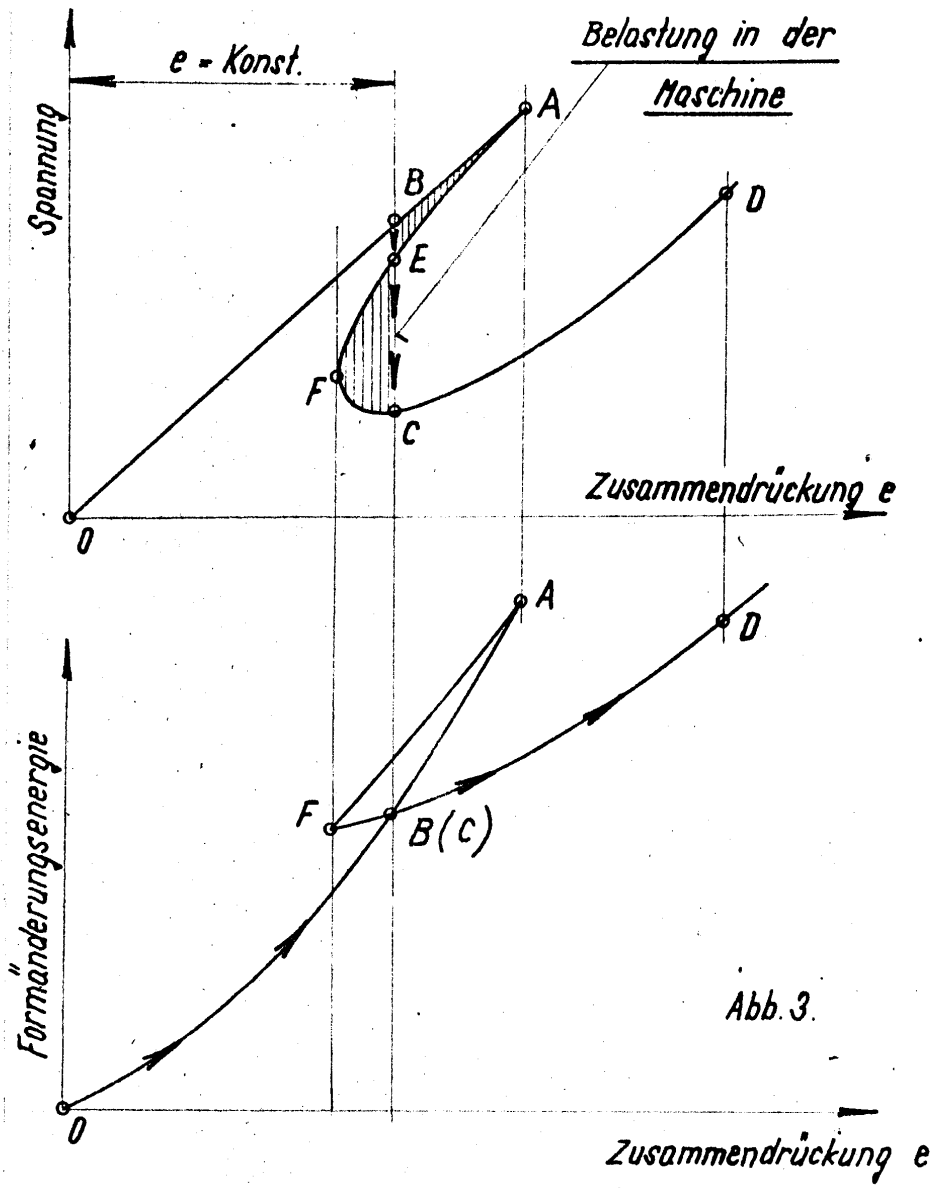


Abb. 3.

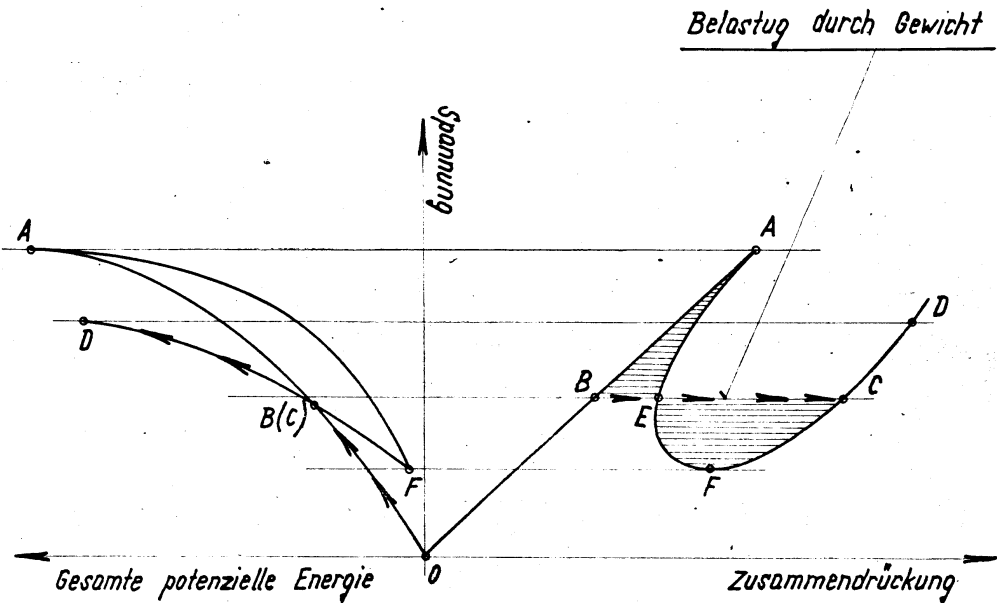


Abb. 4.

52

-11-

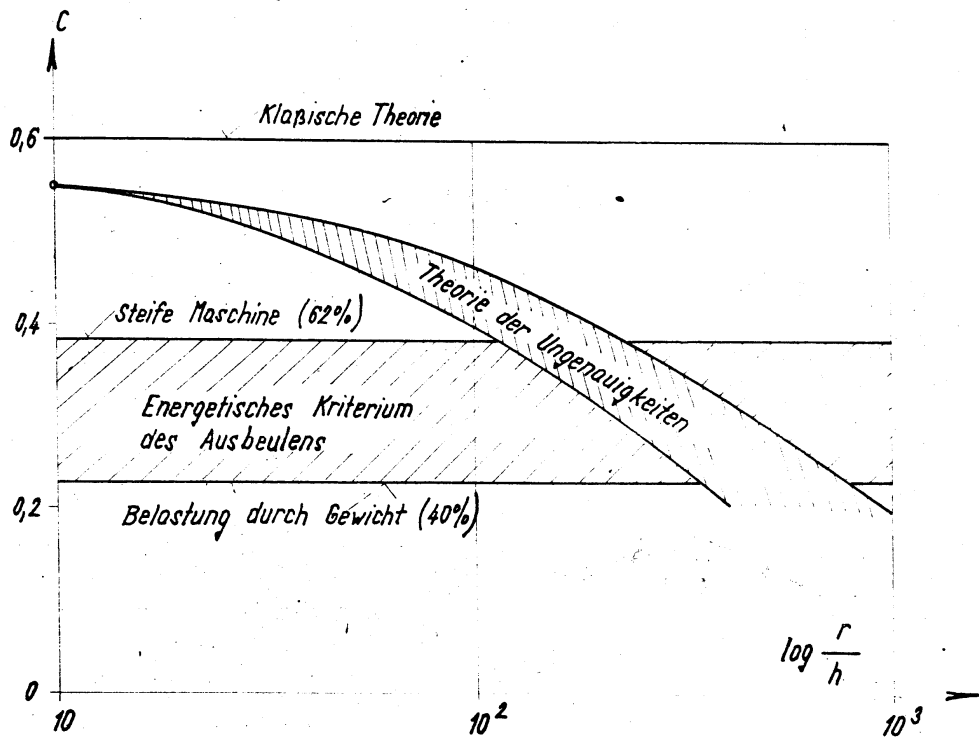


Abb. 5.

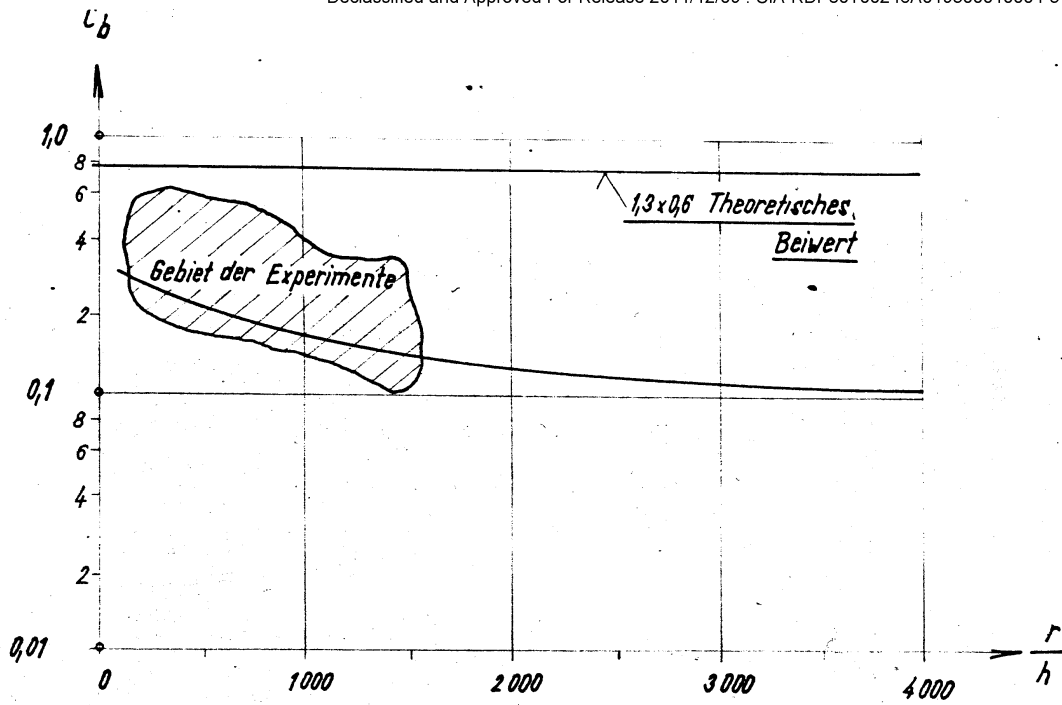


Abb. 6.

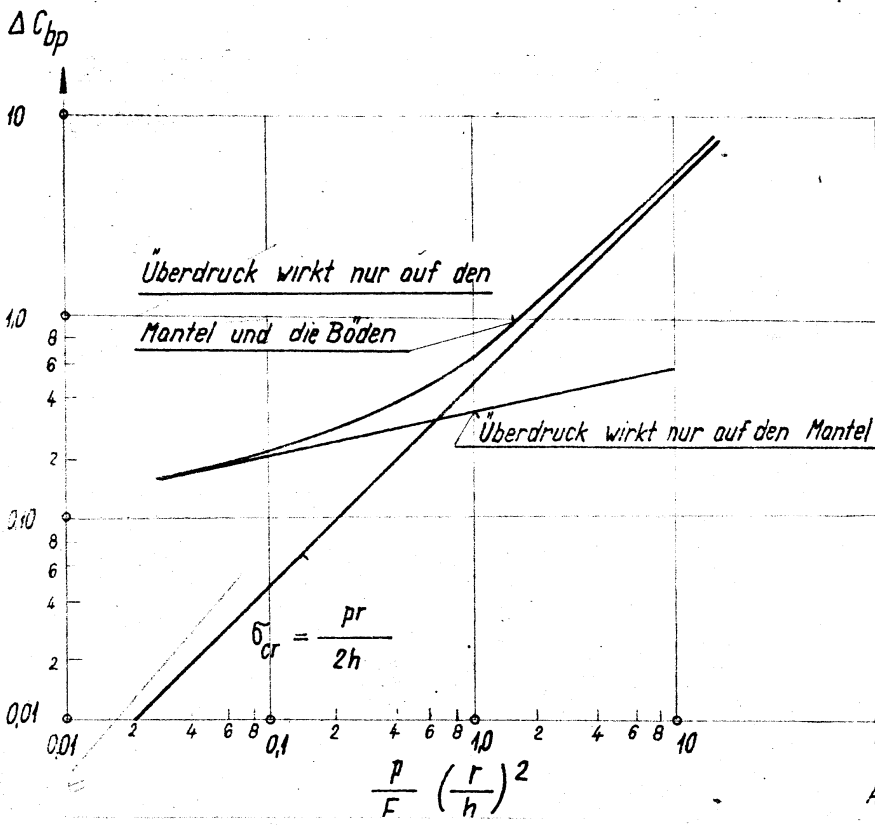
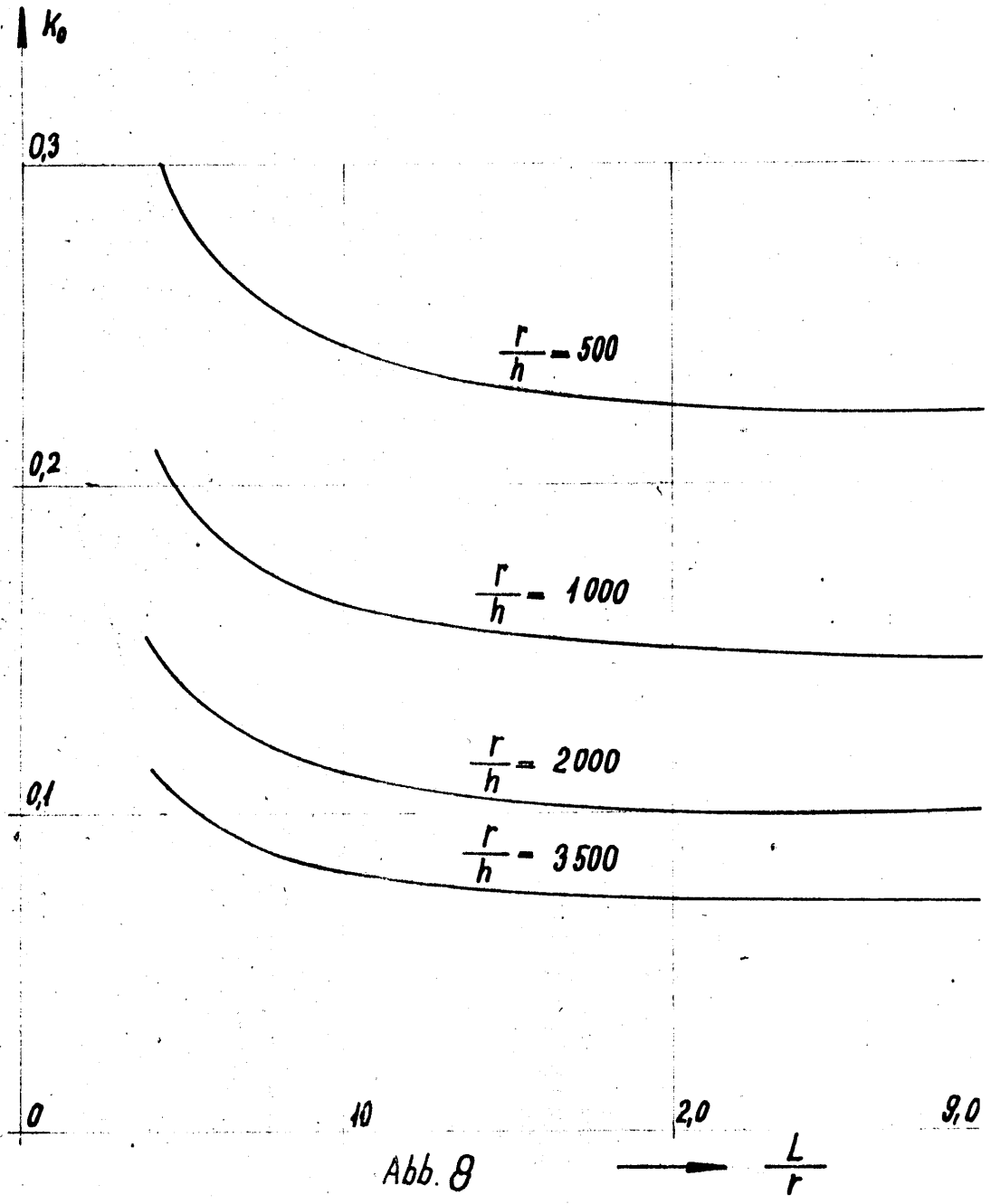


Abb. 7.



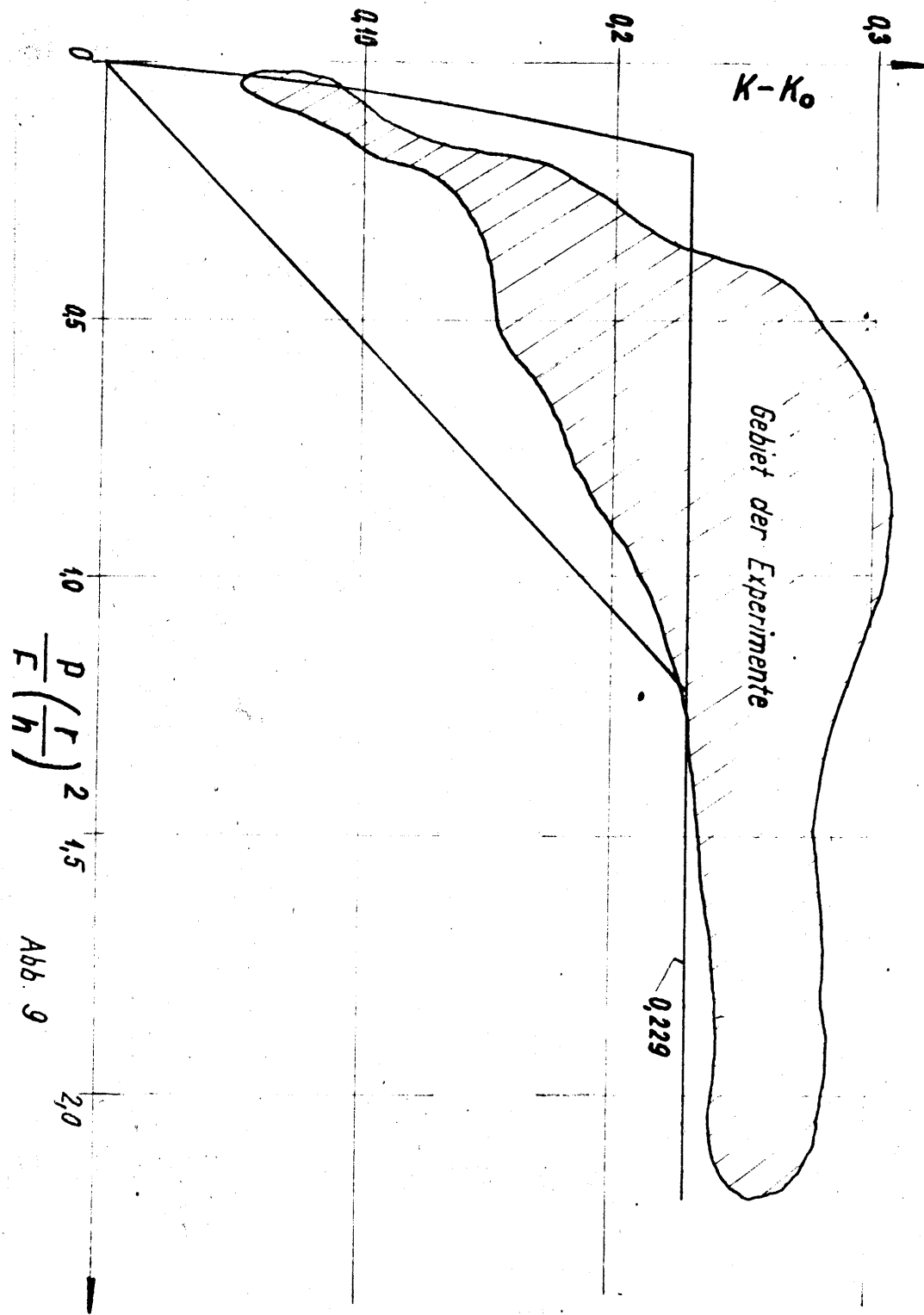
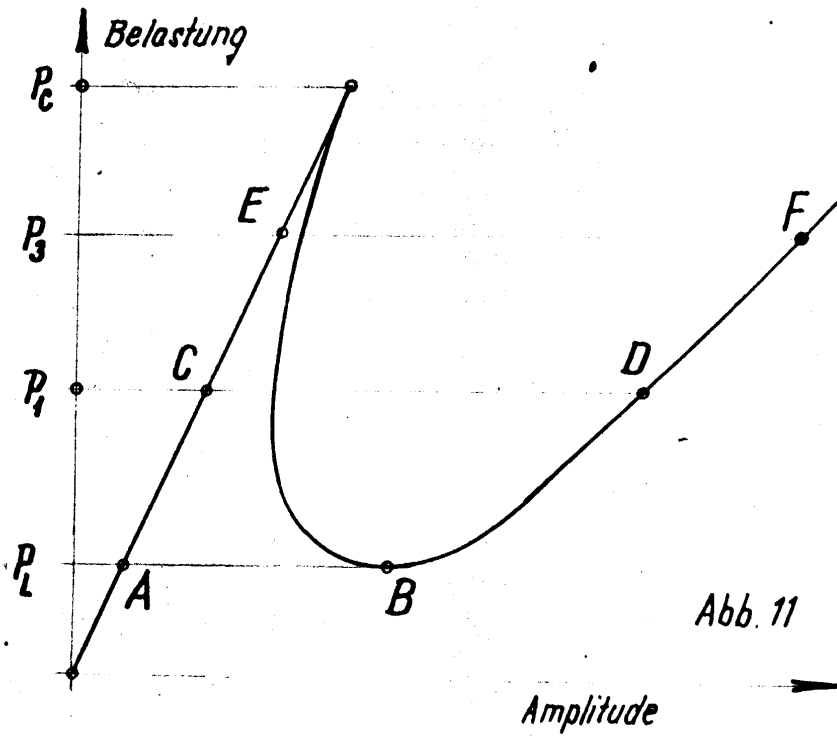
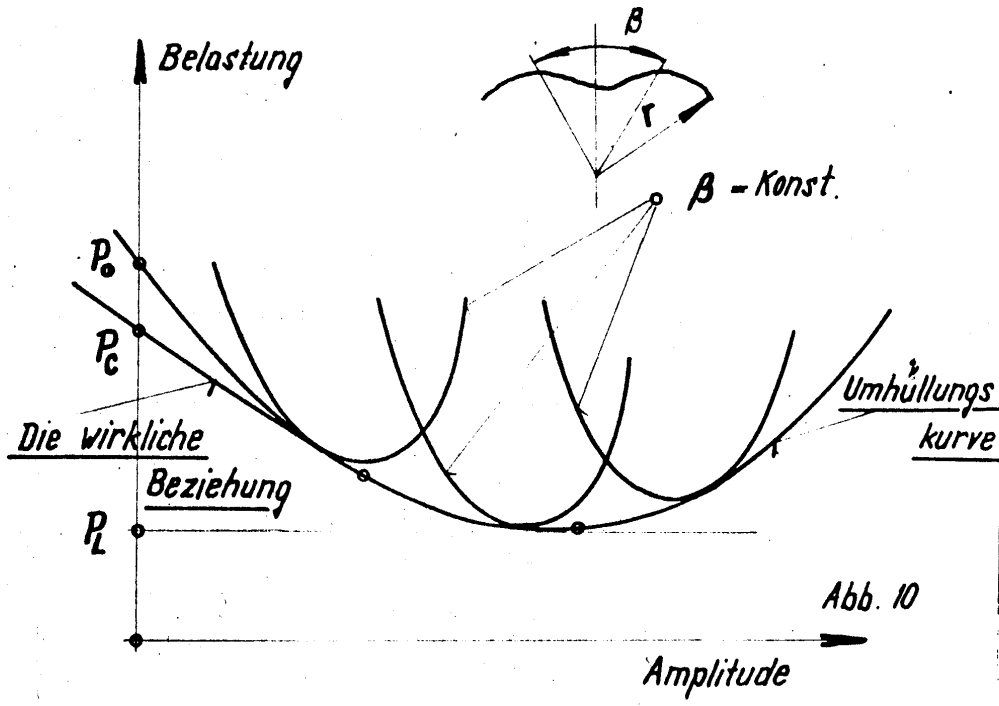


Abb. 9



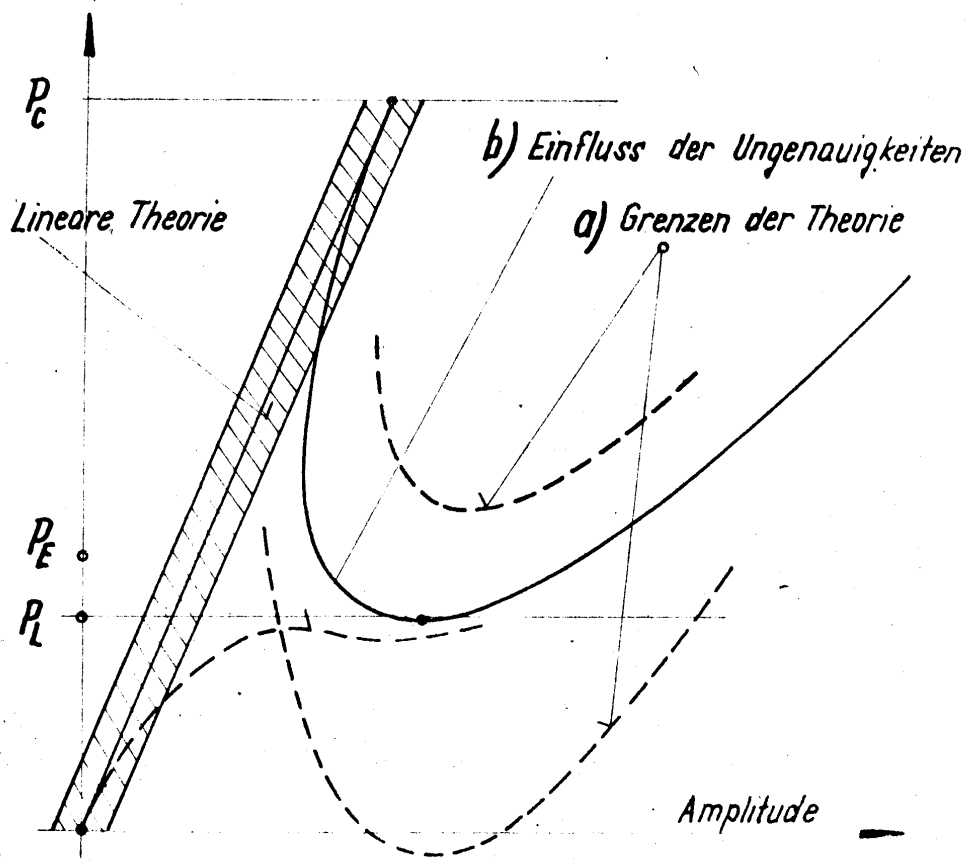
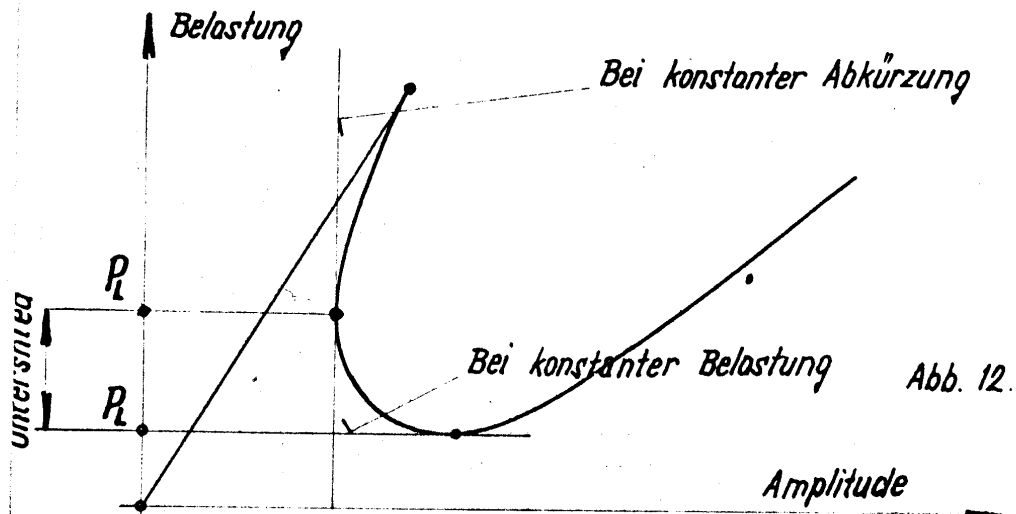


Abb. 13

Bezeichnungen:

$\epsilon_x, \epsilon_y, \epsilon_z$	- Dehnung
u, v, w	- Verschiebung in der Richtung der Achse xyz
$\sigma_x, \sigma_y, \tau_{xy}$	- Spannung
h	- Dicke der Schalenwand
L	- Länge der Zylinderschale
r	- Halbmesser der Schale
$D = \frac{Eh^3}{12(1-\nu^2)}$	Biegesteifigkeit
ϕ	- Spannungsfunktion
U, W	- Energie
λ, μ	- Beiwerte der kritischen Spannungen
E	- Modul
ν	- Poissonkonstante
N_x, N_y, N_{xy}	- Kräfte in der Mittelfläche der Schale
p	- Innerer Überdruck
z	- Annäherung der Rände

Literatur:

- 1) The Behaviour of a Cylindrical Shell under Axial Compression when the Buckling Load has been Exceeded.
D.M.A. Leggett, Ph.D., and R.P.N. Jones, B.A. Reports and Memoranda No. 2190, August 1942.
- 2) Effect of Imperfections on Buckling of Thin Cylinders and Columns under Axial Compression.
L.H. Donnell and C.C. Wan, Journal of Applied Mechanics, March 1950.
- 3) Instabilitätsprobleme im Stahlbau.
Dr. Ing. Luigi Stabilini, Der Bauingenieur 33 (1958), Heft 6.
- 4) Buckling of Thin-Walled Circular Cylinders under Axial Compression and Internal Pressure.
Y.C. Fung and E.E. Sechler, Journal of the Aeronautical Sciences, May 1957.
- 5) A Theory for the Buckling of Thin Shells.
Hsue-Shen Tsien, Journal of the Aeronautical Sciences, August 1942.
- 6) The Stability of Thin-Walled Unstiffened Circular Cylinders under Axial Compression Including the Effect of Internal Pressure.
Leonard A. Harris, Herbert S. Suor, William T. Skene and Roland J. Benjamin, Journal of the Aeronautical Sciences, August 1957.
- 7) The Bending Stability of Thin-Walled Unstiffened Circular Cylinders Including the Effects of Internal Pressure.
Herbert S. Suor, Leonard A. Harris, William T. Skene and Roland J. Benjamin, Journal of the Aeronautical Sciences, May 1958.
- 8) S.V. Aleksandrovskij, Ob ustojčivosti cilindričeskoj oboločki pri bolšich progibach, Rasčet prostranstv. konstrukcij, Strojizdat (1955).
- 9) F.S. Isanbajeva, Oprědėlenije nižnej kritičeskoj nagruzki cilindričeskoj oboločki pri vsjestoronněm sžatii, Izv. Kaz. F-1a AN SSSR 7 (1955).
- 10) A.C. Volmir, Gibkije plastinki i oboločki, Moskva 1956

FESTIGKEITSPRINZIPIEN BEI DER PROJEKTION DER CHEMISCHEN ANLAGEN

V. Houžvíc

Forschungs Institut der Königsfelder Maschinenfabrik
Brno, Tschechoslowakei

Durch die schnelle Entwicklung der chemischen Industrie werden die Ansprüche an die Herstellung der chemischen Anlagen fortwährend gesteigert, sowohl in Anbetracht der Konstruktionsabmessungen als auch des angewendeten Druckes und der Betriebstemperaturen.

Der gesamte Verbrauch der Metallwerkstoffe in unserer Industrie ist so hoch, dass er die maximale Wirtschaftlichkeit bei derer Ausnützung verlangt. Deshalb ist es zweckmässig die Aufmerksamkeit der Materialbedarfsanalyse und den Wegen die zu Materialeinsparungen führen zuzuwenden.

Es gibt eine ganze Reihe solcher Wege. An dieser Stelle will ich nicht über die gesamte Konzeption des Projektes oder über die Herstellungstechnologie sprechen, dennoch möchte ich gerne einige Möglichkeiten, die in Form der Konstruktion verborgen sind, erwähnen.

Ideale Konstruktion ist diejenige, welche die gleiche Festigkeit d.h. auch ständige Sicherheit sowohl im ganzen Bereich als auch in einzelnen Details aufweist. Die optimale Materialausnützung erweist sich im Preis der Anlage.

Als typisches Beispiel für die Beurteilung der Vorteilhaftigkeit der Konstruktion oder der Werkstoffausnützung mit Rücksicht auf die erforderliche Funktion der Anlage kann der Bau der Gefässe genannt werden.

Gefässe aller Art, Druckbehälter, stehende und liegende Behälter, Reaktoren sowie Kolonnen bilden einen wesentlichen Anteil des gesamten Maschinenbaus. Die Bestimmung des Gefässes hängt in einer bestimmten Weise, von der Lagerfähigkeit bzw. von der inneren Raumgröße ab.

Am besten können wir uns die Wirtschaftlichkeit des Druckbehälterbaus veranschaulichen. Als Hauptstandpunkt kann der Preis des Gefässes im Bezug auf die Behälterraumeinheit betrachtet werden. Wird dieser Preis als Produkt der spezifischen Kosten pro Kilogramm des bearbeiteten Werkstoffes und des Gewichtes pro Einheit des Behälterraumes angenommen, werden damit die Bedingungen für die Lösung der Aufgabe vom Festigkeitspunkt geschafft.

Um daraus Schlüsse zu ziehen, sind, selbstverständlich, zur solche Konstruktionen zu vergleichen, an welche die gleichen Sicherheits- und Lebensdaueransprüche gelegt werden und welche in gleichen Betriebsbedingungen arbeiten.

Doch der Vergleich der Vorteilhaftigkeit der Gefässe aus Materfl mit verschiedener Festigkeit, die für verschiedenen Überdruck bestimmt sind, bereitet keine Schwierigkeiten.

Drückt man das Gewicht, das für die Ausbildung des Druckraumes von verschiedenen Formen der Behälter notwendig ist aus, kann z.B. festgelegt werden, dass dieses Verhältnis für das Kugelgefäss annähernd gleich dem Ausdrucke

$$q = 1,5 \cdot \gamma \cdot k$$

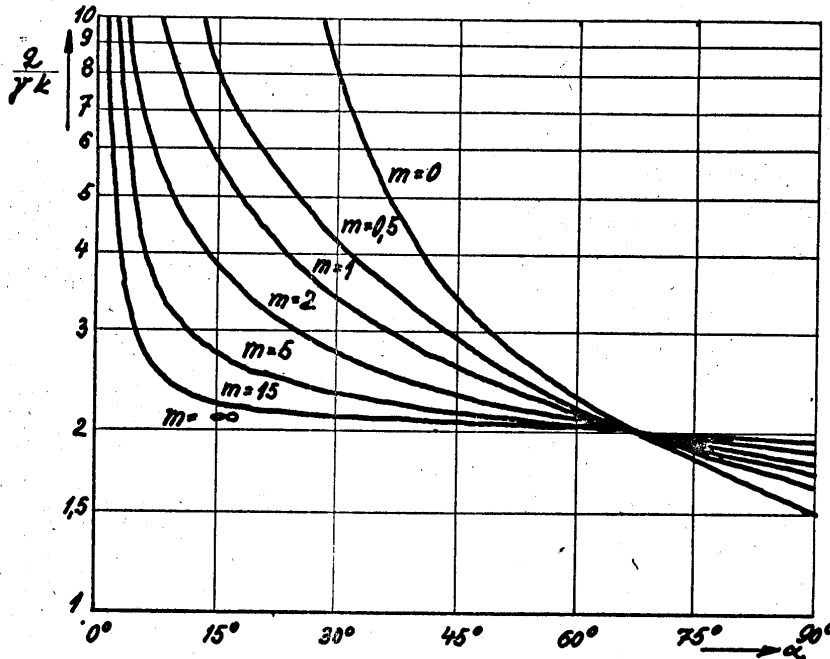
ist, in dem γ das spezifische Gewicht des Stahles und k das Quotient des Innerdrucks zur Spannung in der Schale, oder auch zur zulässigen Materialbeanspruchung bedeutet.

Für unendlich langes verbindetes Zylindergefäss ist der Wert des Koeffizientes des Materialverbrauchs:

$$q = 2 \cdot \gamma \cdot k$$

Der spezifische Materialverbrauch für das, unendlich lange Gefäss ist durch einigermaßen mehr komplizierten Ausdruck, der von der Form der angewendeten Böden Abhängig ist, gegeben. Je mehr der Boden gewölbt ist, desto geringer wird der Materialverbrauch. Soweit das Gefäss mit flachem Boden versehen ist, ist es vorteilhafter das Verhältnis der Zylinderlänge zum Durchmesser gross zu wählen. Diese Abhängigkeit ist annähernd aus folgendem Diagramm gut ersichtlich; der spezifische Materialverbrauch des Gefässes ist da als die Funktion der durch den Halbzentrwinkel gekennzeichneten Bodenwölbung angegeben, und zwar für verschiedene Werte m , die das Verhältnis der Länge

zum Durchmesser des Gefäßes bedeuten.



Aus dem Diagramm ist ersichtlich, dass ein Gefäß mit einem Halbkugelboden bei dem der Winkel $\alpha = 90^\circ$ und für das Quotient $m = 0$ den gleichen Materialverbrauch wie ein Kugelbehälter erweist. Für das Verhältnis $m = \infty$ bleibt der Materialverbrauch gleich wie bei einem unendlich langen Zylinder. Die Kurve $m = 0$ ergibt annähernd die Charakteristik des spezifischen Materialverbrauchs für verschiedene Formen der gewölbten Böden.

Ähnlich wie bei der Kugel und bei dem Zylinder kann man den spezifischen Materialverbrauch für den Raum feststellen, der durch weitere Formen der Mäntel, z.B. Kegel - bzw. Torusmantel abgegrenzt wird.

Der spezifische Materialverbrauch ist selbstverständlich von der Art und Methode der Bestimmung der Hiechdicke abhängig. Z.B. für die Kegelschale, wo die Dicke durch die höchst beanspruchte Stelle des grössten Diameters festgesetzt ist, der spezifische Verbrauch erweist den Wert

$$q = \gamma \cdot k \cdot \frac{3}{\cos^2 \alpha}$$

in dem β den Halbkegelwinkel bezeichnet. Wäre der Kegel mit abgestuften Blechdicke ausgeführt, nähert sich der Limitfall dem Wert

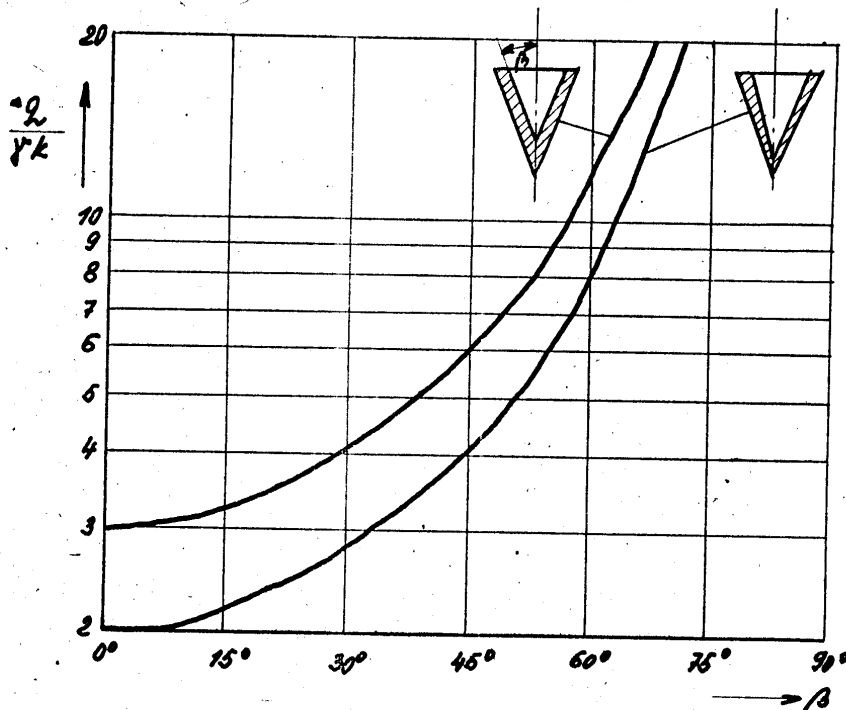
$$q = \gamma \cdot k \cdot \frac{2}{\cos^2 \beta}$$

Beide Beziehungen sind in folgender Abbildung dargestellt.

Ebenso bei dem Torus mit veränderlicher Dicke könnte man im Limitfall einen gleichen spezifischen Verbrauch wie bei dem Zylinder erreichen. Wenn der Torus aus Blech von gleicher Dicke ausgeführt ist, muss er der Stelle der maximalen Spannung gemäss dimensioniert werden und der spezifische Verbrauch wird dann durch den Ausdruck

$$q = \gamma \cdot k \cdot \frac{2\lambda - 1}{\lambda - 1}$$

angegeben, wo λ grösser als 1 ist und das Quotient der charakteristischen Halbmesser am Torus bedeutet. Diese Abhängigkeit ist an folgender Abbildung bezeichnet.



Alle diese Ausdrücke für den spezifischen Materialverbrauch sind dadurch merkwürdig, dass der Parameter, der die Grösse, z.B. den Halbmesser oder beim Kegel die Mantellinielänge, in ihnen nicht enthalten ist.

Im Grunde bedeutet es, dass die absolute Grösse des Gefässes belanglos ist. Vom diesem Standpunkt aus (soweit die Korrekturen zugebe u dgl. nicht in Betracht genommen wird) ist die Grösse der gebauten Gefässe gleichgültig. Gesamter Materialverbrauch wird, bei Lagerung der gegebenen Menge in einem grossen Gefäss, oder in mehreren kleinen Behältern gleich sein. Entscheidend ist die Form des Gefässes, die durch das Verhältnis der Länge zum Durchmesser des Zylindergefässes, durch den Öffnungswinkel des Kegels, durch den Zentrivinkel des Kugelabschnittes oder durch das Quotient der Halbmesser beim Torus gegeben ist. Den geringsten Materialverbrauch weist der Kugelbehälter aus.

Wenn wir von diesen Erwägungen, ausgehen, wäre es angebracht, die Druckbehälter ausschliesslich in der Kugelform zu bauen. Dagegen sprechen aber die Herstellungsstandpunkte wieder, da die Herstellung des Kugelmantels teurer als das Rundbiegen des Zylindermantels ist.

In einzelnen Fällen kann das Problem durch Verbindung der Kugелеlemente in eine Einheit, nach der Art der Hortonschen Polysphären, gelöst werden. Werden die Elemente von gleichen Durchmessern zusammengebunden, ist dadurch gleichzeitig auch die Frage der Pressvorrichtungen gelöst und es steht nichts in Wege die Behälter mit beliebigen Raum durch Verbindung der erforderlichen Elementenzahl herzustellen.

Unterwegen wir diese Polysphären den Gesichtspunkten des spezifischen Materialverbrauchs. Sofern die Polysphäre so gebildet ist, dass es zwischen zwei benachbarten Kugelteilen eine innere, ebene volle Zwischenwand gibt, kann man den gleichen Materialverbrauch wie bei einer Kugel erreichen. Dies ist aber dadurch bedingt, dass die ganze Konstruktion durch Wirkung des Innendruckes nur in einen Zustand der Membranspannung steht ohne Spannungspitzen in den Verbindungsstellen des Mantels mit der Zwischenwand.

Dieser Zustand ist dann zu erreichen, wenn die radiale Zwischenwanddeformation verursachte durch die Resultante der Kräfte, die von den fehlenden Teilen der Schalen nicht aufgefangen sind, der durch Innendruck entstehenden natürlichen Kugelschalendeformation in der Zwischenwandebengleicht. Für diesen Fall ist die Zwischenwanddicke durch den einfachen Ausdruck.

$$\frac{h}{p} = 2h \cdot \cos \alpha$$

gegeben, in dem h die Kugelschalendicke und α den Halbzentrwinkel des Kugelabschnittes bedeutet. Als Illustrationsbeispiel für diesen Fall können die verbundenen Seifenblasen mit gleichem Durchmesser und mit ebener Zwischenwand dienen. Es handelt sich hier eindeutig um einen Membranspannungszustand, wo die ständige Oberflächenspannung der gleichen Schalenwand und Zwischenwanddicke entspricht. Deshalb ist der Winkel in diesem Falle immer 60° .

Ist die Polysphäre statt durch volle Zwischenwände durch andere Arten von Verstärkungen - Reifen, Innen - oder Aussenkreisringscheiben und dgl. verstärkt, kann der ideale Membranspannungszustand der Schale ohne lokalen Spannungsspitzen immer erreicht werden. Natürlich ist auch da solche Steifheit der Verstärkung zu wählen, damit durch die, den fehlenden Teilen der Schalen entsprechenden Kräfte, heraufgerufene Deformation gleich der vom Innerdruck verursachten Deformation der Schale in der Verstärkungsebene wäre. Allgemein kann man die Regel aussprechen, dass je mehr das Verstärkungsmaterial in einem grösseren Abstand von der Verbindungslinie zweier benachbarten Kugelzentern konzentriert ist, desto grösser ist der spezifischer Materialverbrauch für die Polysphäre.

Interessant ist der Fall des Druckgefässes aus rostfreien Stahl für chemisch aggressives Medium. Die Polysphäre mit Aussenverstärkungen aus normalen Stahl bietet sich zur Verfügung. Im Limitfall sinkt der Verbrauch des teureren Materials bis auf die Hälfte im Vergleich mit dem gleichen Zylindergefäss.

Als Konstruktionsmaterial für Gefässe wird vor allem Blech gebraucht, das zwar gut die Kraft, die in seiner Ebene wirkt erträgt, aber für die Übertragung der Biegemomente ziemlich ungeeignet ist. Deswegen wären eckige Gefässe aus Blechmaterial zu teuer. Zur Übertragung der Biegemomente müssen diese mit anderen Konstruktionselementen versehen werden, die zur Übertragung solcher Momente geeignet sind, z.b. mit Walzprofilen.

Bei den Gefässen, deren Belastung vorwiegend hydrostatischen Charakter hat, erstrebt man wieder den membranmomentlosen Spannungszustand. Aus diesen Gründen ist für liegende Gefässe der Kreisdurchschnitt als ungeeignet anzusehen, weit günstiger ist der abgeplattete

brotlaibformige Durchschnitt. Ähnlicher Durchschnitt ist auch für vertikale Rotationsgefäße gut geeignet, bei denen der momentlose Zustand bei gegebener Einfüllung zu erreichen ist. Gegenüber den Zylindergefäßen ist diese Form günstiger, denn die Zweirichtungskrümmung bietet bessere Bedingungen für die Materialausnützung. Selbstverständlich, vom Standpunkt der Herstellungstechnologie sind diese Formen viel arbeitsintensiver und deswegen sind solche Behälter bei uns nicht gebaut worden.

Sowohl der gesamte Umriss, als auch einzelne Konstruktions-einzelteile beeinflussen ganz beträchtlich den Materialverbrauch. Ungeeignete Einführung der Reaktionen sowie eine falsche Lösung der Verbindung der Schalen verursachen manchmal überflüssig grosse Biegemomente und oft wird die Berechnung so kompliziert, dass die Benützung höherer Sicherheitsfaktoren notwendig ist. Es sind nicht selten die Fälle, wo die Dicke des gesamten Gefäßes so bestimmt wird, dass sie den Stellen der örtlichen Spannungsspitzen entspreche.

Zielbewusste Entfernung des Biegemoments beim Konstruktionsentwurf bringt manchmal neue Lösungen solcher Konstruktionen hervor, die durch ihre Tradition schon eine standard Form gewonnen haben. Als Beispiel kann der Flansch des Herrn Ing. Kruc angegeben werden, der von Herrn Ing. Bochníček erwähnt wurde.

Weiterhin möchte ich noch ein anderes Beispiel für die Ausnützung der Festigkeitsberechnungen beim Behälterprojektieren anführen.

Im Betrieb ergibt sich manchmal die Anforderung eine bestimmte Menge des Gases so zu lagern, dass der Druck bei der Entleerung unter einen bestimmten Wert nicht herabsinkt. Es steht die Frage, welcher Gasdruck im Behälter gewählt werden soll. Aus dem Vorratsbehälter kann nur eine bestimmte effektive Gasmenge entnommen werden, die durch das Produkt des Volumens und der Differenz des maximalen und minimalen Druckes gegeben ist, während eine bestimmte tote Gasmenge mit minimalen Druck, die nicht mehr zu ausschöpfen ist, stetig im Vorratsbehälter verbleibt.

Von Interesse ist deshalb der Materialverbrauch, der nur auf die effektive Gasmenge bezogen ist. Durch die Applikation der Membrantheorie erhält man für diesen spezifischen Verbrauch

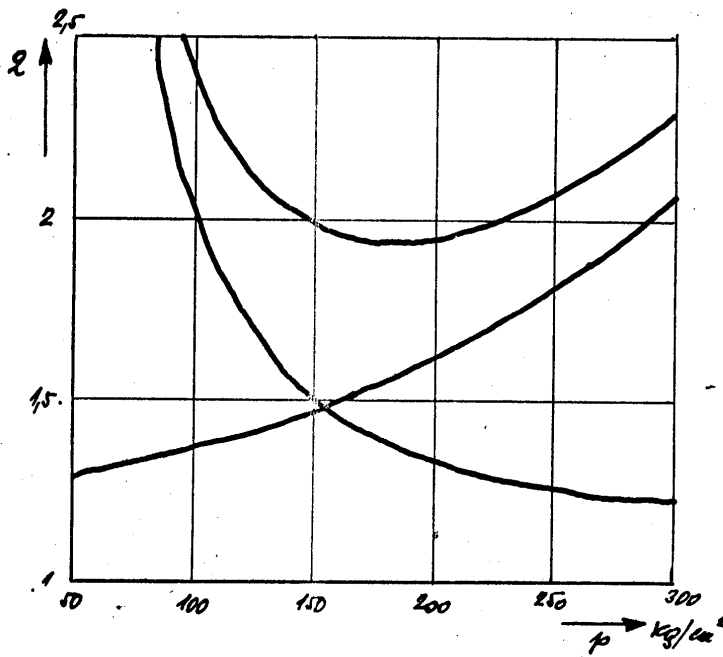
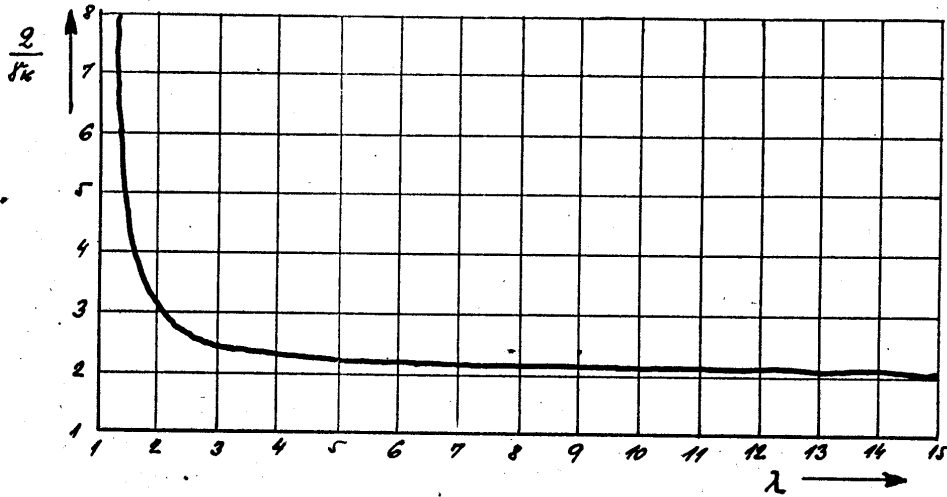
s.B. für eine Kugel, den folgenden Ausdruck:

$$q = 1,5 \cdot \gamma \cdot k \cdot \frac{1}{4p}$$

wobei "k" wieder das Quotient des maximalen Betriebsdruckes im Behälter zur zulässigen Spannung in der Wand bedeutet. Aus dem erwähnten Ausdruck erfolgt, dass das Gefäss um so vorteilhafter ist je höherer Betriebsdruck angewendet wird. Dagegen aber mit dem wachsenden Druck wachsen auch die Kosten auf die Verdichtung und die Investitionsaufwendung für die Verdichtungsanlage. In der nächsten Abbildung ist der Verlauf des spezifischen Materialverbrauch für einen kugelförmigen Behälter mit minimalen Auslassdruck 50 atü dargestellt.

Werden die Werte des spezifischen Verbrauchs mit erforderlicher effektiven Gasmenge und mit spezifischen Preis pro Kilogramm des bearbeiteten Materials multipliziert, erhalten wir die Beschaffungskosten des Behälters direkt als Funktion des maximalen Druckes. An derselben Abbildung sind die Gesamtkosten an die Verdichtung in gegebener Benützungperiode aufgezeichnet. Durch Addieren der beiden Kurven erhält man die Resultante, deren Minimum den günstigsten maximalen Druck feststellt. Offensichtlich ist die Wahl der Druckgrösse nicht die Frage der Zufälligkeit oder der Tradition, sondern der festigkeitsökonomischen Analyse.

In meinem Beitrag wollte ich an einige Möglichkeiten, die in der Verbindung der Festigkeitsgrundsätze mit den ökonomischen Hinsichten liegen, aufmerksam machen und ich bin überzeugt, dass die Berücksichtigung dieser Prinzipien in der Projektions- und Entwurfsetape der Aufträge noch welche Materialeinsparungen beibringen kann.



BEITRAG ZUR AUSWERTUNG TENSOMETRISCHER MESSUNGEN

Ing. Milan Čepický

VÚ KSB

Praha, Tschechoslowakei

Bei tensometrischen Spannungsmessungen auf der Körperoberfläche begegnet man einigen Fragen, die mit der Auswertung von Rosettenmessungen zusammenhängen. Weiter kommt bei Benutzung elektrischer Dehnungsmesstreifen die Frage der wirklichen Beziehungen zwischen Deformationen und Spannungen vor. Im vorliegenden Referat werden Hilfsmittel entworfen, die die nötigen Berechnungen erleichtern sollen.

I. Nomogramme für Rosettenmessungen

Zuerst wird die Konstruktion von Nomogrammen beschrieben, die die mühevollere Berechnung von Hauptdehnungen aus gemessenen Dehnungen in drei Richtungen /Formänderungsrosetten/ beschleunigen. Dabei wurde der gewöhnliche Weg verlassen, der verschiedene graphische Hilfskonstruktionen erfordert; diese wurden durch einfache Rechenoperationen ersetzt. Auf direkte Bestimmung von Hauptspannungen wurde verzichtet, um die Querempfindlichkeitskorrektur zu erleichtern. Mit Hilfe des Nomograms werden die Hauptdehnungen und ihre Richtungen bestimmt.

1. Rechtwinklige Rosette

Die drei gemessenen Dehnungen beneunen wir wegen der Uebersichtlichkeit a , b , c . Der zugehörige Mohrsche Kreis ist im Bild 1 gezeichnet. Für die Hauptdehnungen gilt die Beziehung wo l die Mittelpunktabzisse und r der Halbmesser des Mohrschen Kreises ist, und für den Winkel φ zwischen der Richtung der grösseren Hauptdehnung und der Richtung a

$$\operatorname{tg} 2\varphi = \frac{2c-a-b}{a-b} \quad \dots (2)$$

Vorausgesetzt, dass $c \neq 0$, ist es möglich folgende Verhältnisse einzuführen:

$$\frac{a}{c} = \alpha; \quad \frac{b}{c} = \beta; \quad \frac{r}{c} = \rho; \quad \frac{l}{c} = \lambda.$$

Dann ergibt sich aus (1)

$$\frac{\varepsilon_{1,2}}{c} = \frac{\alpha + \beta}{2} \pm \sqrt{\frac{1}{2}[(\alpha - 1)^2 + (\beta - 1)^2]} = \lambda \pm \rho \quad \dots (1a)$$

Der Ausdruck für λ bedeutet in orthogonalen Koordinaten α, β ein System paralleler Geraden mit der Richtungskonstante -1 und für ρ ein System konzentrischer Kreislinien mit dem Mittelpunkt $(1, 1)$ / Bild 2/a. Für jede drei gemessenen Werte a, b, c kann man die Verhältnisse α, β berechnen; die im Nomogramm einen Punkt bestimmen; zu diesem Punkt gehört eine der Geraden $/\lambda/$ und eine der Kreislinien $/\rho/$; die Hauptdehnungen werden dann einfach berechnet:

$$\varepsilon_{1,2} = c(\lambda \pm \rho) \quad \dots (3)$$

Aus der Gleichung (2) folgt

$$\alpha = \beta \frac{\operatorname{tg} 2\varphi - 1}{\operatorname{tg} 2\varphi + 1} + \frac{2}{\operatorname{tg} 2\varphi + 1} \quad \dots (2a)$$

Diese Gleichung bedeutet für verschiedene Werte φ Geraden, die sich im Punkte $(1, 1)$ schneiden. Diese Linien bestimmen den zu den berechneten Werten α, β gehörenden Winkel φ zwischen der Richtung a und der grösseren /bei negativem c kleineren/ Hauptdehnung, und zwar eindeutig. Den Winkel misst man im Sinne von a über c zu b .

Mit Hilfe der Linien für λ kann man auch den zu den a, b Richtungen zugehörigen Schubwinkel $\gamma_x =$ direkt bestimmen. Es lässt sich einfach beweisen, dass

$$\left| \frac{\gamma_x}{c} \right| = \alpha + \beta - 2 = 2\lambda - 2$$

2. Gleichwinklige Rosette

Bei dieser, auch Delta-Rosette genannten Rosette, gilt für die Hauptdehnungen folgende Beziehung:

$$\epsilon_{1,2} = \frac{a+b+c}{3} \pm \sqrt{\frac{2}{9} [(a-b)^2 + (b-c)^2 + (c-a)^2]} = \lambda \pm r \quad \dots (4)$$

und für ihre Richtungen / Winkel φ zwischen a und ϵ_{max} /

$$\operatorname{tg} 2\varphi = \sqrt{3} \frac{c-b}{2a-b-c} \quad \dots (5)$$

/Bild 3 / . Führt man wieder die obengenannten Verhältnisse ein, so bekommt man

$$\frac{\epsilon_{1,2}}{c} = \frac{\alpha + \beta + 1}{3} \pm \sqrt{\frac{4}{9} (\alpha^2 + \beta^2 - \alpha\beta - \alpha - \beta + 1)} = \alpha \pm \beta \quad \dots (4a)$$

Für λ ergibt sich wieder ein System paralleler Geraden mit der Richtungskonstante -1 . Der Ausdruck für ρ stellt hier jedoch ein System von Ellipsen mit der Mitte $(1,1)$ dar. Diese Ellipsen kann man in Kreislinien transformieren, in dem man ein schiefwinkliges Koordinatensystem $/120^\circ /$ einführt, siehe B. 4.

Aus der Gleichung (5) folgt

$$\frac{\beta}{\sqrt{3} + \operatorname{tg} 2\varphi} + \frac{\alpha}{\sqrt{3} - \operatorname{tg} 2\varphi} = 1 \quad \dots (5a)$$

Diese Gleichung stellt ein ähnliches System wie (2a) dar ; damit wird der Winkel φ zwischen a und ϵ_{max} / bei negativem c ϵ_{min} / eindeutig bestimmt.

Die Hauptdehnungen werden auch hier mittels der Gl. (3) berechnet.

Es ist offensichtlich, dass beide Nomogramme für die rechtwinklige und gleichwinklige Rosette Die Vorteile und Nachteile beider Rosettentypen sind bekannt / 1 / . Was die Auswertung betrifft,

ist die gleichwinklige Rosette vorteilhaft, denn wir können die Bezeichnung der Richtungen nachträglich so wählen, damit der Skalenumfang für die Verhältnisse α, β genügt.

Bei der rechtwinkligen Rosette, wo diese Möglichkeit nicht besteht, kann man in den Fällen, wenn der Skalenumfang nicht genügt, den Mittelpunkt des Mohrschen Kreises verschieben, indem man zu den gemessenen Dehnungen a, b, c eine beliebige Konstante h zuzählt; dann rechnet man mit neuen Verhältnissen

$$\alpha^* = \frac{a+h}{c+h}; \quad \beta^* = \frac{b+h}{c+h}$$

Im Nomogramm lesen wir die Werte

$$\lambda^* = \frac{l+h}{c+h}; \quad \rho^* = \frac{r}{c+h}$$

ab und die Hauptdehnungen sind

$$\varepsilon_{1,2} = (c+h) (\lambda^* \pm \rho^*) - h$$

Der Winkel wird durch diese Verschiebung nicht beeinflusst.

3. Linien gleicher Spannungszustände

Für die Konstruktion der Linien gleicher Spannungszustände werden mit Vorteil gedrehte Koordinatenachsen x, y benutzt, die für beide Rosetten den Winkel der Achsen α, β halbieren /Bild 2, 4/. Die Art des Spannungszustandes ist durch das Verhältnis ρ/λ bestimmt. Da die Linien für ρ und λ in bei den Nomogrammen dieselbe gegenseitige Lage haben, gelten zuzändige Gleichungen für beide Fälle. Für die Koordinaten x, y gelten folgende Beziehungen:

$$x = \lambda; \quad (x-1)^2 + y^2 = \rho^2 \quad \dots (6)$$

In den Nomogrammen werden nur Linien für wichtigste Spannungszustände eingezeichnet:

Für reinen Schub hat der Mohrsche Kreis den Mittelpunkt im Koordinatenmittelpunkt; die Gleichung der zuzändigen Linie ist

$$x = 0$$

Bei reinem Zug, wo das Verhältnis der Hauptdehnungen $-\frac{1}{\mu}$ ist, setzen wir die Ausdrücke (6) in die Beziehung

$$\frac{\rho}{\lambda} = \frac{1+\mu}{1-\mu}$$

Daraus folgt die Gleichung einer Hyperbel mit der Hauptachse in der Achse λ ; es ist die Linie für reinen Zug.

In ähnlicher Weise bekommen wir für die Linie des Spannungszustandes im zylindrischen Behälter die Gleichung einer Ellipse, deren Hauptachse in die Achse λ fällt.

In den Nomogrammen /Bild 5 u. 6 / wurden diese Linien bezeichnet:

- / 1 / für reinen Schub,
- / 2 / für reinen Zug,
- / 3 / für den zylindrischen Behälter.

II. Die Querempfindlichkeit der Dehnungsmessstreifen

Bei der Dehnungsmessung mittels der Widerstandsänderung eines mit dem Körper verbundenen Drahtes ist die gemessene Widerstandsänderung nur dann der gesuchten Dehnung proportional, d. h. es gilt die Gleichung wenn es sich um einen einfachen geraden Stromleiter handelt, der in der Richtung der gesuchten Dehnung orientiert ist. Die handelsüblichen Dehnungsmessstreifen bestehen gewöhnlich aus mehreren Leitern, die hintereinander geschaltet sind. Die Querverbindungen verursachen, dass die Widerstandsänderung eine Funktion nicht nur der Dehnung in der gemessenen Richtung ist, sondern auch in der Querrichtung. Diese Tatsache kann die Messungen verzeichnen.

$$*) \frac{\Delta R}{R} = K \frac{\Delta l}{l} = K \epsilon_x \quad \dots (7)$$

Die Querempfindlichkeit ist verschieden je nach der Art und Grösse der Messstreifen. Am grössten ist sie bei der üblichsten Ausführung mit schleifenförmig geführtem Draht und bei kleinen Abmessungen des Messstreifens. Günstiger sind gewickelte Messstreifen / Flachspulform /, welche keine Querverbindungen haben und die Leiter verlaufen schräg, oder Typen mit verstärkten Querbrücken / z. B. Huggenberger /.

Die Querempfindlichkeit lässt sich einfach berechnen ; die Literaturangaben über die Zuverlässigkeit solcher Berechnungen unterscheiden sich jedoch grundsätzlich und es ist deshalb ratsam die Querempfindlichkeit versuchsweise zu bestimmen / 1, 2 / : Der tschechoslowakische Erzeuger von Dehnungsmessstreifen, Mikro-techna, gibt die Querempfindlichkeit seiner Erzeugnisse bisher nicht an.

Die Empfindlichkeit K , die als maßgebende Konstante zur Auswertung von Messungen dient, /Gl. (7) /, bedeutet eigentlich die Längsempfindlichkeit K_0 . Bei gewöhnlicher Empfindlichkeitsfeststellung mittels eines gebogenen Balkens /ohne Berücksichtigung der Querempfindlichkeit/ ist dieser Wert K_0 mit einem Fehler belastet, der in ungünstigen Fällen nicht vernachlässigt werden darf, was später gezeigt wird.

1. Messung in zwei Richtungen

Bei der Untersuchung des Querempfindlichkeitseinflusses bezeichnen wir

a, b wirkliche Dehnungen $\frac{\Delta l}{l}$ in zueinander senkrechten Richtungen;

a', b' gemessene /fiktive/ Dehnungen $\frac{\Delta R}{R}$ in denselben Richtungen;

K_0, K_n die Längs- bzw. Querempfindlichkeit des Messstreifens;

$\kappa = K_n / K_0$ das Empfindlichkeitsverhältnis.

Für fiktive Dehnungen a', b' gelten die Beziehungen

$$a' = a + \kappa b$$

$$b' = b + \kappa a$$

.. (8)

Für wirkliche Dehnungen ergibt sich daraus

$$a = \frac{1}{1 - \kappa^2} (a' - \kappa b')$$

.. (8a)

Durch Einsetzen in die Beziehungen für die Berechnung von Spannungen aus wirklichen Dehnungen

$$\sigma_x = \frac{E}{1 - \mu^2} (a + \mu b)$$

.. (9)

bekommen wir Ausdrücke zur Berechnung von Spannungen aus fiktiven Dehnungen

$$\sigma_x = \frac{E}{(1 - \mu^2)(1 - \kappa^2)} [(1 - \mu\kappa)a' + (\mu - \kappa)b']$$

.. (9)

Um eine klare Vorstellung von der Auswirkung der Querempfindlichkeit zu gewinnen, stellen wir den Verlauf des Verhältnisses der wirklichen σ_x /Gl. (9a) / und der fiktiven Spannung σ_x' /Gl. (9) / mit eingesetzten fiktiven Dehnungen / fest, d.h.

$$\xi = \frac{\sigma_x}{\sigma_x'} = \frac{1}{1-\alpha^2} \cdot \frac{(1-\alpha\alpha') + (\alpha-\alpha')\frac{b'}{a'}}{1+\alpha\frac{b'}{a'}};$$

ξ ist im Bild 7 in Abhängigkeit vom Verhältnis fiktiver Dehnung $\frac{b'}{a'}$ eingezeichnet.

Aus dem Bild 7 ist ersichtlich, dass der Fehler $\xi - 1$ verhältnismässig klein ist, soweit man die grössere Spannung berechnet /absolute Werte/, höchstens erreicht er annähernd α wenn fiktive Dehnungen gleich sind /absolute Werte/. Bei reinem Zug ist der Fehler gleich Null. Eine andere Situation entsteht beim Berechnen der kleineren Spannung. Hier wächst der Fehler schnell bei negativem Verhältnis $\frac{b'}{a'}$ und bei $\frac{b'}{a'} = -\frac{1}{\alpha}$ ist er unendlich gross. Unter diesen Umständen kann die Vernachlässigung der Querempfindlichkeit beträchtliche Fehler verursachen /auch Vorzeichenverwechslungen/, was zu falschen Vorstellungen vom Spannungsverlauf führen kann.

2. Auswertungstabellen

Die Berechnungen der Spannung aus Dehnungen /Gl. (9) oder (9a) / werden bei einer grossen Anzahl von Messungen lästig. Die Prozedur wird mit Benutzung der "Auswertungstafel" wesentlich vereinfacht. Das genannte Hilfsmittel enthält tabellarisch zusammengesetzte berechnete Spannungen in zwei zueinander senkrechten Richtungen aus zuständigen Dehnungen. Das Anwendungsschema ist im Bild 8. Da es sich um eine lineare Abhängigkeit handelt, kann man einfach mit beliebiger Genauigkeit interpolieren, indem man für einzelne entsprechende Stellen beider Deformationen zugehörige Spannungen aussucht und zusammenzählt. Die Korrektur des Einflusses der Querempfindlichkeit ist in diesem Verfahren ohne jede Komplikation enthalten, wenn man die zugehörige Auswertungstafel für angewandte Messtreifen benutzt.

Die Tabellen I - III sind Auswertungstabellen für Stahl / $E = 2,1 \cdot 10^6 \text{ kg/cm}^2$, $\mu = 0,30$ / und für Dehnungsmesser ohne

Querempfindlichkeit / $\kappa = 0$, Tafel I / , weiter für Messtreifen Mikrotechna M 120 /Basis 9 mm, $\kappa = 5,5 \%$, Tafel II/ und für Messtreifen Mikrotechna SM 120 /Basis 3 mm, $\kappa = 8 \%$, Tafel III/. Bei den genannten Messtreifentypen wurde die Querempfindlichkeit auf zwei verschiedene Weisen gemessen, und zwar mittels einer zylindrisch gebogener Platte und mittels eines Balkens. Aus beiden Messungen folgten die angeführten Werte der Querempfindlichkeit; gleichzeitig wurde die Poissonsche Zahl für das benutzte Material festgestellt / $\mu = 0,30$ /.

3. Rosettenmessung

Bei der rechtwinkligen Rosette gilt ausser der Gl. (8a) zur Berechnung der wirklichen zueinander senkrechten Dehnungen a , b aus fiktiven a' , b' noch folgende Beziehung für c :

$$c = \frac{1}{1 - \kappa^2} [(1 + \kappa) c' - \kappa (a' + b')] \quad \dots (8b)$$

was man einfach beweisen kann / 2 /. Setzen wir (8a, b) in (1) und (2) ein, so bekommen wir für die Hauptdehnungen den Ausdruck

$$\epsilon_{1,2} = \frac{1}{1 - \kappa^2} \left\{ (1 - \kappa) \frac{a' + b'}{2} \pm (1 + \kappa) \sqrt{\frac{1}{2} [(a' - c')^2 + (b' - c')^2]} \right\} \quad \dots (10)$$

und für die Hauptrichtungen

$$\tan 2\varphi = \frac{2c' - a' - b'}{a' - b'} \quad \dots (11)$$

Aus dem Ausdruck (11) folgt, dass die Querempfindlichkeit keinen Einfluss auf die Bestimmung der Hauptrichtungen hat.

Wenn wir in der Beziehung (10)

$$\frac{a' + b'}{2} = l'; \quad \sqrt{\frac{1}{2} [(a' - c')^2 + (b' - c')^2]} = r'$$

bezeichnen, was die Mittelpunktkoordinate und den Halbmesser des Mohrschen Kreises für f i k t i v e Dehnungen bedeutet, können wir die Beziehung (10) folgendermassen schreiben:

$$\epsilon_{1,2} = \frac{1}{1 - \kappa^2} [(1 - \kappa) l' \pm (1 + \kappa) r'] \quad \dots (10a)$$

Führen wir "fiktive Hauptdehnungen"

$$\epsilon'_{1,2} = l' \pm r' \quad \dots (10b)$$

ein, bekommen wir endlich für wirkliche Hauptdehnungen

$$\begin{aligned}\epsilon_1 &= \frac{1}{1-\kappa^2} (\epsilon_1' - \kappa \epsilon_2') \\ \epsilon_2 &= \frac{1}{1-\kappa^2} (\epsilon_2' - \kappa \epsilon_1')\end{aligned}\quad \dots (10c)$$

Die Ausdrücke (10 c) sind mit dem Ausdruck (8a) identisch. Daraus folgt, dass zwischen den wirklichen und fiktiven Hauptdehnungen dieselben Beziehungen gelten, wie zwischen den wirklichen / a, b / und fiktiven / a', b' / Dehnungen / Gl. (8) und (8a) /.

Bei der Messung mit der gleichwinkligen Rosette gilt für wirkliche Dehnungen folgende Beziehung / 2 / :

$$a = \frac{1}{1-\kappa^2} \left[\left(1 + \frac{\kappa}{3}\right) a' - \frac{2}{3} \kappa (b' + c') \right] \quad \dots (12)$$

Setzen wir (12) in die Gleichungen (4) und (5) ein, so bekommen wir für die Hauptdehnungen den Ausdruck

$$\epsilon_{1,2} = \frac{1}{1-\kappa^2} \left\{ (1-\kappa) \frac{a'+b'+c'}{3} \pm (1+\kappa) \sqrt{\frac{2}{9} [(a'-b')^2 + (b'-c')^2 + (c'-a')^2]} \right\} \quad \dots (13)$$

und für die Hauptrichtungen

$$\operatorname{tg} 2\varphi = \sqrt{3} \frac{c'-b'}{2a'-b'-c'} \quad \dots (14)$$

Durch ähnliche Betrachtungen wie bei der rechtwinkligen Rosette kommen wir zum Beschluss, dass die Messungen mit beiden Rosettentypen in gleicher Weise behandelt werden können.

4. Eichung von Dehnungsmessstreifen

Wie schon erwähnt, soll die Beziehung (7) eigentlich die Längsempfindlichkeit K_0 enthalten. Bei der üblichen Eichung mittels eines gebogenen Balkens misst man jedoch die scheinbare Längsempfindlichkeit K_0' , die von der wirklichen ein wenig abweicht. In die rechte Seite der Gl. (7) muss man statt $\frac{\Delta l}{l}$ die fiktive Dehnung $a' = a + \kappa b$ einsetzen, was bei reinem Zug zu folgender Gleichung führt:

$$\frac{\Delta R}{R} = K_0 a (1 - \kappa \mu) = K_0' a \quad \dots (15)$$

Der wirkliche Faktor der Längsempfindlichkeit ist deshalb

$$K_o = \frac{K_o'}{1 - \mu \nu} \quad \dots (15a)$$

Soweit die Querempfindlichkeit etwa 4 % nicht übersteigt, kann der Unterschied zwischen K_o und K_o' bei gewöhnlichen Ansprüchen auf absolute Genauigkeit vernachlässigt werden. Bei ausserordentlich kleinen Dehnungsmesstreifen, wo das Verhältnis μ auch 8 % erreichen kann, ist der Unterschied schon rund 2,5 %, was eine Stufe bei der Empfindlichkeitseinstellung der Messbrücke bedeutet ; dann soll der Einfluss der Querempfindlichkeit auf die Eichung schon berücksichtigt werden.

III. Zusammenfassung

Aus gezeigten Abhängigkeiten kann man folgende Richtlinien für die Auswertung tensometrischer Messungen ableiten:

1. Beim Berechnen von Hauptspannungen soll grundsätzlich die Querempfindlichkeit der Dehnungsmesstreifen berücksichtigt werden, denn unter gewissen Umständen führt die Berechnung ohne Korrektur zu unverlässlichen Ergebnissen für die kleinere Hauptspannung.
2. Wegen der Vereinheitlichung des Verfahrens bei Messungen in zwei und drei Richtungen ist es zweckmässig, aus Rosettenangaben im ersten Schritt die Hauptdehnungen /wirkliche oder fiktive / zu berechnen; dazu die entworfenen Nomogramme.
3. Die Spannungen können sowohl aus gemessenen /wirklichen oder fiktiven/ Dehnungen, als auch aus berechneten /wirklichen oder fiktiven/ Hauptdehnungen mit Hilfe der Auswertungstafeln, die eventuell die nötige Korrektur enthalten, mühelos bestimmt werden.
4. Die Bestimmung von Hauptrichtungen wird durch die Querempfindlichkeit nicht beeinflusst.
5. Die Eichung von Dehnungsmesstreifen, besonders wenn sie kleine Abmessungen haben und daher eine höhere Querempfindlichkeit zu erwarten ist, soll mit Berücksichtigung der Querempfindlichkeit erfolgen.

Die entworfenen Hilfsmittel, das heisst Nomogramme für Rosettenmessungen und korrigierte Auswertungstafeln, ermöglichen es, die Quempfindlichkeit der Dehnungsmesstreifen ohne jeden zusätzlichen Zeitaufwand zu respektieren.

L i t e r a t u r

- / 1 / Hetényi, Handbook of Experimental Stress Analysis
- / 2 / Růžha, Elektrické odporové tensometry /Elektrische Dehnungsmesstreifen/, ČSAV Praha 1958

Tafel I : Auswertungstafel für - 0

	0	100	200	300	400	500	600	700	800	900	1000	%
1000	2310	2379	2449	2518	2587	2656	2726	2795	2864	2934	3003	
900	693	924	1155	1386	1617	1848	2079	2310	2541	2772	3003	
800	2079	2148	2218	2287	2356	2425	2495	2564	2633	2703	2772	
	624	855	1086	1317	1548	1779	2010	2241	2472	2703	2934	
700	1848	1917	1987	2056	2125	2194	2064	2333	2402	2472	2541	
	554	785	1016	1247	1478	1709	1940	2171	2402	2633	2864	
	1617	1686	1756	1825	1894	1963	2033	2102	2171	2241	2310	
600	485	716	947	1178	1409	1640	1871	2102	2333	2564	2795	
	1386	1455	1525	1594	1663	1732	1802	1871	1940	2010	2079	
500	416	647	878	1109	1340	1571	1802	2033	2264	2495	2726	
	1155	1224	1294	1363	1432	1501	1571	1640	1709	1779	1848	
	346	577	808	1039	1270	1501	1732	1963	2194	2425	2656	
400	924	993	1063	1132	1201	1270	1340	1409	1478	1548	1617	
	277	508	739	970	1201	1432	1663	1894	2125	2356	2587	
300	693	762	832	901	970	1039	1109	1178	1247	1317	1386	
	208	439	670	901	1132	1363	1594	1825	2056	2287	2518	
200	462	531	601	670	739	808	878	947	1016	1086	1155	
	139	370	601	832	1063	1294	1525	1756	1989	2218	2449	
100	231	300	370	439	508	577	647	716	785	855	924	
	69	300	531	762	993	1224	1455	1686	1817	2148	2379	
0	0	69	139	208	277	346	416	485	554	624	693	
	0	231	462	693	924	1155	1386	1617	1848	2079	2310	

100	231	162	92	23	46	115	185	254	323	393	462
	69	162	393	624	855	1486	1317	1548	1779	2010	2241
200	462	393	323	254	185	116	46	23	92	162	231
	139	92	323	554	785	1016	1247	1478	1709	1940	2171
300	693	624	554	485	416	347	277	208	139	69	0
	208	23	254	485	716	947	1178	1409	1640	1871	2102
400	924	855	785	716	647	578	508	439	370	300	231
	277	46	185	416	647	878	1109	1340	1571	1802	2033
500	1155	1086	1016	947	878	809	739	670	601	531	462
	346	115	116	347	578	809	1040	1271	1502	1733	1964
600	1386	1318	1247	1178	1109	1040	970	901	832	762	693
	416	185	46	277	508	739	970	1201	1432	1663	1894
700	1617	1548	1478	1409	1340	1271	1201	1132	1063	993	924
	485	254	23	208	439	670	901	1132	1363	1594	1825
800	1848	1779	1709	1640	1571	1502	1432	1363	1294	1224	1155
	554	323	92	139	370	601	832	1063	1294	1525	1756
900	2079	2010	1940	1871	1802	1733	1663	1594	1525	1455	1386
	624	393	162	69	300	531	762	993	1224	1455	1686
1000	2310	2241	2171	2102	2033	1964	1894	1825	1756	1686	1617
	93	462	231	0	231	462	693	924	1155	1386	1617
	0	100	200	300	400	500	600	700	800	900	1000

! 13 !

44

Tabulka pro vyhodnocování: $E = 2,1 \cdot 10^6 \text{ kg/cm}^2$; $\mu = 0,30$
 protežení .. 10^{-6} ; napětí .. kg/cm^2

Tafel II :
 Auswertungstafel für $\mu = 5,5 \%$

	0	100	200	300	400	500	600	700	800	900	1000
1000	2272	2329	2385	2442	2499	2555	2619	2668	2725	2782	2838
	566	793	1020	1248	1475	1702	1929	2157	2384	2611	2838
900	2045	2102	2158	2215	2271	2328	2385	2441	2498	2554	2611
	509	737	964	1191	1418	1645	1873	2100	2327	2554	2782
800	1818	1874	1931	1988	2044	2101	2157	2214	2270	2327	2384
	453	680	907	1134	1362	1589	1816	2043	2270	2498	2725
700	1591	1647	1704	1760	1817	1874	1930	1987	2043	2100	2157
	396	623	851	1078	1305	1532	1760	1987	2214	2441	2668
600	1363	1420	1477	1533	1590	1646	1703	1760	1816	1873	1929
	340	567	794	1021	1248	1476	1703	1930	2157	2385	2619
500	1136	1193	1249	1306	1362	1419	1476	1532	1589	1645	1702
	283	510	737	965	1192	1419	1646	1874	2101	2328	2555
400	909	965	1022	1079	1135	1192	1248	1305	1362	1418	1475
	228	454	681	908	1135	1362	1590	1817	2044	2271	2499
300	682	738	795	851	908	965	1021	1078	1134	1191	1248
	170	397	624	851	1079	1306	1533	1760	1988	2215	2442
200	454	511	568	624	681	737	794	851	907	964	1020
	113	340	568	795	1022	1249	1477	1704	1931	2158	2385
100	227	284	340	397	454	510	567	623	680	737	793
	57	284	511	738	965	1193	1420	1647	1874	2102	2329
0	0	57	113	170	226	283	340	396	453	502	566
	0	227	454	682	909	1136	1363	1591	1818	2045	2272

100	227	171	114	57	1	56	112	169	226	282	339
	57	171	398	625	852	1079	1307	1534	1761	1988	2216
200	454	398	341	285	228	171	115	58	2	55	112
	113	114	341	568	796	1023	1250	1477	1705	1932	2159
300	682	625	568	512	455	399	342	285	229	172	116
	170	57	285	512	739	966	1193	1421	1648	1875	2102
400	909	852	796	739	682	626	569	513	456	399	343
	226	1	228	455	682	910	1137	1364	1591	1819	2046
500	1136	1079	1023	966	910	853	796	740	683	627	570
	283	56	171	399	626	853	1080	1308	1535	1762	1989
600	1363	1307	1250	1193	1137	1080	1024	967	911	854	797
	340	112	115	342	569	796	1024	1251	1478	1705	1933
700	1591	1534	1477	1421	1364	1308	1251	1194	1138	1081	1025
	396	169	58	285	513	740	967	1194	1422	1649	1876
800	1818	1761	1705	1648	1591	1535	1478	1422	1365	1308	1252
	453	226	2	229	456	683	911	1138	1365	1592	1819
900	2045	1988	1932	1875	1819	1762	1705	1649	1592	1536	1479
	509	282	55	172	399	627	854	1081	1308	1536	1763
1000	2272	2216	2159	2102	2146	1989	1933	1876	1819	1763	1706
	566	339	112	116	343	570	797	1025	1252	1479	1706
0	0	100	200	300	400	500	600	700	800	900	1000

Tabulka pro vyhodnocování: $E = 2,1 \cdot 10^6 \text{ kg/cm}^2$ = 0,30

protažení $\cdot 10^{-6}$; napětí $\cdot \text{kg/cm}^2$

Tafel IIIIV

Aufwertungsstafel für = 8 %

= 8 %

	0	100	200	300	400	500	600	700	800	900	1000
1000	2266	2317	2368	2419	2470	2521	2572	2623	2674	2725	2776
900	510	737	963	1190	1417	1643	1870	2096	2323	2550	2776
800	2039	2090	2141	2192	2243	2294	2345	2397	2448	2499	2550
700	459	686	912	1139	1366	1592	1819	2045	2272	2499	2725
600	1813	1864	1915	1966	2017	2068	2119	2170	2221	2272	2323
500	408	635	861	1088	1315	1541	1768	1994	2221	2448	2674
400	1586	1637	1688	1739	1790	1841	1892	1943	1994	2045	2096
300	357	584	810	1037	1264	1490	1717	1943	2170	2397	2623
200	1360	1411	1462	1513	1564	1615	1666	1717	1768	1819	1870
100	306	533	759	986	1213	1439	1666	1892	2119	2345	2572
0	1133	1184	1235	1286	1337	1388	1439	1490	1541	1592	1643
0	255	482	708	935	1162	1388	1615	1841	2068	2294	2521
0	906	957	1008	1059	1110	1162	1213	1264	1315	1366	1417
0	204	431	657	884	1110	1337	1565	1790	2017	2243	2470
0	680	731	782	833	884	935	986	1037	1088	1139	1190
0	153	380	606	833	1059	1286	1513	1739	1966	2192	2419
0	453	504	555	606	657	708	759	810	861	912	963
0	102	329	555	782	1008	1235	1462	1688	1915	2141	2368
0	227	278	329	380	431	482	533	584	635	686	737
0	51	278	504	731	957	1184	1411	1637	1864	2090	2317
0	0	51	102	153	204	255	306	357	408	459	510
0	0	227	453	680	906	1133	1360	1586	1813	2039	2266

%

100	227	176	125	74	23	28	79	130	181	232	283
	51	176	402	629	855	1082	1309	1535	1762	1988	2215
200	453	402	351	300	249	198	147	96	45	6	57
	102	125	351	578	804	1031	1258	1484	1711	1937	2164
300	680	629	578	527	476	425	374	323	272	221	170
	153	74	300	527	753	980	1207	1433	1660	1886	2113
400	906	855	804	753	702	651	600	549	498	447	396
	204	23	249	476	702	929	1156	1382	1609	1835	2062
500	1133	1082	1031	980	929	878	827	776	725	674	623
	255	28	198	425	651	878	1105	1331	1558	1784	2011
600	1360	1309	1258	1207	1156	1105	1054	1003	952	901	850
	306	79	147	374	600	827	1054	1218	1507	1733	1960
700	1586	1535	1484	1433	1382	1331	1280	1229	1178	1127	1076
	357	130	96	323	549	776	1003	1229	1456	1682	1909
800	1813	1762	1711	1660	1609	1558	1507	1456	1405	1354	1303
	408	181	45	272	498	498	725	1178	1405	1631	1858
900	2039	1988	1937	1886	1835	1784	1733	1682	1631	1580	1529
	459	232	6	221	447	674	901	1127	1354	1580	1807
1000	2266	2215	2164	2113	2062	2011	1960	1909	1858	1807	1756
	510	283	57	170	396	623	850	1074	1303	1529	1756
	0	100	200	300	400	500	600	700	800	900	1000

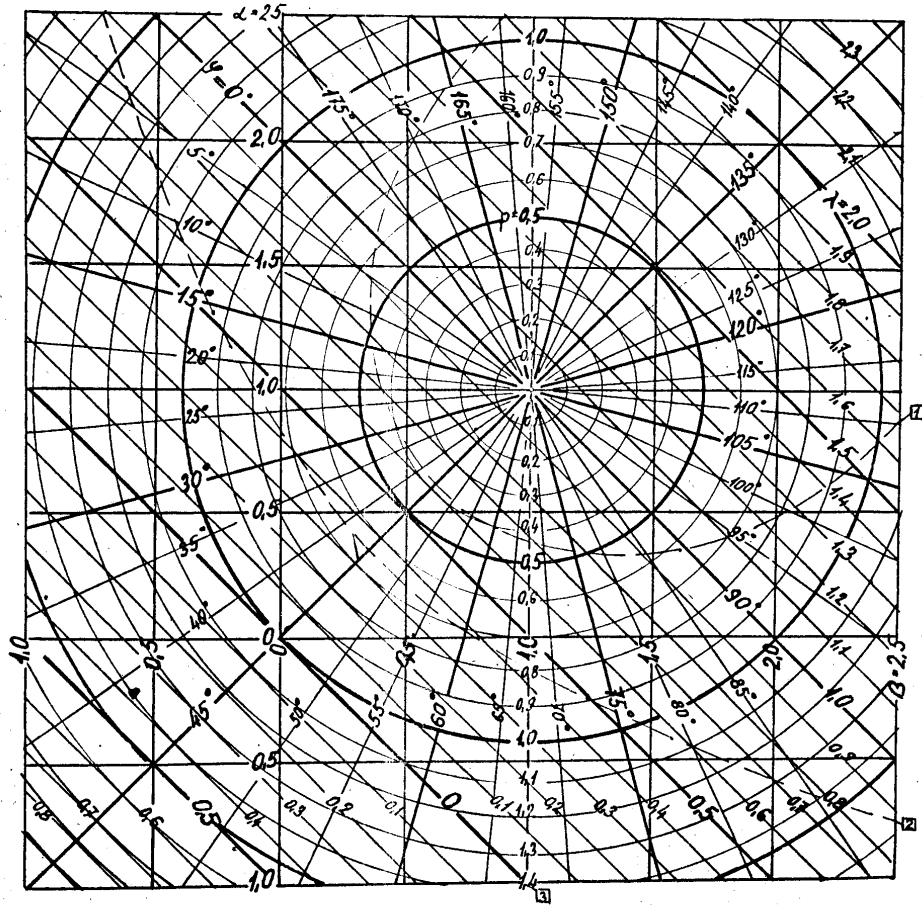


Bild 5.

49

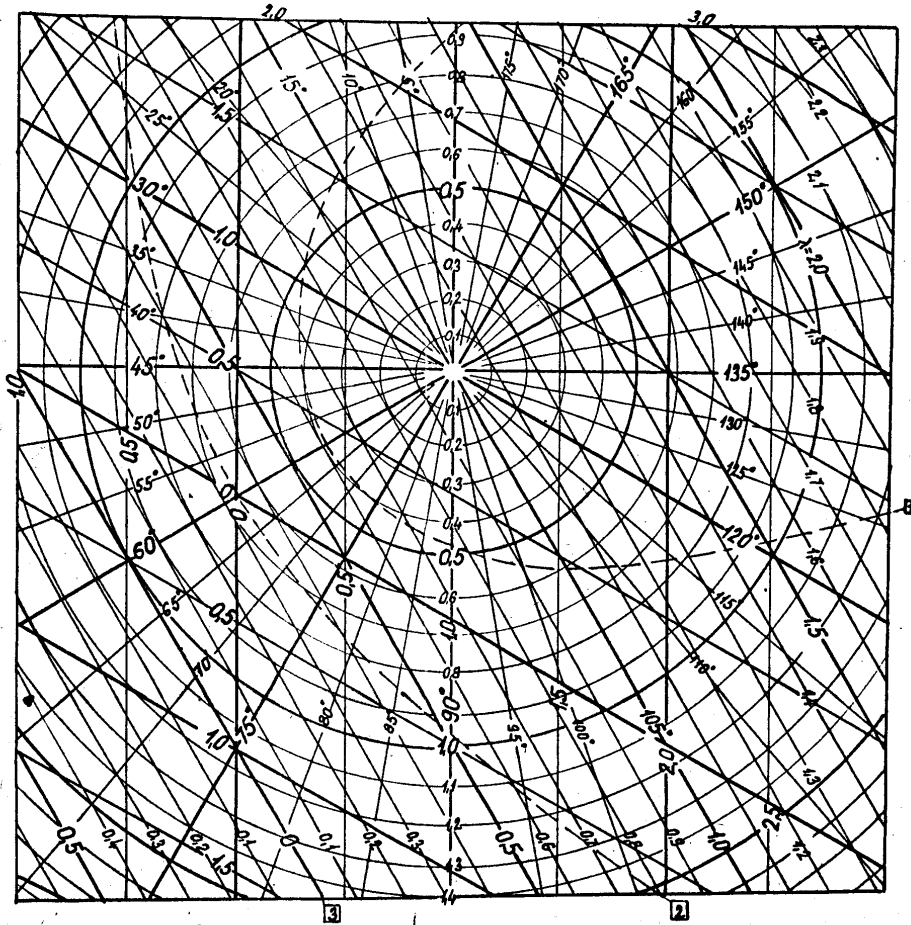


Bild 6

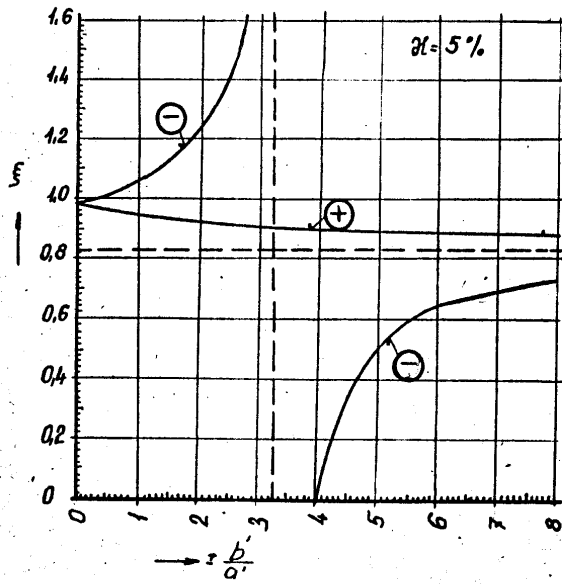


Bild 7

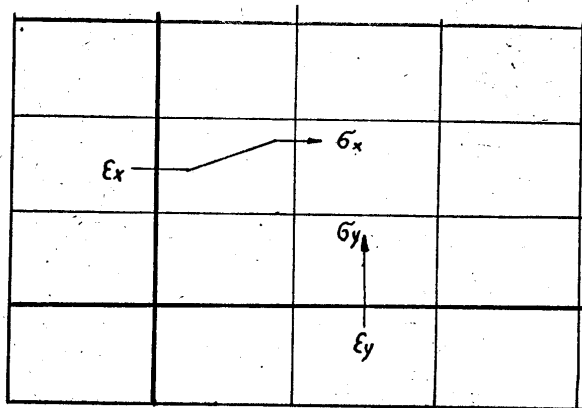


Bild 8

THE EFFECT OF IMPERFECTIONS ON CRITICAL LOAD OF THIN
CYLINDRICAL SHELL SUBJECTED TO SHEAR AND NORMAL LOAD

Antoni Jarecki
Petroleum Refinery Project Office
Cracov, Poland

I n t r o d u c t i o n

As thin walled shells and shells elements are widely used in the fabricating of process equipment the estimating of real values of critical loads is of great importance when the structure is apt to collapse because of elastic instability.

The presented paper deals with the influence of initial imperfections on the critical load of a cylindrical shell sector, loaded by the shear stresses applied along the edges and subjected to normal pressure.

E l a s t i c s t a b i l i t y o f c y l i n d r i -
c a l s h e l l s

Numerous available papers concerning the elastic stability of shells in most previous publications are based on the small-deflection classical theory. The

Formulas based on the linear theory predict the critical loads much higher than found during experiments. For the case of buckling under axial compression an average experimental value of buckling load is only 20% of the theoretical value for thin cylinders. For the case of hydrostatic external pressure and torsional buckling is about 60% - 70% of the theoretical value.

When the design formulas are based on the classical theory one has to assume high values of safety coefficients relating to those "upper" critical loads. Such a calculation does not give any possibility to analyse some additional factors which may influence in a significant manner the behaviour of a shell and render impossible to analyse the postbuckling load-deformation characteristic. In practice many calculation formulas are empirical, based on the experimental work. Thus considerable amount of experimental data should be collected and strong precautions have to be taken when extrapolating the results on object much different from this had been tested.

A growing body of informations exist on the field of aircraft structure, but when using the results one has to notice that both fabricating technology and testing methods there applied exceed in general greatly the possibility of process equipment industry.

In purpose to predict the real values of critical loads theoretically is necessary to analyse the buckling phenomena on ground of non-linear theory and to plott the post-buck-ling characteristics.

The nature of the problem becomes more complicated as the consequence of introducing the nonlinear terms into the expressions for deflections. But this is the only way to estimate the lower values of critical loads and explain the experimental behaviour of shells in accordance with assumed imperfections. In the presented paper has been assumed that the considered shell may possess the initial imperfections of the order of shell thickness.

As the shell elements used in the design of process equipment are normally fabricated from steel plates jointed by fusion or arc welding as the result of bending and welding of the plates may arise in the shell imperfections, which include:

- a/ the initial deviation from perfect geometric shape,
- b/ nonuniform shell thickness,
- c/ deviation from isotropic elastic behaviour of shell,
- d/ initial stresses in the middle surface.

Many experiments with buckling of shells indicate that the imperfections lower in an important manner the critical loads of real shells.

General assumptions

In the following analysis the general assumptions of the nonlinear theory of shells are made in accordance with /1/ :

- a. The material follows Hooke's law and the deformations are within elastic limits.
- b. The displacements are small compared to the dimensions of the shell but may be of the order of shell thickness.
- c. Lines normal to the middle surface of the shell remain normal after loading.
- d. The thickness of the shell is small compared to the radius of the shell.
- e. The material of the shell is homogenous and isotropic.
- f. The shell is flat in the meaning of /1/.

Let us assume the strain-displacement relations in the form:

$$\epsilon_x = \frac{\sigma_u}{\sigma_x} + \frac{1}{2} \left[\frac{\sigma(w+w_0)}{\sigma_x} \right]^2 - \frac{1}{2} \left(\frac{\sigma w_0}{\sigma_x} \right)^2$$

$$\epsilon_y = \frac{\sigma_v}{\sigma_y} + \frac{1}{2} \left[\frac{\sigma(w+w_0)}{\sigma_y} \right]^2 - \frac{1}{2} \left(\frac{\sigma w_0}{\sigma_y} \right)^2 - \frac{w}{R}$$

$$\gamma_{xy} = \frac{\sigma_u}{\sigma_y} + \frac{\sigma_v}{\sigma_x} + \frac{\sigma(w+w_0)}{\sigma_x} \frac{\sigma(w+w_0)}{\sigma_y} - \frac{\sigma w_0}{\sigma_x} \frac{\sigma w_0}{\sigma_y}$$

and the relations between stresses and stress function:

$$\sigma_x = \frac{\sigma^2 \phi}{\sigma y^2} i \quad \sigma_y = \frac{\sigma^2 \phi}{\sigma x^2} i \quad \tau_{xy} = -\frac{\sigma^2 \phi}{\sigma x \sigma y} i$$

Fundamental equations

The following analysis of the shell sector subjected to shear and normal load is based on the fundamental equations of the non-linear flat shell theory according to A.S Wolmir's work /1/:

$$\frac{D}{h} \nabla^2 \nabla^2 W = L(W + W_0, \phi) + \frac{1}{R} \frac{\sigma^2 \phi}{\sigma x^2} + \frac{q}{h} \quad (1)$$

$$\frac{1}{E} \nabla^2 \nabla^2 \phi = -\frac{1}{2} L(W + 2W_0, W) - \frac{1}{R} \frac{\sigma^2 W}{\sigma x^2} \quad (2)$$

where the operator L/A,B/ denotes:

$$L(A,B) = \frac{\sigma^2 A}{\sigma x^2} \frac{\sigma^2 B}{\sigma y^2} + \frac{\sigma^2 A}{\sigma y^2} \frac{\sigma^2 B}{\sigma x^2} - 2 \frac{\sigma^2 A}{\sigma x \sigma y} \frac{\sigma^2 B}{\sigma x \sigma y} \quad (3)$$

As for the presented non linear non homogenous partial differential equations an exact solution is not known, we are compelled to search for approximate solution which satisfy the requirements imposed by the nature of the problem. If for the given shell sector, w is known or assumed, then ϕ may be readily found from Eq. (2). The stress function will of course be the sum of a particular solution of Eq.(2) and the general solution of the corresponding homogeneous equation.

Displacement pattern

A deflection shape of the form which satisfies the boundary conditions for hinged edges is assumed in the form:

$$w = f_{11} \sin \frac{\pi x}{L} \sin \frac{\pi y}{b} + f_{22} \sin \frac{2\pi x}{L} \sin \frac{2\pi y}{b} \quad (4)$$

where f_{11} and f_{22} are arbitrary parameters.

Initial imperfections in the shell are assumed as to be the geometric deviation from perfect shape. Such kind of imperfections may be treated as an equivalent deflection which imposes the drop off in critical load analogous to

the influence of all factors mentioned on page 2.

Experiments with buckling phenomenon indicates that the presence of even very small imperfections produces important reduction in the value of critical load. Most important influence has the initial deflection of the form similar to the displacements appearing under external loads. The amplitude of an actually equivalent initial deviation will certainly vary from case to case depending upon the manufacturing methods and other factors influencing it, but it can be expected to be some more or less definite function which may be established experimentally. In the presented analysis the value of the amplitude of initial imperfection is assumed to be a constant percentage of the shell thickness. In numerical calculations the influence of growing amplitude f_{01} on the behaviour of the shell was considered.

Let us assume the initial deflection of the shell in the form:

$$w_0 = f_{01} \sin \frac{\pi x}{L} + f_{02} \sin \frac{\pi y}{b} \quad (5)$$

and introduce coefficient $K = 1 + 2 f_{01} / f_{11}$

After computation of constants we may obtain the stress function from Eq. 2 in the form:

$$\begin{aligned} \frac{1}{E} \phi = & \frac{K f_{11}^2}{32} \left[\alpha^2 \cos \frac{2\pi x}{L} + \frac{1}{\alpha^2} \cos \frac{2\pi y}{b} + \psi^2 \left(\alpha^2 \cos \frac{4\pi x}{L} + \frac{1}{\alpha^2} \cos \frac{4\pi y}{b} \right) \right] + \\ & + 4 f_{11}^2 \psi K \left[\frac{\alpha^2}{(1+9\alpha^2)^2} \cos \frac{\pi x}{L} \cos \frac{3\pi y}{b} + \frac{\alpha^2}{(\alpha^2+9)^2} \cos \frac{3\pi x}{L} \cos \frac{\pi y}{b} \right] + \\ & + \frac{L^2}{\pi^2 R} \frac{f_{11}}{(1+\alpha^2)^2} \left(\sin \frac{\pi x}{L} \sin \frac{\pi y}{b} + \frac{1}{4} \psi \sin \frac{2\pi x}{L} \sin \frac{2\pi y}{b} \right) + \frac{1}{E} \tau_{xy} \end{aligned} \quad (6)$$

for the case, when the longitudinal edges of the shell are free to rotate:

In order to determine the arbitrary parameters f_{11} and f_{22} in the expressions for stress function, should be used Eq. 1 which will be solved by means of Bubnov - Galerkins method. For this purpose following equations may be written:

$$\int_0^L \int_0^b x \sin \frac{\pi x}{L} \sin \frac{\pi y}{b} dx dy = 0 \quad (7)$$

$$\int_0^L \int_0^b x \sin \frac{2\pi x}{L} \sin \frac{2\pi y}{b} dx dy = 0 \quad (8)$$

where X denotes:

$$X = \frac{D}{h} \nabla^2 \nabla^2 W - L(W + W_0, \varphi) - \frac{1}{R} \frac{\sigma^2 \varphi}{\sigma x^2} - \frac{q}{h}$$

1/

In the presented paper no derivations of the given formulas deemed necessary, as this information will be published separately in the journal "Archiwum Budowy Maszyn"

Using the following dimensionless parameters:

$$q^* = \frac{q L^2 b^2}{E h^4}$$

$$\varrho = \frac{b^2}{R h}$$

$$\xi = \frac{f_{11}}{4h}$$

$$\xi_{01} = \frac{f_{01}}{h}$$

$$\tau^* = \frac{\tau L b}{E h^2}$$

the final results may be presented in the form:

$$\begin{aligned} \tau^* = & \frac{9\pi^2}{128} \left\{ \pi^2 \alpha^2 (\xi^2 + 3\xi_{01}\xi + 2\xi_{01}^2) \left[\frac{\alpha^4 + 1}{\alpha^2} \psi^2 + 16 \left(\frac{1}{(1+9\alpha^2)^2} + \frac{1}{(\alpha^2+9)^2} \right) \right] + \right. \\ & - \frac{16\alpha^2 \varrho}{15\pi^2} \left[16(\xi + 2\xi_{01}) \left(\frac{1}{(1+9\alpha^2)^2} + \frac{9}{(9+\alpha^2)^2} \right) + 40 \frac{1}{(1+\alpha^2)^2} (\xi + \xi_{01}) \right] + \\ & \left. + \frac{4\pi(1+\alpha^2)^2}{3(1-\nu^2)\alpha^2} + \frac{\alpha^2 \varrho^2}{\pi^2} \frac{1}{(1+\alpha^2)^2} \right\} \frac{\xi}{\xi + \xi_{01}} \psi \end{aligned} \quad (10)$$

where

$$\psi = \pm \sqrt{\frac{B + \sqrt{B^2 + 4AC}}{2A}} \quad (10)$$

and

$$\begin{aligned} A = & 2\pi^2 (\xi^2 + 3\xi_{01}\xi + 2\xi_{01}^2) \frac{\alpha^4 + 1}{\alpha^2} \\ B = & \frac{16}{15\pi^2} \alpha^2 \varrho \left[16(\xi + 2\xi_{01}) \left(\frac{1}{(1+9\alpha^2)^2} + \frac{9}{(9+\alpha^2)^2} \right) + \right. \\ & + 32 \frac{\xi + \xi_{01}}{(1+\alpha^2)^2} - \frac{\xi + 2\xi_{01}}{2} \left. \right] - \frac{4\pi^2 (1+\alpha^2)^2}{3(1-\nu^2)\alpha^2} + \\ & + \frac{\alpha^2 \varrho^2}{\pi^2} \frac{1}{(1+\alpha^2)^2} \\ C = & \frac{\pi^2}{16} (\xi^2 + 3\xi_{01}\xi + 2\xi_{01}^2) \frac{\alpha^4 + 1}{\alpha^2} + \\ & + \frac{2\alpha^2 \varrho}{3\pi^2} \left[\frac{16}{(1+\alpha^2)^2} (\xi + \xi_{01}) + \xi + 2\xi_{01} \right] + \\ & + \frac{\pi^2 (1+\alpha^2)^2}{12(1-\nu^2)\alpha^2} + \frac{\varrho^2}{\pi^2} \frac{\alpha}{(1+\alpha^2)^2} - \frac{16}{\pi^4} \frac{q^*}{\xi} \end{aligned}$$

On ground of above equations the numerical data on which the graphs 1, 2 and 3 are based were obtained for a shell in the form of flat square.

For a square shell sector $\alpha = 1$ and the expressions take the form:

$$\begin{aligned} \tau^* &= \frac{9\pi^2}{128} \left[\pi^2 (\xi^2 + 3 \xi_{01} \xi + 2 \xi_{01}^2) (2\psi^2 + 0,32) + \right. \\ &+ \left. \frac{16\varrho}{15\pi^2} (11,6 \xi + 13,2 \xi_{01}) + \frac{16\pi^2}{3(1-\nu^2)} + \frac{\varrho^2}{4\pi^2} \right] \frac{\xi}{\xi + \xi_{01}} \psi \quad (11) \\ A &= 2\pi^2 (\xi^2 + 3 \xi_{01} \xi + 2 \xi_{01}^2) \\ B &= \frac{16\varrho}{\pi^2 15} (9,1 \xi + 10,2 \xi_{01}) - \frac{16\pi^2}{3(1-\nu^2)} - \frac{\alpha^2 \varrho^2}{4\pi^2} \\ C &= \frac{\pi^2}{8} (\xi^2 + 3 \xi_{01} \xi + 2 \xi_{01}^2) - \frac{2\alpha^2 \varrho^2}{3\pi^2} (5 \xi + 6 \xi_{01}) + \\ &+ \frac{\pi^2}{3(1-\nu^2)} + \frac{\varrho^2}{4\pi^2} - \frac{16\varrho}{\pi^4 \xi} \end{aligned}$$

Fig. 4 represents the function $\tau = f(\xi)$ for the square shell sector characterized by the parameter $\varrho = 20$. The shell is subjected to shear stresses along the edges. The curves plotted for various values of ξ_{01} give the post buckling characteristic of the shells with growing value of the amplitude of the initial deflection. From the graph may be seen the essential difference between the characteristic $\tau = f(\xi)$ for the case of an ideal shell $\xi_{01} = 0$ and real shells.

When for an ideal shell the applied load is gradually increasing, the relation of τ^* to ξ is first represented by the vertical line. At the point where the classical buckling load has been reached (the upper value of buckling load), the sudden drop off in the value of τ^* has been found. Thus there is no equilibrium available except on the shown curved characteristic. The shell would suddenly "jump over" into new position of equilibrium involving finite deflection. It may even happen that when in the deflected state the potential energy of the shell is less than in the undeflected form, very small disturbances suffices to bring the shell into deflected position far below the classical critical load has been applied. The buckling may occur just over the

"lower" value of load, when an adjacent elastic equilibrium involving finite deflections exist on the diagram.

In experiments in general realised in very "idealised" conditions the theoretical upper value of the load has never been reached. The buckling loads obtained are much closer to the lower values, and the postbuckling behaviour of shell may be readily explained on ground of the curves plotted for the values of ξ_{01} different from zero.

The characteristic $\tau^* = f(\xi)$ is slightly different. The deflections arise gradually with increasing load and the presence of even very small imperfections produces important reduction of the upper critical load and smaller reduction of its lower value. Analogously on a chosen characteristic for assumed value of ξ_{01} , the load reaches maximum and drops then slightly until the right most point of the curve has been reached.

As the imperfections are larger so the characteristic looks like the lower curves and the phenomenon undergoes slower.

In the case of big imperfections there is no maximum on the curve and the buckling phenomenon develops gradually and no jumping occurs.

From the above graphs may be readily seen that the presence of an initial deflection of the value 0,05 h (5% of the shell thickness), reduces the critical load for the case of about 25%. The reduction in the upper value of load is yet more significant for bigger values of initial deflection.

Figs. 2 and 3 represents the function τ^* to ξ for a shell characterized with a parameter $\rho = 10$, subjected to shear along the edges and normal load of the value $q = 15$ and $q = -15$. On the Fig. 2 are plotted the curves τ^* to ξ for an ideal shell ($\xi_{01} = 0$). On the fig. 3 are plotted the curves for real shell by different values of ξ_{01} .

The character of the curves is similar to the above

described and from the Fig. 2 may be seen that the normal load acting in the direction of the center of curvature acts similar as the initial imperfections. The normal load acting from the center of curvature unable to withstand by the shell higher values of loads.

References.

1. Wolmir A.S., *Gibkie płastinki i obłoczki*.
Gostechizdat, Moskwa 1956.
2. Jarecki A. "Powłoka walcowa wykazująca odstępstwa od idealnego kształtu poddana ściskananiu i obciążeniu normalnemu", *Archiwum Budowy Maszyn*, 1962, Tom IX Zeszyt 1.

Nomenclature.

- x, y = coordinates in longitudinal and circumferential direction
- R = radius of the middle surface of the shell
- h = wall thickness of shell
- L = length of cylindrical shell
- b = width of cylindrical shell
- E = modulus of elasticity
- ν = Poisson's ratio
- u, v, w = displacements of a point in the middle surface of shell
- w_0 = initial deflection of a point in the middle surface in radial direction
- α = L/b
- ψ = f_{22}/f_{11}
- ϕ = stress function
- q = normal load uniformly distributed - positive when acting to the middle of the curvature

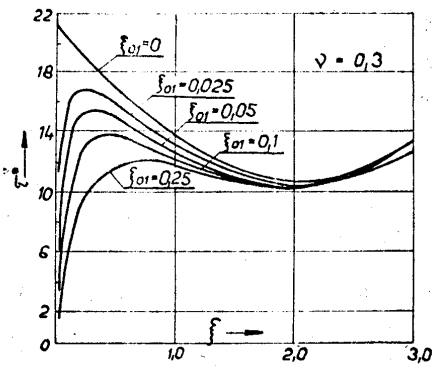


Fig. 1

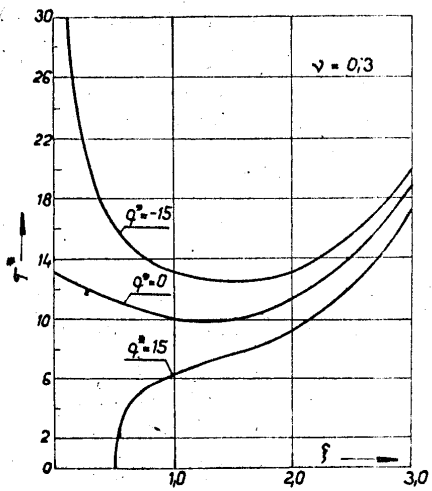


Fig. 2

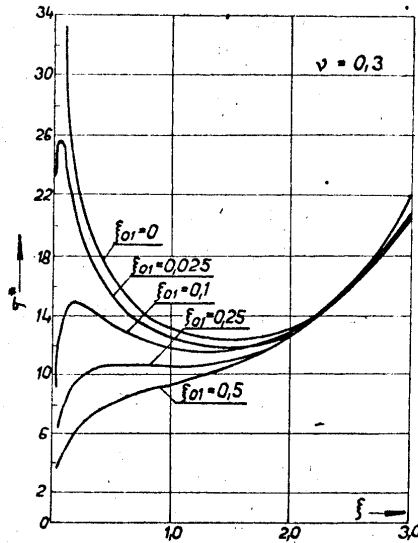


Fig. 3

61

DEVELOPMENTS IN STAINLESS STEELS AND HIGH NICKEL
ALLOYS FOR CHEMICAL PLANT

J. Hinde, F.I.M., M.Inst.W., A.R.Ae.S.,
The International Nickel Co. (Mond) Ltd.,
Thames House, Millbank
London, S.W.1., England.

I n t r o d u c t i o n

The rapid growth of the chemical industry has created a demand for corrosion-resisting materials, which has been met by the development of a variety of alloys. What is meant by the term 'corrosion-resisting' can, however, vary with the service requirements.

The corrosion-resistance of a material cannot be expressed in the precise terms used for physical or mechanical properties, and long life (expressed in terms of loss-in-weight) is no criterion of corrosion-resistance when (as in food, dairy and brewery plant) absolute freedom from contamination by corrosion products is the main requirement. Where corrosion data for a particular environment are not available, laboratory tests provide a valuable indication of corrosion behaviour. It must, however, be emphasised that corrosion rates may vary considerably, depending upon the precise service conditions, and, since laboratory tests may not always reproduce the service conditions, spool assemblies of selected materials [1] are often inserted into appropriate locations for testing in the actual environment.

Spools for such tests are supplied by the Company with which the author is associated. Where a chemical process is under development, and no operational plant is available for service tests, laboratory tests with a small pilot plant will provide corrosion data for use in the construction of the full-scale service plant [2].

The primary costs of a material must always be balanced against the expected service life and degree of maintenance, but, in some instances, it may be possible to economise by coating or lining a cheaper basis metal with a relatively thin layer of a suitably corrosion-resisting material. This aspect will be considered in the paper, as, since the construction of chemical plant usually involves welding, will the corrosion-resistance of welded joints. The main aim of the paper is, however, to draw attention to developments which have extended the use of established nickel-containing corrosion-resisting materials in the construction of chemical plant.

(Table I indicates the nominal composition of the materials under review.) The nickel shortage which in the past has limited the use of nickel-containing materials no longer exists, and primary nickel is now readily available to the producers of all types of alloys.

Table I

Nominal Compositions of Nickel and Some High-Nickel Alloys

Alloy	Ni %	Cr %	Fe %	Mo %	Cu %	Others %
Nickel	99.0 min.	-	-	-	-	-
*Monel 400	Bal.	-	2.5 max.	-	28.34	-
*K Monel	Bal.	-	2.0 max.	-	28.34	Al 2-4
*Inconel 600	Bal.	14-17	6-10	-	-	-
*Ni-o-Nel 825	Bal.	21	31	3	1.75	Ti 0.5
*Corronel 220	Bal.	-	3 max.	28	-	V 1.5 - 2.5
*Hastelloy C	Bal.	16	6	17	-	W 4
*Hastelloy F	Bal.	22	16	6.5	-	W 1, Nb 2
*Hastelloy N	Bal.	6-8	5 max.	15-18	0.4	-
*Illium G	Bal.	22	8	6.5	6.5	-
*Illium 98	Bal.	28	1	8	5.5	-

* Registered trade marks

Chromium-Nickel stainless
steels; Special Alloys of Higher-
Nickel and -Chromium Content;
Inconel

Since the introduction of the austenitic chromium - nickel stainless steels some 40 years ago many variations on the original 18% chromium, 8% nickel composition have been developed to meet the different needs of the chemical industry, the food, dairy and beverage industry, and the aircraft, automotive and architectural fields. Some forty different grades of stainless steel are now in regular use and of these two thirds are of austenitic chromium-nickel type. Some idea of the increase in output of stainless steels is illustrated in Fig. 1.

So much has been written about the properties and applications of the stainless steels that it is not proposed to deal with the standard grades except in comparison with some of the materials under review.

Until a few years ago the development of high strength in association with the characteristic corrosion-resisting properties of the chromium-nickel stainless steels could be achieved only by cold working the material. It is interesting to note in this context that in a recent development in Sweden, austenitic chromium-nickel stainless steel vessels, after fabrication, are subjected to pressures which cause them to expand, thereby inducing higher strength. Cold working has, however, two disadvantages: lack of ductility in the cold-worked material made it difficult to form and any attempt at welded fabrication led to local softening of the weld area. However, the last few years has seen the development, originally mainly for use in high-speed aircraft and guided missiles, of precipitation-hardened steels. The composition and properties of some precipitation-hardened stainless steels are listed in Table II.

Table II**Nominal Compositions of Precipitation-Hardening Stainless Steels**

Type	C %	Cr %	Ni %	Mo %	Cu %	Others %
Class I - Martensitic 17 - 4 PH	0.07 max.	16.5	4	-	4	Nb 0.35
Class II - Semi-Austenitic 17 - 7 PH	0.09 max.	17	7	-	-	Al 1.1
Am 350	0.08	17	4	2.75	-	-
FV 520	0.05	16	5.5	2.0	2.0	-
Class III - Austenitic 17 - 10 P	0.12	17	10	-	-	P 0.27
17 - 14 Cu - MO	0.12	16	14	2.5	3	Ti 0.25
A.286	0.08	15	25	1.25	-	Nb 0.45 Ti 2.0 V 0.3
Casting Alloys CD 4 M Cu	0.04 max.	26	5	2	3	
V 2 B	0.07	19	10	3	2	Si 2.5 B ₂ 0.15

Since these steels combine high strength with much of the corrosion-resistance of the austenitic grades, it is easy to appreciate their merits in the mechanical gear of chemical plant. If welding problems can be overcome, the higher strength of the precipitation-hardened steels should moreover make it possible to construct thinner-walled pressure vessels. There is as yet little service experience with these steels in the more aggressive media.

In certain environments (e.g. sulphuric acid) the performance of the 18/8 chromium-nickel austenitic steel

is inadequate. The very narrow range of temperature and concentration over which performance is satisfactory may, however, be widened by molybdenum additions as with the A.I.S.I. type 316 and 317 steels and, to a greater extent, by raising the nickel content, increasing the chromium and molybdenum slightly, and, sometimes, introducing copper. Alloys of this type resist a wider range of both oxidizing and reducing conditions than the 18/8 type steels and are less prone to pitting attack. The iso-corrosion chart for one of these "super" stainless steels in Fig. 2 shows the useful range of resistance to attack by sulphuric acid. The 40/45% nickel alloys find application in handling mixed acids used in decladding nuclear-fuel elements [2], and in pickling processes employing sulphuric acid. The alloys have proved useful in the paper industry in handling of sulphite digester liquors and sulphurous acids, and their superior resistance (vis-a-vis the usual stainless steels) to phosphoric acid is reflected in their use in the manufacture of the acid by the wet process, an application which demands resistance not only to relatively pure acid but also to that contaminated by fluorides and ferric salts.

The usual austenitic stainless steels are notoriously susceptible to stress-corrosion cracking, especially in the presence of chlorides, and there have been many examples of catastrophic failures. Laboratory immersion-corrosion tests on specimens subjected to stress during immersion give an indication of the susceptibility of a material to this type of attack. The data summarized in Fig. 3, derived from such a test, demonstrate that alloys which contain over 40% of nickel will be largely immune to attack [3]. The stress-corrosion resistance of the 75/15/6 nickel-chromium-iron alloy Incoel 600 has led to its widespread use in the heat-exchanger circuits of nuclear-power reactors of the pressurised-water type.

The original Incoel alloy was developed for dairy equipment, and, though it now replaced in this field by

the chromium-nickel austenitic steels, Incoel 600 is still used widely for corrosion-resisting equipment (in particular, for handling pharmaceutical chemicals and for processing edible fats). In its high-temperature field reference may be made to one important use involving high-temperature strength and corrosion resistance: in contact with hydrofluoric vapours in the preparation of uranium fluorides.

Chromium-nickel stainless steels are widely used in chemical plant handling nitric acid, but have proved susceptible under certain conditions to failure by localised penetration in the weld area ("grooving" or "knife-line" attack). Even the niobium-stabilised grade, which is preferred to the titanium-stabilised type for such service, is not entirely immune from attack in boiling 70 wt. per cent nitric acid [4], [5]. A research programme initiated by The International Nickel Co. (Mond) Ltd., to develop a material resistant to nitric acid gave rise to an alloy (based on the composition 65% nickel - 35 % chromium) known commercially as Corronel 230. The data in Table II demonstrate the superiority of this alloy over a niobium-stabilised 18-10 chromium-nickel steel. Its excellent resistance

Table III

Resistance of 65/35 nickel-chromium alloy to nitric acid solutions

Solution	65/35 Nickel-Chromium Alloy		18/10/Nb Stainless Steel	
	Corrosion Rate I.P.Y.		Corrosion Rate I.P.Y.	
	Annealed	Sensitised	Annealed	Sensitised
Boiling 70 % Nitric acid	0.002	0.003	0.013	0.025
White Fuming Nitric acid (95%) at 60°C	0.005	0.006	0.034	0.055
Boiling 98% Nitric acid	0.035	-	0.06	-
Annealed Conditions: Heated at 1000°C for 15 mins. W.Q. Sensitised Conditions: Annealed as above + 30 mins. at 650°C. W.Q.				

To nitric-acid/hydrofluoric-acid mixtures has been taken advantage of in the fabrication of plant processing nuclear fuels.

Although many of the chromium-nickel autenitic steels have often been used in the cast form without much change in composition from that specified for the wrought grades, a number of types are now available which have been developed specifically with casting requirements in mind. The so-called Type 20 casting steels, based on 20 % nickel, 20 % chromium, are much used, and of the chromium-containing high-nickel alloys, those based on chromium 22%, molybdenum 7%, copper 6%, are known for their resistance to attack by a variety of oxidising media (in particular, hot sulphuric, phosphoric and nitric acids and nitric-acid (sulphuri-acid mixtures). Castings in this alloy have been used for pumps, valves and the like employed in sulphuric-acid manufacture, in viscose rayon production and in the acid extraction of various minerals (such as phosphates), but the alloy has been found to be very susceptible to attack in sulphur and at about the 70% concentration at higher temperatures. Whilst resistance to such attack can be improved by homogenising heat-treatment, a modified alloy, in which the carbon content is carefully controlled, the chromium content is raised to 28%, the molybdenum content slightly increased and the copper content reduced, offers greatly enhanced resistance (see Fig. 4). A high silicon content further improves corrosion resistance but makes it very difficult to machine, whereas boron additions increase hardness and abrasion resistance, but at the expense of ductility and corrosion-resistance. A balanced combination of 0.25 - 0.55% boron plus 1.5 - 6.5% silic on provides a harder alloy with good resistance to wear, while retaining corrosion resistance and reasonable ductility.

The growing importance of steam-hydrocarbon reforming to make hydrogen-rich sythesis gas for ammonia and methanol production has focused a great deal of interest

in extruded and also centri-cast furnace tubes in heat resisting alloys. Compositions such as 25/20 and 37/18 nickel-chromium types are of particular merit, although the cast alloys may show better creep and stress/rupture properties than the wrought materials. Other interesting developments are centred on the use of compositions around 60% chromium, 40% nickel for heat resisting castings with maximum resistance to attack by sulphur and aggressive fuel ashes. The tendency to operate plants at higher temperatures and pressure has focused interest on those high temperature alloys, both cast and wrought, which so far have been used mainly in gas turbine engines; examples are the wrought alloys in the Nimonic* series and the cast alloys in the Nimocast* series [6].

Any discussion of nickel-containing casting alloys must include mention of the Ni-Resist austenitic cast irons, which, containing 13.5 - 36 % nickel, with or without copper and/or chromium, combine excellent casting characteristics with high corrosion resistance. The spheroidal graphite grades provides notable toughness down to liquid nitrogen temperature.

N i c k e l; the N i c k e l - C o p p e r A l l o y
M o n e l 400

Nickel, the nickel-copper alloy Monel 400, and the nickel-chromium-iron alloy Inconel 600 may be regarded as traditional materials for chemical-plant construction. Numerous references will be found in the literature [7] [8], and publications summarising properties, etc. are available from the producers [9] [10] [11].

In the chemical sense nickel is not an active element, and it therefore possesses a useful degree of resistance to a wide range of chemicals. Its most important applications originate in its resistance to the caustic alkalis and the metal is widely used in the handling and concentration of caustic soda. A special low-carbon grade is resistant to graphitisation and intergranular attack in caustic soda at temperatures

about 320°C. Nickel is also used in the handling of phenol and provides an excellent example of the selection of a material solely on the basis of its ability to maintain product integrity (i.e. to prevent discoloration) rather than on its corrosion-resistance measured in terms of weight-loss.

Monel 400, the "natural" nickel-copper alloy, has been used in chemical Registered trade marks plant for more than 50 years. Its copper content renders it more resistant than nickel to non-oxidising chloride solutions and to hot dilute solutions of hydrochloric, sulphuric and phosphoric acids, and many of the specialised applications of the alloy involve the handling of such acids (e.g. pickling of steel, production of ammonium sulphate, handling of sulphonated compounds in the production of detergents, and in the petroleum-refining industry). Its good resistance to unaerated hydrofluoric acid has been put to use in many plants concerned with the fluorination of uranium compounds for atomic energy purposes, although, as already mentioned, Inconel 600 would be preferred for high-temperature reactors.

Addition of aluminium to the basic Monel 400 composition results in a heat-treatable alloy exhibiting higher mechanical properties and suitable, for example, for use in shafts for stirring gear.

Nickel and Monel are available in cast forms with corrosion-resistance similar to that of the wrought materials, and a graphitic nickel is available for use as an anti-galling material. Addition of silicon to the cast Monel composition imparts a high degree of resistance to galling.

Copper-base Alloys; Cupro-Nickels;

Nickel Silvers

The term cupro-nickel is usually given to copper-base alloys containing 5%, 10%, 20% or 30% nickel. The high strength of Monel 400 in combination with its

resistance to attack by fresh and saline waters renders it a useful alloy in such applications as sea-water evaporators, feedwater heaters and heat exchangers. Though they do not possess the overall resistance of Monel 400 to chemical environments, the cupro-nickels are resistant to fresh and saline water attack under a wide range of conditions. The choice between the cupro-nickels and Monel in applications involving these environments is governed by economic considerations, but the increase in price associated with increase in nickel content is offset by an increase in strength and corrosion resistance which enables section size to be reduced. The final cost of the plant may therefore not be much higher when the higher nickel alloy is used.

The classic application of the 70/30 cupro-nickel are in ship and power station condensers, but they have also been extensively used in other heat exchangers (particularly in chemical plants and petroleum refineries employing sea-water cooling). The 95/5 and 90/10 compositions are used for salt-water pipe lines on shipboard and in processing plant, and as a protective sheathing for wooden piling on piers and other marine structures. The 90/10 and 80/20 compositions have given excellent service in the evaporators of sugar refining plant.

Before leaving the copper-base alloys, the nickel silvers (copper-zinc alloys containing from 5% to 30% nickel) are worthy of mention. They find major uses in architectural applications and in the form of cutlery and table-ware. Their largest engineering application is for telephone relay springs, though they have, for many years, been employed both in cast and wrought forms, for dairy-plant fittings.

Nickel - Molybdenum Alloys

The nickel-molybdenum alloys contain, nominally 64% nickel, 28% molybdenum and 5% iron. The use of wrought and cast alloys of this type for handling aggressive solutions based on hydrochloric, sulphuric and phosphoric

acids is well established though they are, under certain conditions, subject to localised intergranular attack in areas adjacent to welds. Susceptibility to such attack, which is usually of the "knife-line" type, is induced by precipitation of molybdenum carbides and iron-molybdenum compounds as a result of welding, leading to a local deficiency of molybdenum. Careful control of the carbon content reduces the chances of precipitation, and particular attention to welding techniques helps to minimize the attack. A post-weld heat treatment of one hour at 1150°C, followed by rapid cooling, completely eliminates any precipitation in the weld area, but the practical disadvantages of such treatment are obvious. Corronel 220 [12], a modified alloy containing 2% vanadium and closely controlled amounts of molybdenum, iron and silicon, was developed by The International Nickel Co. (Mond) Ltd. as a solution to this problem.

Hastelloy C is well known, but Hastelloy N, a recently developed nickel-molybdenum alloy, is intended specifically for use in contact with the molten salts used as fuel carriers and cooling media in certain nuclear-reactor systems. Its suitability for use in molten-salt reactors has been carefully assessed over the past few years [13] [14], and has given satisfactory performance under service conditions involving fused sodium, lithium, potassium and uranium fluorides at 900°C.

F a b r i c a t i o n R e q u i r e m e n t s

The materials under review are available in cast and/or wrought forms. The cast forms may require to be machined and welded, either as a method of reclamation in the case of slightly defective castings, or as a means of incorporating the castings in a larger unit. To be of maximum value, the wrought forms must be available in the form of sheet, plate, tube or wire and must be capable of being shaped by forging, pressing or machining. Weldability is, however, probably, the most significant requirement in the fabrication of plant for the chemical and associated industries.

Weldability, like corrosion-resistance, is difficult to define, and although adequate joint strength is always necessary, other factors are involved in the fabrication of chemical plants: in the context of this paper perhaps the most important aspect is the corrosion-resistance of the welded joint. Whilst metallurgical control has done much to make it possible to provide all the properties required in a welded joint, poor surface finish, faulty geometry of the joint, and incorrect design can all lead to trouble, particularly in so far as corrosion-resistance is concerned even with a weld that is sound in the truly metallurgical sense.

No detailed review can be made here of the welding methods available. The fusion welding methods are most widely employed in the fabrication of corrosion-resisting plant, and choice of the particular method will be initially governed mainly by the thickness of the welding material. The oxy-acetylene and inert-gas tungsten-arc are employed for lighter gauges, and the metallic-arc and inert-gas metal-arc for the heavier materials. Economic factors, such as welding speed, must be considered, though again the selection of expensive welding techniques may be more justified in achieving satisfactory welds in costly corrosion-resisting materials than would perhaps be the case with mild steel.

All of the fusion welding processes mentioned above are capable of producing sound welds in most materials, provided, of course, certain basic requirements are satisfied (i.e., that the welding equipment is in good order and that the material to be welded, is clean and properly prepared). In manual welding the skill of the individual welder comes into consideration and the specification of some kind of qualification procedure may be required. Automatic welding, which would eliminate the personal element, should therefore be practised wherever possible.

During the fusion of a welded joint, the temperature gradient present ranges from above the melting point of

the weld metal to the ambient temperature of the parent material. This weld heat can have an effect on corrosion-resistance (the so-called weld decay of the austenitic stainless steels is a classic example and another effect of this kind has been discussed above in connection with the nicken-molybdenum alloys), and the influence of thermal gradients must therefore be studied carefully in the development of any new alloy.

Clad steels, overlays and linings

No discussion of corrosion-resisting materials would be complete without some reference to vessel lining. Corrosion resisting alloys are relatively expensive, and, in some designs of plant where substantial thicknesses are involved, it is necessary to explore the feasibility of utilising the advantages of the alloy without incurring the cost of its used for the full section thickness (e.g. by cladding). Mild and low-alloy steel plate clad with stainless steel, nickel or nickel alloy is available for this purpose. The cladding is applied by a rolling-on technique and may be regarded as homogeneous with the steel base. Usually the cladding comprises 10% to 20% of the total thickness of the plate. Although costs vary with size and thickness, the price of roll-clad plates is usually about 60% of that of an equivalent plate in the solid alloy. The fact that fabrication of clad plate requires more attention than fabrication of the solid material must be considered in relation to the overall cost of the completed plant, and some fabricators do not, for example, consider stainless-clad steel economically worth while in thicknesses below 0.75 in. The problem of welding is essentially that of maintaining the continuity of the cladding: techniques suitable for this purpose are illustrated in Fig. 5. With stainless-steel cladding, it is possible to use a welding material of higher alloy content than the cladding and thereby compensate for any iron dilution in the final weld deposit. With nickel,

Monel 400 or Inconel 600, however, the low iron content of the alloys makes it necessary, if iron dilution is significant, to make sufficient weld runs to ensure that the final surface carries the minimum iron content. [15]

In some circumstances it may be preferred to line the completed vessel by one means or another. Lining can be effected by welding-in strips of the appropriate corrosion-resisting alloy, as indicated in Fig. 6, but since there is no general bond between the sheet and the steel, this method may give rise to difficulties where the application involves vacuum conditions or possibility of differential expansion.

It may be possible, as is often done on tube heaters, flange faces and the like, to coat the entire surface of a vessel by means of welded overlay deposits. Such a deposit will be an integral part of the base metal, but it is important to compensate for iron dilution by the use of appropriate alloys or sufficient layers of weld metal. The use of stainless-steel or Inconel weld deposits in the lining of pulp digesters in the paper industry is typical of the applications found by this technique.

Steel plates nickel plated to a thickness of about 0.01 in. are commercially available in the U.S.A. and have been successfully used in the fabrication of vessels where (e.g. in the handling of sugar solutions) produce purity has to be maintained. It is impossible to maintain absolute continuity of the nickel layer when welding such material, but the area of "exposed" steel is usually not sufficient to give trouble in mildly corrosive environments. It is also possible to nickel plate completed vessels, and difficulties associated with the vessel shape may now be overcome by the use of one of the "electroless" plating processes.

The choice between integral cladding, vessel lining, weld overlays or plating is essentially one of economics in relation to the expected conditions of service.

Plant fabricated from several of the alloys under review is illustrated in Figs. 7 to 19.

References

1. "The Design of Chemical Plant in Wiggin High-Nickel Alloys", Henry Wiggin & Co. Ltd. Publication No. 2172
2. Peterson, C.L., Miller P.D., Jackson, J.D., Find, F.W., "Construction Materials for Various Head-End Processes for the Aqueous Reprocessing of Spent Fuel Elements", Battelle Memorial Institute Report No. BMI-137, August 28, 1959.
3. Copson, H.R., "Effect of Nickel Content on the Resistance to Stress-Corrosion Cracking of Iron-Nickel-Chromium Alloys in Chloride Environments", Inco Tech. Paper 307, Sept. 3, 1960.
4. Heeley, E.J. and Little, A.J. "Corrosion Resistance of Some Austenitic Chromium-Nickel Steels of 18-8 Ti Composition", Jnl. Iron and Steel Inst., 1956, 182, 241-255.
5. Shirley, H.T. and Truman, J.E. "The Influence of Carbon Content on the Acid Resistance of Titanium- and Niobium-Stabilised 18 Cr, 8-14 Ni Steels, Ibid, 1952, 172, 377-380.
6. Betteridge, W. "The Nimonic Alloys", London: Edward Arnold (Publishers) Ltd., 1959.
7. Thompson, J.G. "Nickel and Its Alloys", U.S. Dept. Commerce, Mat. Bur. Standards Circ., No. 592, 1958.
8. Fraser, O.B.J. "Developments in Nickel", Ind. Engg. Chem., 1952, 44, 950/954.
9. "Nickel and Nickel-Base Alloys", Intern. Nickel Co., Inc. Tech. Bull. T-13, 1948.

10. "Standard Products", Henry Wiggin & Co. Ltd.,
Publn. No. 1031
11. "Hastelloy Corrosion-Resistant Alloys", Haynes
Stellite Co., 1957.
12. Flit, G.N. "The Corrosion-Resistance of Welded
Nickel-Molybdenum Alloys", Jnl. Inst. Metals, 1959,
87, 303-310.
13. MacPherson, H.G. "Molten-Salt Reactor Project:
Quarterly Progress Report for Period Ending July 31,
1959 Ibid, U.S. Atomic Energy Commission Rept., 1959,
ORNL-2723.
14. MacPherson, H.C. "Molten-Salt Reactor Program:
Quarterly Progress Report for Period Ending July 31,
1959 Ibid, ORNL-2799.
15. Hinde, J. "The Welding of Clad Steels", Welding,
1956, 24, 11-15, 59-62.

Fig. 7 5,150 gallon road tanker for transporting liquid nitrogen fertilizer in chromium-nickel-molybdenum stainless steel.

Fig. 8 Catalyst vessel for Polythene Plant in nickel-chromium stainless steel made by Metal Propellers Ltd.

Fig. 9 World's largest fermenting tun, built by the A.P.V. Co. Ltd., for Arthur Guinness, Son and Co. Ltd. in 18-8 chromium-nickel stainless steel.

Fig. 10 Return gas line in Ni-o-Nel 825 alloy between Jensen acid towers at a pulp and paper mill.

Fig. 11 Turbo-type agitator with Ni-o-Nel 825 shaft for use in the washing of benzole.
Courtesy: L. A. Mitchell Ltd.

Fig. 12 Hemispherical crown of a 9 ft. diameter boiling pan made in Inconel 600.
Courtesy: John Thompson (Dudley) Ltd.

Fig. 13 Vaporizer vessel in Inconel 600 alloy manufactured by John Thompson (Dudley) Ltd. for Imperical Chemical Industries Ltd.

Fig. 14 Extruded Incoloy 800 tubes in cracking furnace.

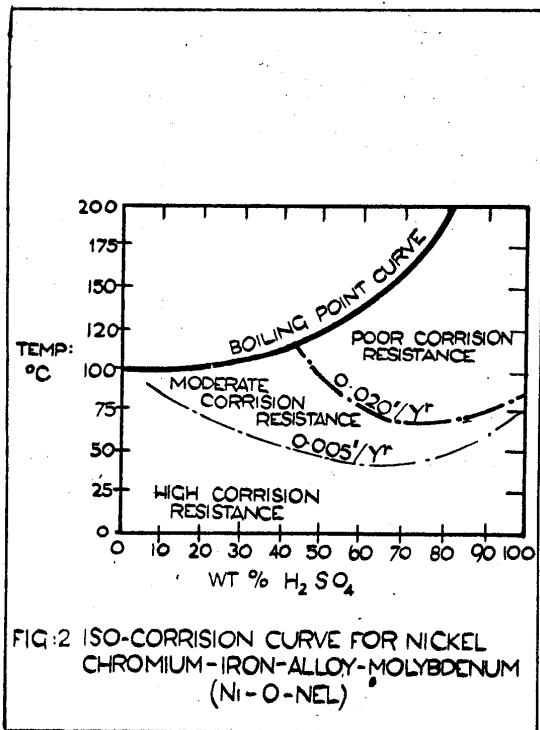
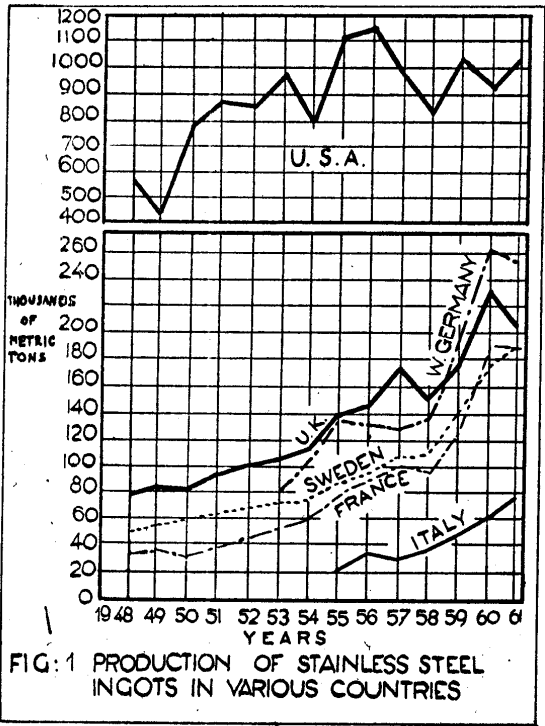
Fig. 15 Hydrofluoric acid alkylation plant incorporating Monel 400.

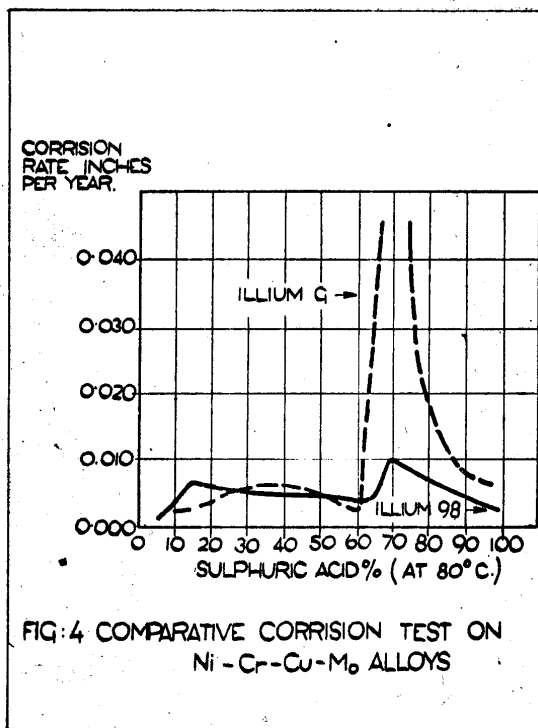
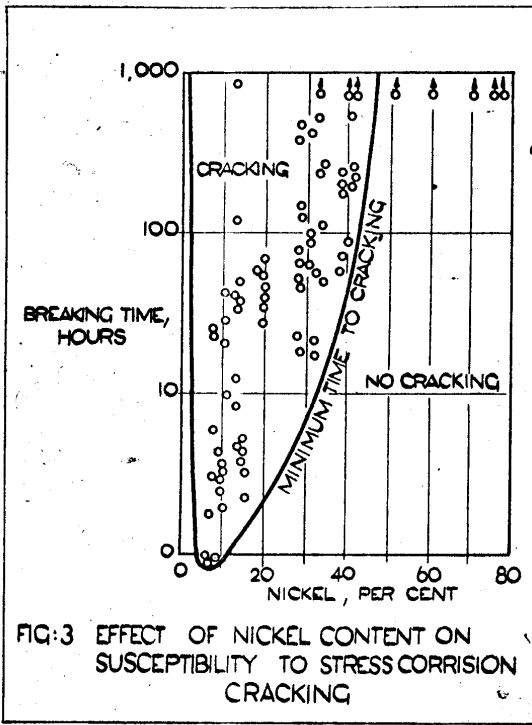
Fig. 16 Krystal evaporator in nickel built by the Power-Gas Corporation Ltd. for the production of pure salt from raw brine.

Fig. 17 Monel crate used in the sulphuric acid pickling of steel.

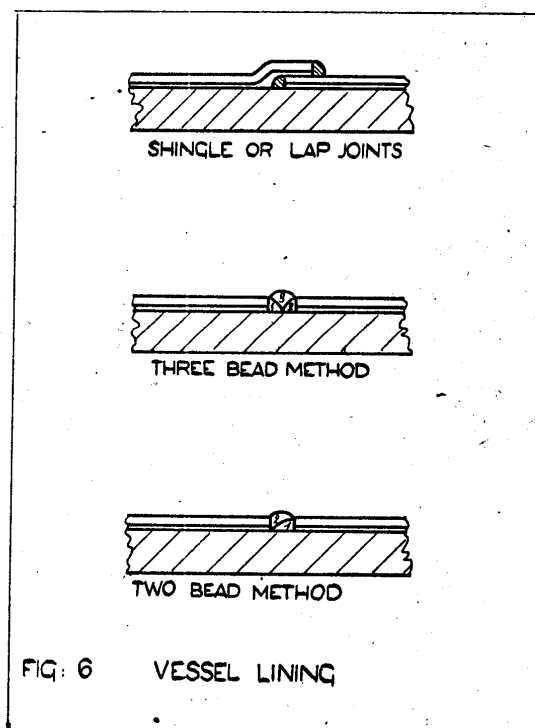
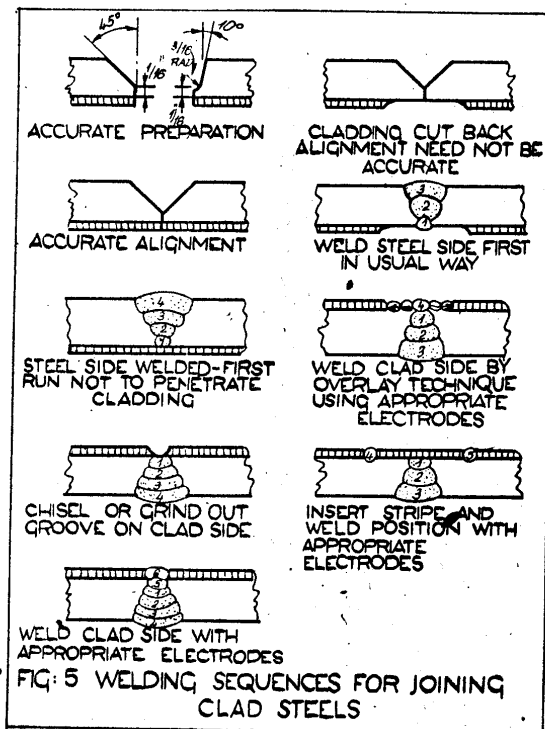
Fig. 18 Some of the welded nickel-clad tanks of the S.S. "Dow-Chem." for carrying caustic soda
The tanks were 388 x 22 x 25 ft.

Fig. 19 Fermenter for antibiotics built in austenitic stainless steel clad sheet.
Courtesy: Lukens Steel Co.





82



53

MATERIALS OF CONSTRUCTION FOR CHEMICAL PLANT**I. L. Hepner****F. Molyneux****CPE Chemical and Process Engineering and World Atomic****Birkenhead College of Technology****London, England****Summary**

This paper attempts to devise a philosophical approach towards the complex subject of materials of construction for chemical plant. The properties of a 'perfect' material are described and their application to various types of process plant are discussed. A plant for optimum selection of materials of construction in three stages is outlined; this consists of preliminary selection, laboratory testing and final selection. The influence of materials costs on optimum selection is discussed; particularly the use of cost indices in estimation. As a result, a classification of materials is drawn up which groups the materials into specific categories according to their constitution and properties. Some mention is made of the newly developed high-temperature materials. Finally, a section is devoted to the selection of gaskets.

Material selection for chemical plant has played an important role in the chemical industry ever since chemical manufacture was transformed from the alchemist's kitchen into a money-making industry. In Great Britain, this occurred at the beginning of the industrial revolution when the first great centres of chemical manufacture in Widnes, Tyneside, St. Helens and Glasgow were being born. At that time, the only available metals were a little wrought iron, poor quality cast-iron and non-ferrous metals such as lead, copper, brass and gun-metal, which were all expensive. Methods of fabrication were quite primitive; for example, welding, except for forge welding, was unknown.

Nowadays, the phenomenal growth of the chemical industry is in no small measure due to the use of new metals and alloys with superior chemical and mechanical properties to withstand the arduous processing conditions that are encountered in continuous chemical operations. It is difficult to imagine chemical plant without aluminium, nickel and nickel alloys, the stainless steels and similar metals which have only been fully developed during the last 25 years. Added to this there have been the new metals such as titanium, tantalum and zirconium, which have only been commercially developed since the end of the second world war. Although many of these new materials are extremely expensive, their cost is warranted because without them certain chemical processes would be impossible. Plastics form yet another new class of materials with remarkably good chemical resistance that have been developed for plant construction since the end of the war, particularly PVC, polyolefins and reinforced plastics.

Apart from these relatively new materials, there has been a considerable improvement in the quality and manufacturing techniques of traditional materials such as cast iron, mild steel, ceramics, copper alloys and graphite which have made these materials cheaper and of greater usefulness to the chemical engineer. A correct 'philosophy' must therefore be applied to the complicated task of materials selection.

The ideal material might be defined as one that costs nothing, resists everything and lasts for ever. This ideal does not exist and generally it is possible to specify the most important properties that are desirable in a given material of construction.

These are:

(i) Chemical resistance (which is a function of the chemical composition, concentration and temperature) should be adequate. For a metal, this means that the corrosion rate should be negligible over a long period of time. For plastic material (which does not undergo corrosion) there should be no discoloration, crazing or ageing. For reinforced plastics, the reinforcement should not delaminate and a surface coating applied as a protection over another material should not crack or peel.

(ii) The material should not in any manner influence the process.

(iii) Mechanical and physical properties should be adequate and be reliably available at the design stage.

(iv) The material should be readily available, preferably in fabricated form, from the material supplier without lengthy delays.

(v) Problems of fabrication should be minimized and fabrication techniques should be suited to the material.

(vi) The material should be as cheap as possible.

Plant Concepts

It is highly improbable that a material with all these properties will ever be developed. Consequently a compromise between various properties must be made in most cases. In order to decide where such compromise can be reasonably made, it is useful to distinguish between two types of plant which a chemical engineer may be asked to design.

(a) Minimum-cost plant. This is a generally required for conventional, well established processes. The main object of the design engineer is to keep overall costs to a minimum. Hence, the cheapest materials, commensurate with reasonable chemical and physical properties, are selected.

(b) The 'cost-no-object' plant. This may apply to a new process plant which must produce a specific product at almost any cost. An example of this is shown in the early stages of the nuclear industry, in early polymerisation plant and in many present-day missile projects. Here, the chemical engineer can afford to use a new and often very expensive metal, alloy or ceramic. Alternatively, the materials technologist may be able to 'tailor-make' a new material to suit particular specifications. In time this second process will probably become well established and more processing data will become available.

Economic costs will begin to play an increasingly important role at that stage. It may be necessary then to select a less expensive material, which may perform just as well.

We see, therefore, that only in case (a) can a possible compromise with properties be effected. The question is how such compromise is to be made. When looking through the list of properties mentioned above, there are several properties which can be considered as 'fixed' and which it would not be judicious to alter, for example chemical resistance in certain processes or factor of safety in design. On the other hand, a compromise in the ultimate strength or economy can sometimes be reasonably made. Yet again it may be more economical to allow a certain amount of corrosion to take place by selecting a piece of plant in carbon steel rather than more expensive alloy steel, particularly when depreciation of the plant is taken into account (assuming, of course, that downtime costs for interchanging plant are negligible). For example, the lifetime of a centrifugal pump made in titanium may be estimated at about 10 years. By making the pump in cast iron, its lifetime may perhaps be reduced to 2 years. Now the complete plant in which this pump is installed might have a total depreciation spread over eight years and, therefore, the cast-iron pump would have to be replaced four times over this period, but it would still be cheaper than a pump made in alloy steel.

Other methods of reducing material costs would be to cover a cheap, basically strong material, such as mild steel, with a thin layer of expensive metal such as titanium or platinum. This is becoming quite an acceptable technique, particularly for metals that would otherwise be prohibitively expensive. Still other ways of protecting basically cheap materials are by applying organic or inorganic paint films which have a considerable chemical resistance to a large number of media. ✓

It is quite obvious, therefore, that selection of the optimum material of construction at the most economic price is largely dependent upon a fundamental knowledge of the properties of the material. But, in addition, it also depends greatly on practical experience. Nothing can replace experience in plant design and, despite the many useful corrosion charts in existence, it must be stressed that reference to them can often be misleading to anyone not experienced in this field. It is not sufficient to know that a material will resist corrosion in a particular environment under certain temperature conditions. In order to competently select a material of construction, it is important to know why it is resistant to corrosion.

Plan for Selection of Materials

A brief plan for overcoming the problem of selection of materials of construction is given as follows:

- (i) Preliminary selection: experience, data, literature, availability, properties, etc.
- (ii) Laboratory testing. Reevaluation of apparently suitable materials with test pieces included in laboratory runs of the proposed process.
- (iii) Application of data obtained in (ii) and final selection:
 - (a) Interpret laboratory results and other data in terms of plant operation, giving consideration to the effect of all possible variations.
 - (b) Compare the economic features of apparently suitable materials - cost, life, scrap value, etc.
 - (c) Determine the need for a semiworks check of data.

Each of these factors will now be considered in turn.

(i) Preliminary Selection

The perfect material of construction for the plant in which chemicals are handled should be:

- (a) Unattacked by the chemical reagents used.
- (b) Without influence on the chemical process.
- (c) Mechanically sound and easily fabricated.
- (d) Essentially economic in cost.

In practice it is very rare to find all the factors satisfied by any single material and in certain unpleasant processes not one may be completely fulfilled.

It is also true that no general rules for a choice of materials can be laid down: there can be little or no relationship between the attack of caustic soda solution on cast iron and the action of hot reducing gases on silica brick. One of the few distinctions which can be generalised is that between resistance to oxidising conditions and that to reducing conditions.

Because chemical plant must be primarily designed for corrosion resistance, the preliminary selection should therefore be based on a study of listed tables of corrosion data.

Once a preliminary selection has been made on the basis of this published data, manufacturers should then be contacted to obtain up-to-date information on availability and cost.

(ii) Laboratory Testing

The data published are by no means exhaustive and with new processes it is frequently necessary to run laboratory tests of proposed materials of construction.

Some understanding of the mechanism of corrosion is applicable at this testing stage, particularly the theory and mechanism of electrochemical corrosion, since many items of standard equipment suffer electrochemical corrosion under new conditions of operation. For example, an electrochemical action is rapidly set up in solutions of electrolytes or even a concentration cell action can start up, using as the positive the high carbon blackfilling in a bush or packing. Or, in marine atmospheres, rapid electrochemical action will corrode the aluminium dipoles of TV aerial at the synthetic rubber carbon-filled insulating bush.

Particular aspects of electrochemical corrosion which should be studied at this stage are :

- (1) Soil corrosion, and
- (2) Stress-corrosion cracking.

The first depends greatly on distribution and nature of moisture in soils. In arid regions this type of corrosion is negligible. Soluble electrolytes, to give electrolytic conductivity to soil moisture, are also an important factor. Thus in an agricultural area, corrosion tends to be enhanced by an increased conductivity due to soluble fertiliser salts. A type of corrosion which is quite common results from activity of certain anaerobic soil bacteria which reduce sulphates in the vicinity of an iron surface, giving iron sulphide.

Not only do these bacteria produce corrosion by their own activity but they also produce highly reducing conditions, so that the site of their action tends to become anodic to other regions by a type of differential aeration.

Stress-corrosion cracking is a type of intergranular corrosion which takes place only when the metal is subjected to a considerable stress in the presence of the corrosive medium. The best known^{example} of this is caustic embrittlement in steam boilers, but until comparatively recently, little attention has been paid to this phenomenon as related to chemical plant. A recent publication by Shvartz and Kristal¹ lists work of Soviet origin carried out on this aspect of chemical plant construction.

Many important pieces of chemical plant are subjected to the simultaneous action of corrosive chemicals and tensile stresses during use. Practical observations and the results of laboratory investigations have

shown that stressed metals rapidly lose their resistance and undergo cracking when submitted to the action of certain corrosive chemicals. The danger of corrosion cracking consists essentially not only in the destruction of the metal, but in the fact that even in the absence of noticeable variations of surface, such as thinning or pitting, a sudden loss of part or of the whole of the equipment can occur. Cases of premature destruction of evaporators, electrolytic cells, ducts, storage tanks and other chemical plant and machines have become more frequent in recent years, and in a number of cases the equipment has had to be replaced after a few months, and sometimes even a few days, of service.

Destruction sometimes occurs even in relatively mild aggressive media. Thus, for example, a case was reported of corrosion cracking of a pump made of 18/8 stainless steel in water containing only low concentration of chloride. Corrosion cracking can take place under the simultaneous effects of a corrosive chemical and alternating stresses, this type of destruction being termed corrosion fatigue. The corrosive medium acts by producing pitting cracks or fissures which act as stress raisers in originating fatigue fracture.

Almost all metals used in chemical plant construction are susceptible to corrosion cracking - carbon steels, chromium and chrome nickel alloys, aluminium alloys, brasses, lead and other metals are known to fail in a specific medium due to corrosion cracking.

Intercrystalline corrosion can also lead to failure of chemical plant, particularly if the plant has been fabricated by welding, this tendency being exhibited particularly by high chromium and chrome-nickel steels. This tendency can be reduced by heat treatment, by surface compression or by electrochemical protection.

The correct choice of the material for the construction of chemical plant and machinery, the application of the most efficient methods of design and construction, and the means of protection against corrosion cracking and intercrystalline corrosion can only be achieved if the chemical engineer possesses knowledge of the theory of corrosion processes, results of full-scale plant performance, and the evidence from preliminary laboratory experiments.

(iii) The Application of Data

The corrosion data for the material of construction having been satisfactorily obtained, it is now necessary to apply these to the design.

The mechanical properties of the material are now of prime importance - the form in which the material must be used, as, for example, in a casting or as a fabricated item from sheet. The physical properties of the material have to be considered with aspects such as machining or assembling in mind. These properties must be considered (in conjunction with the effect on these) of all the possible variations in the plant, such as temperature, pressure, stress, concentration and flow patterns.

Materials Costs

More difficulties are encountered when actual prices of materials of construction are required for estimating costs. Materials manufacturers in the United Kingdom are generally reluctant to reveal prices or to give estimates of fabrication costs. This makes any analysis of economics of materials of construction very difficult and, in some cases, impossible to carry out satisfactorily. Table 1 gives costs of fabricated tube of various materials as well as fabrication costs. This shows the importance of a precise knowledge of percentage fabrication costs involved.

Such a breakdown would show the relative importance of labour costs in fabrication, and since labour costs increase far more steeply than costs of basic materials, products with higher percentage fabrication costs may be expected to increase more rapidly over the years.

Another useful guide to the fluctuation of material costs is given by the various cost indices published by such bodies as the Board of Trade, economist intelligence units and various technical journals. Cost indices for chemical plant are not specifically compiled by the Board of Trade; they have, therefore, to be synthesised from available mechanical, electrical, construction and labour costs. Thus, a typical index for a chemical plant costs (as published in CHEMICAL AND PROCESS ENGINEERING) is :

0.5 Mechanical + 0.1 Electrical + 0.1 Civil from Board of Trade
+ 0.2 Wages from Ministry of Labour.

It is useful, therefore, to collect such cost indices which will give an approximate estimation of plant costs on the basis of similar plant erected elsewhere. Table 2 gives a comparison between certain Board of Trade indices for specific steel products such as reinforcing bar, angles and tees, hot finished tube and A.P.I. pipe, showing a considerable difference in the 1960 indices for these various products

compared with the 1953 base of 100 units. Hawkes has plotted the cost of rotodynamic pumps against the horsepower of prime movers. His cost factors are based on pumps with cast-iron casings, bronze rotors, eye rings and sleeves. He suggests the following as a rough guide to cost determination for other materials :

Cast iron	1.0
Bronze	2.0
Steel	1.3
Stainless steel	3.0
Monel	4.0

These factors are very useful in helping the design engineer to arrive at a first approximation of costs.

Classification

In order to compare and contrast materials of construction, it is useful to group them into specific categories according to their constitution and properties. This is shown in Table 3, where a classification that is, to some extent, novel has been applied. An obvious distinction can be made between metals and non-metals, but confusion often arises when a classification within these groups is made.

Clearly the chemical engineer must make a valid distinction between ferrous metals; mild steel, stainless steel and cast iron; and non-ferrous metals. But within the non-ferrous metals group a distinction can be made between those metals that resist corrosion by virtue of their nobility - high position in the electrochemical series - like platinum or silver, and those metals that have a fairly low position in the electrochemical series and owe their superior corrosion resistance to formation of a surface oxide film such as nickel or titanium. Perhaps for the chemical engineer it is more important to differentiate between 'general-purpose' non-ferrous metals that are cheaper and can be widely used, and special-purpose metals, i.e. platinum, nickel and titanium that are expensive and are only used where nothing else can replace them.

The polymer group includes the plastics as PVC, polyethylene and reinforced plastics and some special-purpose plastics such as nylon, PTFE, etc., as well as rubber. These materials are not destroyed by corrosion but by ageing or depolymerisation. The silicate minerals group includes glass and ceramics which are chemically inert

provided (in the case of ceramics) that the surface is completely non-porous. Cement, another member of this group, has fairly poor chemical resistance because of its porosity. The protective coatings fall into two groups: metallic coatings like zinc and aluminium, and organic and polymeric coatings like epoxides, chlorinated rubber and bitumen. Their usefulness as protection against corrosive environments is very much dependent upon the conditions of the metallic substrate and the method of application. The miscellaneous group only contains two materials: timber and carbon. Both are unique; timber is the only naturally reproducible material of construction, and carbon (usually in the form of synthetic graphite) is quite inert to chemicals at atmospheric conditions.

High-Temperature Resistance

High-temperature processes are becoming increasingly important in the chemical and process industries, particularly in those branches with which chemical engineers will be increasingly concerned in the future, such as missile technology, furnace refractories, etc. Although the following chapters deal more with materials of construction in the chemical industry, some mention should be made of the new materials designed towards the ultimate defiance of heat.

A major significant advance during recent years has been the development of the more refractory borides, nitrides and carbides - these materials possess some of the highest melting points known. Excellent properties may be obtained in bodies of these compositions provided there is little porosity. Among these new materials, certain generalities regarding properties can be made as shown in Table 4.

(i) Refractory carbides are amongst the highest-melting-point materials known. Thus hafnium and tantalum carbides have melting points over $3,800^{\circ}\text{C}$. Although several of these refractory carbides begin oxidising at temperatures of $1,800^{\circ}\text{F}$., the oxide products are sometimes refractory and protective. For this reason, these materials are being actively considered and tested as rocket nozzles for solid and liquid fuels.

(ii) One of the outstanding properties of the borides, particularly TiB and ZrB, is their resistance to chemical attack at moderate temperatures. They are resistant to most acids and to molten salts such as cryolite. They are, therefore, useful as thermocouple protection tubes and wall coatings. A new and promising oxidation-resistant material, which also shows good electrical and thermal conductivity, is $\text{ZrB}_2 \cdot \text{M}_0\text{Si}_2$, which

is used as a coating or solid shape, can withstand 3,500°F in air for several hours. Thus, possible applications would be for gas-fired furnace liners, protection tubes, burner nozzles, etc.

(iii) The nitrides are known for high-temperature inertness in many non-oxidising environments, for example BN and AlN are inert to many molten metals. Most nitrides appear to be most satisfactory for containing reactive metals such as silicon. They may find use as special refractories in both ferrous and non-ferrous metals industries.

Selection of Gaskets

In connection with assembly of even standard items of equipment it is frequently found that sufficient consideration is not given to basic joints such as seals, gaskets and glands. The usual packed gland on a centrifugal pump is very susceptible to the action of solvents, since these leach out the lubricant from the packing and the friction of the dry packing causes rapid disintegration of the basic asbestos fibre.

Gasket selection is very important since, no less than any other material of plant construction, it is dependent upon the temperature, pressure and chemical nature of the confined material, and on the relative ease and economy of installation and maintenance.

The essential function of a gasket is to seal a joint to prevent leakage and yet the joint must be easily dismantled and reassembled. The gasket material should be as serviceable as the material of the equipment with which the gasket is used, but must not form a permanent bond with the flange faces. Asbestos is the most common gasket material and has wide applications by itself or in combination with graphite, cloth plastics or metals. Wire for additional strength is sometimes inserted as strands in the weave of asbestos cloth.

Compressed asbestos sheet is made from a mixture consisting of about 75% asbestos fibre combined with rubber, plastic material, graphite or shredded metal in varying quantities; the mixture is rolled into sheet form and subjected to high pressure to compact and bond the materials. Soft rubber compounds are formed into sheets and moulded sections of various forms and are often reinforced with cotton fabric cloth or metal wires. Pure metals are used frequently for sheet or ring gaskets, either by themselves or with wholly or partially enclose asbestos.

The metal is generally annealed to give maximum plasticity and, when used in sheet form, the thickness is usually 16 s.w.g. During the last war the Germans used cork gaskets and found these satisfactory, particularly for solvents at temperatures up to 150°F.

For most low pressure chemical services the most commonly used gasket is the plain, asbestos, rubber-filled type fitting between plain, full-face flanges. This type of gasket can be installed more accurately and conveniently, since the bolts help to align it. It also provides a wider area of contact, resulting in less chance of flange damage by corrosion, and chipping or breaking due to non-uniform tightening of bolts. At higher pressures the gasket pressure required for sealing tends to overstress the bolts.

The calculation of this pressure can be estimated as follows. The ability of a gasket to prevent leakage at a joint is dependent upon the frictional resistance between the flange and the gasket contact surfaces. This resistance is dependent on the total load applied to compress the gasket.

If "d" represents the inner diameter of a flat gasket, "w" the gasket width and "p" the pressure required to compress the gasket, then the total area of the gasket subjected to deformation is :

and the load to compress the gasket is:

Rearranging this gives :

Substituting the mean gasket diameter G of the gasket for $d + w$, this becomes:

= compressive load, S

This formula must be modified to accord with practical experience in line with the A.P.I./A.S.M.E. code for unfired pressure vessels.

The unit load "p" required to compress the gasket is replaced by a product mp , where m is a constant determined by the gasket material

and p is the internal operating pressure and the width w of the gasket replaced by an effective yield width b . Then the joint contact surface compression becomes:

Thus, for a 3-in. N.B. pipe flange, pressure 50 p.s.i., flange o.d. = 7 1/4 in., 4 x 5/8 in. diam. bolts, compressed asbestos gasket rubber filled:

Gasket factor $m = 2.50$

Effective gasket width

Mean gasket diam. $G =$

Then

The unit seating load for this material is 4,500 p.s.i.

The fluid static pressure based on the mean gasket area:

Then the minimum bolt load is:

$$4,250 \text{ lb.} + 1,035 \text{ lb.} = 5,285 \text{ lb.}$$

The corresponding bolt stress would be 4,300 p.s.i., which is a safe stress for this bolt material.

Providing the joint load is maintained, the gasket would provide an adequate seal. However, under changes of temperature this may not be possible. Corrosive action is resisted by the edge of the gasket, providing this contact seal is maintained. However, if the seal pressure is relaxed, condensation or crystallisation may take place in the gasket material and cause the material to desintegrate.

Reference

1 Hawkes E.

Chemical and Process Engineering

43 1962 p. 53

TABLE 1. MATERIAL AND FABRICATION COSTS

Material		Fabricated tube cost, \$/lb.	Fabri- cation cost, %
Mild steel	..	0.05	17
PVC:			
High-impact	..	0.26	45
Low-impact	..	0.24	45
Stainless steel	..	0.4	100
Monel	0.5	42.5
Coronel	3.2	14.8
Zirconium	11.2	84.5
Tantalum	50.0	45

TABLE 2. COMPARISON OF CERTAIN B.O.T. INDICES WITH SPECIFIC STEEL PRODUCTS

Year	B.O.T indices			Steel products			A.P.I. pipe		
	Mechanical engineering materials	Iron and steel	Reinforcing bar	Angles and tees	Tube hot finished 2 in. and over	2 in. diam	6 in. diam	12 in. diam	
1953	100	100	100	100	100	100	100	100	
1954	103	101	101	101	101	101	101	101	
1955	113	105	103	105	106	102	104	105	
1956	120	114	110	114	114	109	111	112	
1957	125	125	124	137	124	120	120	120	
1958	127	129	128	140	129	124	124	124	
1959	128	127	125	139	128	120	125	125	
1960	130	127	125	135	129	117	127	127	

TABLE 3 CLASSIFICATION OF MATERIALS OF CONSTRUCTION

Group	Materials
(1) Ferrous metals	Mild steel Cast iron Stainless steels
(2) Non-ferrous metals (general purpose)	Aluminium + alloys Copper + alloys Nickel + alloys
(3) Non-ferrous metals (special purpose)	Titanium New metals: Beryllium Tantalum Zirconium Niobium Lead + alloys Platinum 'noble' metals Silver
(4) Silicate minerals	Glass Ceramics Concrete
(5) Polymers	PVC Polyolefines Reinforced plastics General plastics: Styrene co-polymers Nylon PTFE polymethyl methacrylate Rubber and ebonite
(6) Miscellaneous	Timber Carbon
(7) Protective coatings	Zinc coatings Aluminium coatings Paints: Bitumen Epoxy Vinyl Chlorinated rubber Alkyd Coal tar Silicone Urethane

TABLE 4 HIGH-TEMPERATURE MATERIALS

Material	Melting point temp., °C.	Hardness $\times 100$	Modulus of rupture p.s.i.	°C.	Resistance to acids	Theoretical density g./c.c.	Available density g./c.c.
<u>Carbides:</u>							
HfC	3,890	2,533	34,000	25		12.2	11.2
TaC	3,880	1,952	12,600	2,000			
ZrC	3,175	2,090	31,000	25	Slightly soluble	14.5	13.0
TiC	3,250	2,470	17,000	2,000	HCl	6.7	6.3
			32,000	25	Slightly soluble	4.9	4.75
			13,000	2,000	H ₂ SO ₄		
WC	2,620	2,100	50,000-				
			80,000	25	HF-HNO ₃	15.7	15.2
B ₄ C	2,425	2,800	27,000	25		2.52	
SiC	2,300	2,740	15,000	2,200	HF-HNO ₃	3.22	3.1
SiC	3,500	-	35,000	25	-	7.5	6.8
<u>Borides:</u>							
ZrB ₂	3,040	1,560	25,000	18		6.09	5.5
WB	2,860					16.00	15.3
TiB ₂	2,980	2,710	19,000	25	HCl	4.52	4.3
Mo ₂ B	(2,000)				HCl, Hf	9.31	8.68
HfB ₂	3,250				HCl	11.2	10.5
<u>Nitrides:</u>							
BN	3,000	230	15,800	25		2.25	2.1
AlN	(2,450)	1,200	38,000	25	Dissolves slowly	3.26	
			18,000	1,400			
HfN	3,310					14.0	12.2
TaN	2,890					14.1	13.5

17

100

VÝROBA NEREZAVĚJÍCÍCH OCELÍ

Ing. Jan Chvojka
Moravské chemické závody
Ostrava, ČSSR

Otázky výroby nerezavějících ocelí, způsob výroby klasických nerezavějících ocelí v el. obloukových pecí a některé nové prvky k z hospodárnění výroby, zkušenosti s výrobou nerezavějících ocelí na martinských pecích, nové prvky při liti ingotů z nerezavějících ocelí a při jejich zpracování, úsporně legované nerezavějící oceli a perspektivy jejich výroby.

K hlavním rysům hospodářského vývoje v ČSSR po druhé světové válce patří rozsáhlá výstavba energetické základny a chemického průmyslu a rozvoj těžkého strojírenství a s rozvojem těchto odvětví také úzce souvisí rychlý vývoj výroby nerezavějících ocelí. Rychlý růst výroby nerezavějících ocelí nastal ve všech průmyslově vyspělých zemích světa a mezi těmito zeměmi patří ČSSR dnes k významným výrobcům a předním spotřebitelům těchto materiálů. Výroba nerezavějících ocelí úzce souvisí především s rozvojem chemického průmyslu, který má od roku 1948 stále stoupající tendenci /obr.1/ a perspektivní plán do roku 1965 naznačuje i nutnost ještě rychlejšího vzrůstu výroby nerezavějících ocelí v ČSSR než tomu bylo dosud.

Rozvoj výroby nerezavějících ocelí by byl nemyslitelný bez zdokonalení a z hospodárnění výroby v ocelárnách. Když se po druhé světové válce začala výroba nerezavějících ocelí rozvíjet, začal se

hromadit odpad z těchto ocelí, který při nízkém využití z ingotu až na hotový výrobek, mnohdy hodně pod 50 %, nebylo možné zpracovat. Tím nebylo možné legující prvky, obsažené v odpadu, využít a mimo to, že se legovaný odpad hromadil, byla cena těchto ocelí vysoká, což bylo brzdou pro širší použití nerezavějících ocelí.

Bylo proto navrženo několik způsobů technologie, jak odpad vysoce legovaných ocelí využít. Nejlepší se nabízel způsob přetaveb pomocí redukčních přetaveb v elektrických obloukových pecích. Při těchto přetavbách však obsah plynů v lázni stoupá a dochází také k nauhličení lázně, takže tento způsob pro běžné druhy nerezavějících ocelí, které mají nízký obsah uhlíku je nepoužitelný. Částečné řešení bylo nalezeno tím, že do vsázky byly přidány nízkouhlikaté odpady, nebo bylo provedeno slití dvou taveb, t. j. přetavby nerezavějících odpadů a tavy nízkouhlikaté oceli a tím se dosáhlo potřebného snížení obsahu uhlíku v oceli. Aby byl tento pochod provozně bezpečný, bylo nutno snížit množství vratného odpadu pod množství vznikajících odpadů během zpracování a pochod se stával přes poměrně vysoké využití prvků z odpadů neekonomický a provozně náročný. Možnost výroby nerezavějících ocelí přetavbami také skýtala vysokofrekvenční pec, kde však kyselá vyzdívka tavením velmi trpěla a vlastnosti zásadité vyzdívky dovozovaly provoz jen na menších pecích.

V SONP Kladno pak také byla vyzkoušena přetavba nerezavějících ocelí na martinských pecích, čehož bylo využito pro zavedení dvou výrobních způsobů a to výroby v SM peci na hotovo, o čemž bude ještě dále referováno a duplexního způsobu, kdy tavení probíhá v martinské peci a tava se přelévá do elektrické pece, kde se dohotoví. Využívá se tím výhody tavení v martinské peci, kdy dochází k minimálnímu nauhličení vsázky a výhody dohotovení v elektrické peci, které umožňuje rychlý zahřev tavy a rychlé rozpuštění velkého množství přísad.

V počátcích zavádění výroby přetavbami se rozvinula diskuse, zda je jakost oceli, vyrobené přetavbou, rovnocenná ocelím vyráběným klasickým oxydačně redukčním pochodem. Řada zahraničních pramenů uvádí, že přetavby jsou jakostně rovnocenné tavbám, vyráběným z nelegované vsázky. Přes tyto závěry je v mnohých závodech přistupováno k provádění redukčních přetaveb s opatrností a pro zvětšení jistoty pak byly tavy pro zvlášť náročné účely vyráběny bez přetaveb. Teprve zavedení přetaveb na elektrických obloukových pecích

pomocí kyslíku učinilo průlom de výroby nerezavějících ocelí a dnes je tento způsob zaveden s různými obměnami ve všech zemích vyrábějících nerezavějící oceli. V pečátcích byl tento pochod doprovázen řadou potíží, jejichž překonávání způsobovale v podrobnostech v různých pednicích rozdily v technologii a brzdilo jeho rozšiřování. Postupně byla tato technologie propracována a byl tak vyvinut způsob, jak běžně zpracovávat vznikající odpad nerezavějících ocelí při příznivém využití legujících prvků a při dobré jakosti vyráběné oceli, odpevidající všem jakostním požadavkům.

Podstata pochodu spočívá v tom, že se nerezavějící odpady roztaví v elektrické obloukové peci, po roztavení se vypne proud a fouká se do lázně kyslík. Spalováním Si, Mn a Cr vznikají exotermické reakce, lázeň se zahřívá a po dosažení dostatečně vysoké teploty začne předbíhat oxidace uhlíku oxidací chromu. Tím i při vysoké koncentraci chromu v lázni dochází k snižování obsahu uhlíku v lázni. Po dostatečném sfoukání uhlíku v lázni se provede redukce chromu ze strusky pomocí redukovačel, struska se stáhne, vytvoří se nová redukční struska, tavba se doleguje a vypustí z pece.

Tento zhruba načrtnutý postup má však několik nevýhod. Než se dosáhne dostatečných teplot lázně, aby oxidace uhlíku předbíhala oxidací chromu, dochází k propalu dosti velké části chromu ve vsázce a také vysokými teplotami, vzniklými foukáním kyslíku do lázně silně trpí pec. Při výrobě nerezavějících ocelí se pracuje s velkými hodnotami, proto je ve všech ocelárnách, zabývajících se touto výrobou, věnována pozornost tomu, aby technologie této výroby byla co nejúspornější, to jest aby využití legujících prvků bylo co nejvyšší, aby pec trpěla co nejméně a také aby lidská práce byla co nejvíce ušetřena. Zmíná se o některých prvcích, které v tomto směru přinesly úspěchy.

- 1) Snaha nahradit drahý ferrochrom s nízkým obsahem uhlíku levnějším výšeuhlíkatým ferrochromem vedla v některých případech k tomu, že byly zavedeny přísady výšeuhlíkatého ferrochromu do vsázky. Tento způsob však vede k tomu, že se tavení vsázky ztěžuje a značně větší procento chromu přechází během foukání kyslíku do strusky. Dosáhne - li se dobré redukce strusky po foukání kyslíku, přesto lze

dosáhnout úspor na nízkouhlikaťm ferrochromu. Zvýšení obsahu uhlíku v lázni přísadou výšeuhlíkaťého ferrochromu se neprojevuje ztížením sfoukávání uhlíku.

- 2) Aby bylo dosaženo co nejmenšího sfoukání chromu je nutné, aby foukání kyslíku bylo započato při co nejvyšší teplotě lázně. Na příklad ve VŽKG je stanoveno, že foukání kyslíku může být započato až po dosažení teploty lázně 1580° C. Rychlého dosažení této teploty se v některých závodech docíluje přísadou Si do vsázky buď v podobě FeSi nebo v podobě křemíkatých odpadů, kdy při foukání kyslíku, prováděném již při dotavování, vzniklou exotermickou reakcí dochází k rychlému zvýšení teploty lázně. Teoreticky nejvhodnější by bylo dosažení teploty, odpovídající reakční teplotě uhlíkové reakce a pak teprve započít se sfoukáváním uhlíku. Toho však nelze prakticky dosáhnout.
- 3) Foukání kyslíku je nutno provést tak, aby doba foukání byla co nejkratší. Tomu odpovídají podmínky, kdy intenzita foukání kyslíku se pohybuje kolem 2 m³ kyslíku na 1 t/min. a tlak kyslíku se pohybuje od 8 - 10 at. Snížení pracnosti, zlepšení pracovních podmínek a zkrácení doby foukání bylo ve VŽKG také dosaženo obalováním ocelových trubek šamotovými trubkami a připevněním trubek k přípravku na čepu sázečího stroje.
- 4) Důležitou úlohu pro využití chromu má způsob redukce strusky po foukání kyslíku do lázně, kdy struska obsahuje až 40 % Cr₂O₃. Poměrně dobrých výsledků bylo ve VŽKG dosaženo tím, že bylo do vsázky, před a během foukání kyslíku přidáváno vápno tak, aby se basicita strusky zvýšila na 2,0, kdy jsou podstatně příznivější podmínky pro uvolnění chromu ze strusky. Pak se přidává do lázně Al na tyči v množství 0,7 kg Al/t, lázeň se redukuje CaSi v množství 2 kg/t a hliníkem v množství 1,4 kg Al/t.

Vyšší basicita strusky se dosahuje v některých závodech tak, že se po natavení struska redukuje práškovým silikochromem a koksem, struska se stáhne a nová struska se tvoří pomocí vápna v množství 2,5 % váhy vsázky. Pro redukci se v mnohých případech používá silikochrom, který přisadí - li se bezprostředně po dmychání kyslíku, zaručuje vysoké

slučování kyslíku kovu s křemíkem. Tím je možné zvýšit přísadu SiCr, aniž by došlo k překročení obsahu Si v tavně, čímž se dosáhne ekonomického efektu levnější přísadou chromu ze SiCr než z nízkouhlíkatého ferrochromu.

- 5) Během dmychání kyslíku se dosáhne v peci vysokých teplot a čím delší je trvání vysokých teplot, tím více trpí vyzdívka pece, nehledě k tomu, že vysoké teploty jsou také nepříznivé pro redukci strusky. Proto je nutné co nejrychlejší zchlazení lázně. Toho se běžně dosahuje přísazením ferrochromu, neb v některých případech se k schlazení lázně používá odpad, nejúčelněji odpad téže jakosti jako je vyráběná tavba.
- Ve VŽKG byl zaveden následující postup. Po dmychání kyslíku do lázně a po provedení redukce strusky se provede vypuštění tavby do pánve a její znovunaltí do pece. Dosáhne se tím několika výhod, především intensivního zchlazení pece, možnosti případné částečné opravy pece, zlepšení redukce strusky během společného vypouštění oceli a strusky a zlepšení pracovních podmínek tím, že je odstraněna namáhavá práce se stahováním strusky a s přísazováním FeCr, který je po vypuštění tavby vsazen košem do pece. Dohotovění taveb s potřebným dolegováním se provádí běžným způsobem.

Metallurgové všech oceláren, které vyrábějí nerezavějící oceli, věnují stálou pozornost tomu, jak vyrobit nerezavějící oceli co nejehospodárněji a s co nejlepšími jakostními výsledky. V některých těchto ocelárnách se pak dosahuje velmi vysokého využití chromu z odpadu, dosahujícího až 90 %, přesto ještě značná část chromu se ztrácí ve struskách. Ve VŽKG bylo vyzkoušeno využití strusek s vysokým obsahem chromu, získaných z přetaveb, buď pro přetavení a získání slitiny železa a chromu, neb pro legování střednělegovaných taveb chromem, kdy je tato stauska přidávána na strusku vyráběné tavby a chrom je redukován FeSi. Tyto zkoušky daly příznivé výsledky.

Při zavádění výroby nerezavějících ocelí přetavbami pomocí kyslíku byly prováděny podrobné zkoušky za účelem ověření vlastností takto vyrobené oceli. Ukázalo se, že tvařitelnost ingotů se

nezměnila, stejně i odolnost proti korozi a čistota a mechanické hodnoty daly ještě lepší výsledky, než tavby, vyráběné dřívějším způsobem bez přetaveb.

Zvláštní kapitolou ve výrobě nerezavějících ocelí je jejich výroba přetavbami na martinských pecích. V zahraničí nenalezl tento výrobní postup uplatnění, v ČSSR však zaujímá výroba na martinských pecích zvláštní místo ve výrobě nerezavějících ocelí a proto bych se chtěl podrobněji zmínit také o tomto způsobu výroby.

Výroba nerezavějících ocelí přetavbami na martinských pecích byla vyvíjena v několika alternativách na 30 t martinských pecích v SONP Kladno a zkoušky byly prováděny i ve VŽKG. Byl vyzkoušen způsob, kdy přetavba za použití kyslíku byla prováděna v martinské peci podobně jako v elektrické peci. Také byl vyzkoušen duplexní způsob martinská - elektrická pec s různými alternativami technologie. Tyto způsoby měly některé nevýhody, především stoupaní obsahu fosforu v tavných. Až v poslední době se ustálil pozměněný způsob přetavby nerezavějící oceli v martinské peci. Nemožnost provádět ekonomicky přetavby náhradních nerezavějících ocelí s vysokým obsahem manganu dosud zavedeným způsobem pomocí kyslíku v elektrických pecích donutilo VŽKG vypracovat technologii přetaveb na 50 t martinské peci.

Pro provádění přetaveb je zásadně volena jen pec v dobrém stavu. Nasazení a vedení přetaveb je pak nutno provádět pod zorným úhlem těchto hlavních požadavků: Dosáhnout co nejvyššího využití legur, dosáhnout správného chemického složení a správné teploty těchto taveb při co nejnižším obsahu plynů a vměstků oceli. Tavba, neb dvě tavby prováděné před přetavbou se nasadí bez vsázky surového železa, tedy jen se vsázkou odpadu a s nauhličením koksem. Tímto způsobem se omezí nebezpečí zvýšení obsahu fosforu během přetavby. Postup sázení se provádí takto: Před zahájením sázení se provede zahřev peci plným příkonem, na půdu se nasadí nejdříve lehký odpad, pak FeCr, Ni a SiCr, těžší odpad Ak ocelí a nakonec t. zv. Darby odpad. Sázení se provádí s meziohřevy. aby prohrátí vsázky bylo dokonalejší a roztavení méně obtížné.

Složení vsázky je dáno především tím, aby nebyl v hotové tavně překročen obsah fosforu a uhlíku. Proto množství vsazovaného vratného odpadu se většinou nevolí větší než 45 %. Do vsázky se přisazuje tak zvaný Darby odpad, především proto, aby bylo zajištěno dostatečně nízké natavení uhlíku, případně i fosforu.

Nejekonomičtější by bylo používat jako Darby odpad nízkouhlíkatý odpad, vznikající při výrobě hluboketažných plechů, neb ještě lépe odpad z trafoplechů, který mimo nízký obsah uhlíku a fosforu obsahuje také vysoký obsah Si, zvláště výhodný pro tyto tavby. Jelikož případné nedostatečné vytrídění odpadu by mohlo způsobit zmetkování tavby, byla pro tento účel volena výroba t. zv. Darby odpadu, kdy je v martinské peci vyrobena ocel s obsahem max. 0,03 % C a max. 0,015 % P a odlita do co nejmenších ingotů.

Do vsázky je pak nasazeno potřebné množství Ni, FeCr, případně FeMo, dle druhu vyráběné oceli a SiCr neb FeSi na množství 0,70 % - 1,00 % Si ve vsázce. Do vsázky se nepřidávají žádné struskotvorné přísady, což umožňuje, že již samo o sobě obtížné tavení vsázky není ztěžováno a také poměrně malé vytvořené množství strusky zlepšuje možnost zahřátí lázně a znemožňuje přechod většího množství chromu do strusky. Obtížné tavení vsázky i obtížný prohřev lázně prodlužuje tavby a zhoršuje stav celé pece. Proto byl původně nižší obsah křemíku ve vsázce, který svou větší příbuzností ke kyslíku zabraňoval většímu propalu chromu, neb manganu, zvýšen a ke konci tavení, neb krátce po roztavení byl do lázně foukán kyslík. Spalováním křemíku dochází k intenzivní exotermické reakci a dojde k rychlému zahřátí lázně, které je zároveň podporováno i pohybem lázně při dmychání kyslíku. Teplota lázně se zvyšuje tak, aby přísadou zbývajících legur došlo k zchlazení lázně jen do té míry, aby byla zajištěna odpichová teplota. Periodickým pohazováním strusky drobným FeSi neb CaSi se udržuje po celou dobu tavby v lázni stanovené min. množství Si a tím se dosahuje toho, že se zabránuje vzniku kysličníků legujících prvků a jejich přechodu do strusky, případně se kysličníky těchto prvků, již ve strusce obsažené redukuje. S tím pak souvisí, že při natavení hustá struska se ztekutí a ulehčí se celý pochod.

Popsaná technologie byla vyzkoušena a zavedena ve VZKG u jakostí 17241, 17246, 17347 a především u jakostí 17460 /viz tab.I/. Tento způsob vedení taveb vyžaduje poměrně vysokou náročnost na osádku pece i na pece samé. Nejvýhodnější je zavedení této technologie pro přetavby oceli 17406, kde vzhledem k nižší potřebné teplotě před odpichem takřka o 100°C než u klasických nerezavějících ocelí je náročnost

na pec menší a také ekonomický přínos nejen vysokým využitím chromu ze vsázky /90 - 95 %/, ale i manganu /70 - 75 %/ a dusíku /90 %/ je nesporný. Při zavádění této výroby bylo provedeno podrobné ověřování jakosti těchto taveb a bylo konstatováno, že dle provedených zkoušek lze ocel z mart. pecí klasifikovati jako zhruba rovnocennou oceli vyráběné na elektrické peci. Provedení laboratorních zkoušek nemůže v celé šíři ověřit použitelnost a jakost oceli, proto teprve dleuhodobější zkoušky při praktickém použití plně dokreslí jakost oceli, vyrobených přetavbou na martinské peci. Intensifikované martinské pece, vyzděné vysocežáruvzdorným materiálem skýtají zvláště možnost provádění přetaveb nerezavějících ocelí, čehož bylo v ocelárnách v ČSSR využito a byly tím získány tyto výhody:

- 1) Již zmíněný ekonomický přínos snížením množství drahých legujících přísad.
- 2) Úspora dovážených deficitních legur, především nízkouhlíkatého FeCr, Mn-kovu a elektrolytického dusíkatého Mn.
- 3) Možnost hospodárného zpracování odpadu náhradních nerezavějících ocelí s vysokým obsahem Mn.
- 4) Možnost zvýšení výrobní kapacity nerezavějící oceli.
- 5) Menší opotřebení el. pece, jelikož el. pece, zvláště jejich dinasové klenby velmi výrobou nerezavějících ocelí trpí, je nebezpečí zhoršení jakosti náročných ocelí, vyráběných na el. pecích. Na druhá straně sice více trpí martinské pece, avšak zde při dodržení povolených teplot zásadité klenby a dodržení technologie dochází relativně k menšímu opotřebení pece a také náročnost dalších ocelí zde vyráběných je menší.
- 6) Výrobou na SM pecích se zpravidla také snižuje fyzická práce, nutná na el. pecích při foukání kyslíku, při sázení přísad a při stahování strusky.

Technologie výroby nerezavějících ocelí přetavbami je dnes již plně zvládnutá a nové prvky, které jsou v některých závodech zaváděny, jen zlepšují ještě více využití především chromu, případně snižují opotřebení pece. Řadu otázek zbývá však ještě vyřešit při odlévání a válcování těchto ocelí. Využití z ingotu na plech bývá velmi nízké, zpravidla nepřekračuje 50 %, v mnohých případech klesá ještě značně níže. Při vysoké ceně této oceli znamená tak nízké využití velké ^{ekonomické} ztráty, nehledě k snížení výroby, snížení kapacity obráběcích strojů a k nákladům na opracování. Povrch vývalků z nerezavějících ocelí bývá totiž velmi špatný, proto dle velikosti ingotů a dle způsobu zpracování v daném závodě se provádí buď opracování povrchů ingotů, neb vývalků. Takto vznikající odpad se pohybuje zpravidla mezi 10 - 20 %. Proto je v řadě oceláren zahraničních i našich věnována trvalá péče, jak zlepšit především jakost povrchu ingotů z nerezavějících ocelí. Vysoký obsah

chromu v těchto ocelích způsobuje na hladině stoupající oceli v kokile tvorbu silné oxidické kůry, obsahující především kysličníky chromu s vysokým bodem tavení 2400°C. Přichytáváním této kůry ke stěnám kokily a jejím přeléváním ocelí vznikají záredky při zpracování ingotů se tovřících šupin, plen a trhlin. Běžný způsob lití proto nemůže zajistit bezvadný povrch ingotů. To vedlo k řadě zkoušek, jak zlepšit povrch ingotů zabráněním oxidaci oceli v kokile. V SSSR toho bylo dosaženo přidáváním tetrachleru před litím do kokil, neb v některých závodech použitím chleridu uhličitého pro mazání kokil. Ve VŽKG bylo zkoušeno foukání dusíku a argonu do kokil. Všechny tyto způsoby sledovaly cíl, zabránit styku hladiny oceli v kokile s atmosferickým kyslíkem. Nedostatkem použití tetrachleru neb chleridu uhličitého je hygienicky nevhodné prostředí v ocelárně a v druhém případě i snížená trvanlivost kokil. Způsoby s použitím netečných plynů při lití jsou provozně velmi obtížné a nepřinášely dostatečné výsledky. V posledních letech byl v Sovětském svazu zaveden způsob, kdy se před litím do kokil přidává petrolát /směs tuhého parafínu a viskosního minerálního oleje/ a odlévání se provádí při zakrytých kokilách. Vzniklé redukční plyny zabranují přístupu atmosféry do kokily a výsledky ukazují zlepšení povrchu ingotů. Současně se zaváděním tohoto způsobu v SSSR byly ve VŽKG zkoušeny přísady parafínu, bezvodé kyseliny, neb naftalinu do kokil. Výsledky s použitím těchto přísad se podstatně nelišily, proto byl zaveden do běžného používání provozně nejvhodnější naftalin.

Popsané způsoby znamenají pokrok ve výrobě nerezavějících ocelí, nejsou však stále rozhodujícím řešením, protože i když je povrch ingotů proti běžnému způsobu lití lepší, dochází stále ke vzniku drobných vad, které je nutno odstraňovat. Příčina je v tom, že část kysličníků chromu, případně titanu, vzniká již během výtékání oceli z pánve a že odvod tepla z hladiny oceli v kokile během lití podporuje vznik převalků případně bublin v povrchové vrstvě ingotů. Těmito příčinám zhoršených povrchů ingotů zabranuje nejjednodušší způsob, již několik let zkoušený v SSSR a USA, t. j. lití pod struskou. Princip tohoto způsobu pozůstává v tom, že je povrch kovu v kokile během odlévání pokryt nízkotavitelnými syntetickými struskami.

Syntetická struska má takové složení, aby její složky rozrušovaly těžko tavitelné kysličníky a snižovaly teplotu tání vznikajícího škraloupu na hladině oceli v kokile. Dobře zahřátá tekutá struska snižuje zároveň ztráty tepla sáláním a chrání ocel před okysličením. Strusky se připravují různou kombinací CaF_2 , Na_3AlF_6 , SiO_2 , Al_2O_3 , CaO , případně MgO a Mn . Použitím tohoto způsobu liti došlo k odetržení převalků a snížení šupin na minimum a tím se podstatně zvýšil výtěžek ingotů. Je to tedy způsob velmi progresivní, provozně však velmi obtížný, jelikož vyžaduje zvláštní pec pro přípravu strusky, nehledě k obtížné manipulaci s tekutou struskou. Jen proto se tento způsob ještě více nerozšířil. Nyní jsou v SONP Kladno prováděny zkoušky jak vyrobiti tuto strusku exotermicky buď v kokile, neb nad ní v nálevce, což by znamenalo značné provozní zjednodušení tohoto způsobu a tím možnost širšího zavedení.

Pro úplnost se je nutno také zmínit o zvyšování využití ingotů z nerezavějící oceli snižováním velikosti ztracených hlav ingotů. Ve VŽKG se poistatně snížila velikost hlav ingotů nerezavějících ocelí zavedením používání exotermické směsi o složení:

50 % hliníkové krupice

25 % lupku o zrnění 0 - 3 mm

10 % mletých okují

8 % ledku sodného

3 % chloridu sodného

Přísadou této směsi po odlití ingotů se dosáhlo toho, že hlava ingotu zůstane dlouho po odlití v tekutém stavu, doba dosazování oceli do těla ingotu během jeho tuhnutí se prodlouží a zmenší se tak velikost staženiny a tím i hlavy ingotu. Výhoda tohoto exotermického zásypu pozůstává v tom, že proti většině exotermických směsí se neovlivňuje chemické složení podhlavové části ingotu. Tento způsob však není konečným ve snižování velikosti hlav ingotů. V zahraničních zemích jsou v některých ocelárnách zavedeny exotermické obklady hlav, které snižují velikost hlavového odpadu ingotu na minimum. V ocelárně VŽKG byly také provedeny zkoušky s použitím exotermických obkladů hlav s dobrými výsledky. K provoznímu zavedení nedošlo, stejně jako i v ostatních ocelárnách v ČSSR, z nichž v mnohých nedošlo ještě ani k běžnému zavedení používání exotermických směsí. Větší pracnost při přípravě hlav s exotermickými obklady se však vysoce vyplatí zvláště při liti nerezavějících

ocelí každému závodu, proto je možno předpokládat, že je jen otázkou času, kdy bude tento progresivní způsob zaveden v našich ocelárnách.

Dalším výrobním článkem, význačně ovlivňujícím jakost a výtěžek nerezavějících ocelí, je válcování. K hlavním vlivům na zpracovatelnost ingotů z nerezavějících ocelí při válcování patří vliv množství feritické fáze, obsažené v oceli během tváření. Zvyšováním množství feritické fáze v nerezavějící oceli se zhoršuje povrch vývalku, proto je nutné věnovat pozornost všem vlivům na množství feritické fáze. Možnost dosažení jednofázové struktury ingotů, příznivé pro jeho zpracování lze především ovlivnit chemickým složením oceli. Vliv jednotlivých chemických prvků na vznik feritické fáze je názorně zjevný z empirického vzorce, který byl sestaven ve VŽKG pro sestavení vlivu chemického složení ingotů na vznik trhlin během válcování:

$$Ni = 1,3 + 1,1 Mo + 1,5 Si + 3 Ti - 0,5 Mn - 30 C - 13,2$$

Vyjde - li obsah Ni větší, než je skutečný obsah, je zvýšené nebezpečí vzniku trhlin při válcování a je nutné korigovat způsob, délku a výši ohřevu ingotů. Tedy vyšší obsah Cr, případně Mo, Si neb Ti podpořuje vznik feritické fáze, naopak vyšší obsah Ni a Mn je příznivý. Podobným způsobem lze pro určení feritické fáze použít diagram dle Schäfflera. Nověji byly sestrojeny feritometry, které na základě magnetického principu určí na odlitém vzorku množství feritické fáze, takže je možno provést operativní zásah při válcování tavby. I když oceláři znají vliv chemického složení na zpracovatelnost ingotů z nerezavějících ocelí, nepodaří se vždy dosáhnout ideálního chemického složení tavby. S tím musí valčíři počítat a upravovat způsob náhřevu a válcování ingotů těchto taveb tak, aby se vliv feritické fáze projevil co nejméně nepříznivě.

Nejvýrazněji se při válcování projevuje vliv výše náhřevu. Při vyšších teplotách nad 1250°C rychle vzrůstá množství feritické fáze, proto se náhřev ingotů s vyšším obsahem feritické fáze ^{nad} tyto teploty nedovoluje. Byl prováděn také průzkum dalších faktorů, ovlivňujících výsledky válcování. Bylo např. zjištěno, že delší držení na nahříváči je příznivé, stejně je i příznivé menší množství chladicí vody na válce, častější hranění ingotů, první úběry menší, další větší atd. Na druhé

straně bylo zjištěno, že dosud požadovaný malý náhřev ingotů, který se zdůvodňoval nutností stejnoměrného prohřevu ingotu, aniž by se podstatně změnila jakost vývalků. Bylo tím dosaženo podstatného zvýšení produktivity hlubinných pecí.

* není nutný a že ohřev lze zkracovat a zintenzivňovat

V posledních letech byla široce diskutována otázka obsahu fosforu v nerezavějících ocelích, Technologie výroby nerezavějících ocelích, přetavbami znemožňuje jakékoliv snížení obsahu fosforu během průběhu tavy a naopak dochází z pudy pece, případně z přísad, k stoupaní jeho obsahu v tavně. Na druhé straně spotřebitelé uvádějí proti zvyšování obsahu fosforu v oceli důvody v zhoršení zpracovatelnosti i v zhoršení některých základních vlastností. Aby se zabránilo dalšímu stoupaní fosforu v tavbách, bylo by nutné postupně snižovat podíl sázeného vratného odpadu a naopak zvyšovat podíl nízkouhlikatého odpadu, což by znamenalo podstatné zdražení pochodu a zhoršení produktivity. Byl proto proveden širší průzkum vlivu vyššího obsahu fosforu jak laboratorně tak provozně a bylo zjištěno, že zvýšení obsahu fosforu do 0,050 % se neprojevuje škodlivě na žádnou z vlastností nerezavějících ocelí a byl proveden návrh na změnu dovoleného obsahu fosforu v ČSN max. 0,035 % na 0,045 %. Tím byly vytvořeny podmínky pro produktivnější způsob výroby, než byl dán nízkým přípustným obsahem fosforu, aniž by došlo k zhoršení jakosti oceli.

Po druhé světové válce však s rostoucí spotřebou nerezavějících ocelí prodělala prudký vývoj nejen technologie výroby, ale i nerezavějící ocel sama. Tento vývoj je dán celosvětovým nedostatkem niklu a pro ČSSR pak devizovou nevýhodností při jeho získávání na světovém trhu. Byla proto provedena řada prací, směřujících k úspoře niklu. Částečných úspěchů bylo dosaženo lepší, využitím stávajících chromových nerezavějících ocelí bez niklu s případnou přísadou titanu, zvláště v prostředí slabých organických kyselin a atmosférické koroze. Hlavní pozornost však byla věnována vývoji nových nerezavějících ocelí se sníženým obsahem niklu, neb bez niklu. Tento směr výzkumu se úspěšně sleduje v řadě zemí, zejména v SSSR USA a jiných.

Dnes již je v ČSSR běžně vyráběna a dodávána ocel typu Cr18Ni15Mn8N /ČSN 17460/, což je obdobná ocel, jako oceli používané v průmyslově nejvyspělejších státech. V této oceli je proti klasické nerezavějící oceli 18/8 /ČSN 17241/ polovina obsahu niklu nahrazena kombinací dvojnásobného

obsahu manganu a cca 0,20 % dusíku. Tento typ oceli byl ověřen i v lité formě. Nový typ oceli je výhodný nejen značnými úsporami niklu, ale i možnostmi úspor oceli samé, neboť tato ocel má až o 100 % vyšší mez pružnosti než dosud používaná ocel chromniklová. Systematický výzkum oceli chrommangandusíkových došel k dalším typům úsporných nerezavějících ocelí: Cr17Mn15NiSiN a Cr17Mn15MoN /tab.1/. První z těchto ocelí, označovaná N7471 s obsahem niklu jen do 2 % se již v našich ocelárnách začíná vyrábět. Tato ocel se vyznačuje ještě dalším zvýšením meze pružnosti. Návrh normy se ~~zaručuje ještě dalším zvýšením meze pružnosti~~, mez pružnosti min. 40 kg/mm², zatím co pro klasickou chromniklovou ocel udávala nezaručenou hodnotu meze pružnosti 25 kg/mm². Vyšší mechanické hodnoty náhradních nerezavějících ocelí dávají možnost snížení váhy konstrukcí, což by znamenalo značnou úsporu kovů. Vyšší pevnostní vlastnosti nových úsporných ocelí jsou spojeny s vyšší jejich vzdorností proti otěru a s vyšší schopností udržení lesku. Vysoká stabilita austenitu těchto ocelí až do teploty minus 200°C společně s dobrou odolností proti korozi otevírají široké pole možností použití těchto ocelí, např. při stavbě zařízení pracujících za velmi nízkých teplot, v SSSR také při stavbě letadel.

Zavádění těchto nových ocelí přináší však řadu nových problémů jak při jejich výrobě, tak při jejich zpracování. V ocelárnách musela být především zvládnuta problematika legování těchto ocelí dusíkem a otázky ekonomického zpracování vratného odpadu. Tyto otázky byly vyřešeny ~~stanovením vhodného obsahu dusíku v těchto ocelích, použitím elektrolytického dusíkatého manganu, vypracováním správného postupu jeho přísazování a zavedením již popsané technologie přetaveb na martinských pecích.~~ stanovením vhodného obsahu dusíku v těchto ocelích, použitím elektrolytického dusíkatého manganu, vypracováním správného postupu jeho přísazování a zavedením již popsané technologie přetaveb na martinských pecích.

Ve spotřebitelských závodech však zavádění náhradních ocelí naráží na potíže, vyplývající především z vyšší meze pružnosti a tyto potíže je nutno překonat zaváděním nové technologie neb změnou v používané technologii. Také otázka cen nových ocelí není dosud vyřešena, což je dáno neúměrně vysokou cenou manganu vzhledem k ceně niklu. Tím při stejných výrobních nákladech je cena náhradních ocelí vyšší, než cena nahrazovaných ocelí. Částečné řešení je hledáno ve výrobě nové fereslitiny FeCrMn, která nahradí dovážený Mn - kov, případně elektrolytický mangan, má nižší bod tavení proti FeCr o cca 300°C, proto usnadní

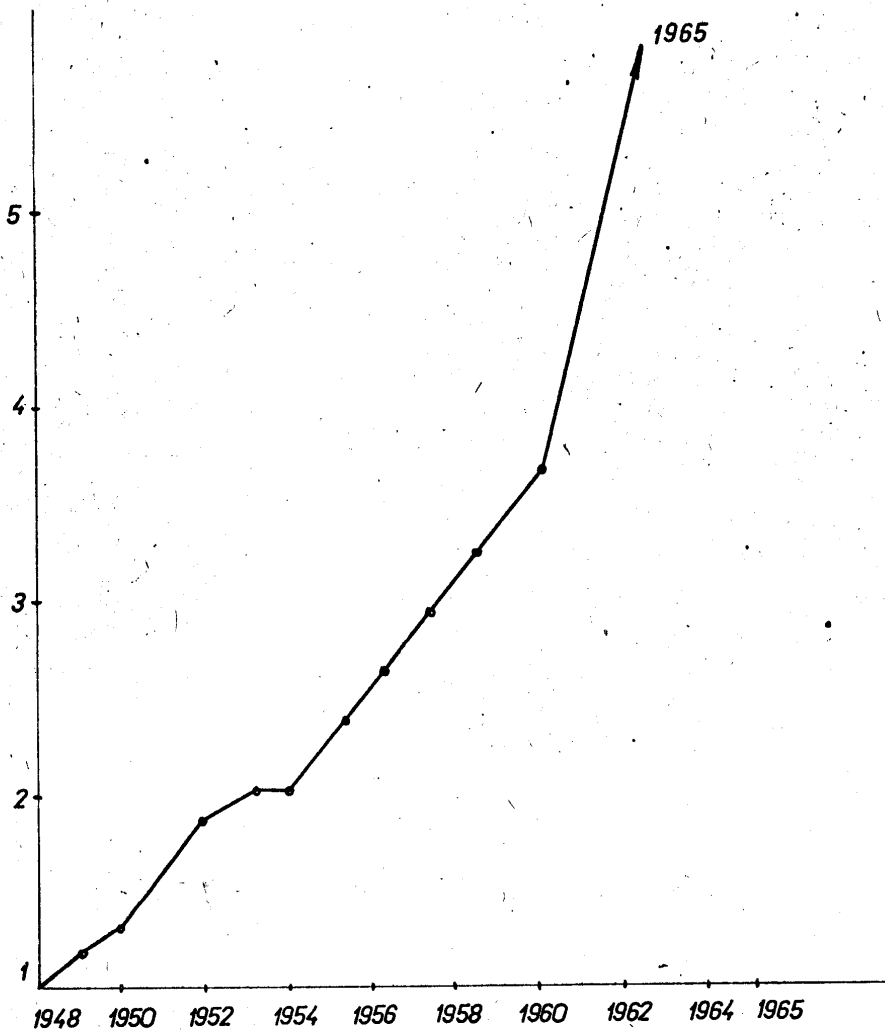
legování a bude levnější, což by se projevilo na ceně vyráběné oceli. I v tomto směru však pro nedostatečné pochopení vyrábějících závodů nebylo dosud dosaženo žádoucích výsledků a běžná výroba této ferositity nebyla dosud zavedena.

K náhradním ocelím za nestabilisované nerezavějící oceli se také řadí oceli s dvoufázovou strukturou. Jsou to oceli Cr20Mn10, Cr21Ni5 a Cr21Ni6Mo2. První ocel je pro dobré mechanické vlastnosti a vysokou opaluvzdornost určena především pro součásti potravinářských zařízení a dopravních prostředků a lze očekávat její uplatnění i ve stavbě pecí. Druhé dvě uváděné oceli se vyznačují při vysokých mechanických vlastnostech ve srovnání s náhradními oceli na bázi CrMnN dobrou obrobitelností.

Zmíněné náhradní oceli jsou určeny pro náhradu nestabilisovaných nerezavějících ocelí. Avšak v roce 1965 má být výroba stabilisovaných nerezavějících ocelí ČSN 17246 a 17347 asi 2,5 x vyšší než oceli stabilisovaných, proto je v posledních letech věnována pozornost také náhradním ocelím za tyto oceli, především byly vyvinuty Cr-Ni oceli s dvoufázovou strukturou: Cr21Ni5Ti a Cr21Ni6Mo2Ti, u nichž je proti nahrazovaným klasickým nerezavějícím ocelím asi poloviční obsah niklu při poněkud zvýšeném obsahu chromu. První výsledky ukazují, že svou korozivzdorností jsou pro celou řadu případů tyto oceli rovnocenné nahrazovaným ocelím a značně vyšší meze pružnosti může být využito k snížení váhy chemických zařízení. Použitelnost těchto ocelí je prozatím v důsledku jejich sklonu ke křehnutí omezena teplotou 250°C. Zavedení výroby těchto ocelí bude znamenat značné úspory niklu, aniž by bylo nutné přidávat další legující prvky.

Vyjmenované oceli zdaleka neuzavírají okruh náhradních nerezavějících ocelí. Jako další vyvíjené oceli lze např. jmenovat oceli typu Cr18Ni8Mo2Co3 a Cr21Ni18Mo3Cu4 pro velmi silně agresivní prostředí. Všechny jmenované náhradní oceli sledují především úspory niklu. Při prováděném průzkumu jejich vlastností je odkrývána řada vlastností, které znamenají při jejich výrobě přinášejí řadu problémů, které je nutné při zavedení jejich běžné výroby překonat. Společné úsilí všech výrobních článků může dosáhnout značného rozvoje výroby náhradních ocelí, což bude znamenat pro naše národní hospodářství značné úspory, rychlý růst výroby nerezavějících ocelí a také vysokou technickou úroveň výrobků.

* použití ve srovnání s klasickými oceli řadu výhod, naopak však při jejich



Obr. 1

115

Resumé.

Rychlý rozvoj průmyslu v ČSSR po druhé světové válce je charakterisován rychle se zvyšující potřebou nerezavějících ocelí. K širokému rozvinutí výroby nerezavějících ocelí přispělo zavedení jejich výroby přetavbami pomocí kyslíku v zásaditých elektrických obleukových pecích. Řada zdekonalení této technologie přispěla k zvýšení trvanlivosti pecí, což vedlo k zhošpodárnění a zintensivění této výroby. Zvláštního povšimnutí zaslouží zvládnutí výroby nerezavějících ocelí pomocí přetaveb na martinských pecích. Tento způsob nalézá zvláště epodstatnění při výrobě náhradních součástí na bási Cr - Mn - N, jelikož dáva možnost vysocehošpodárného využití vratných odpadů těchto ocelí. Také odlévání těchto ocelí prodělalo svůj vývoj přes použití tetrachleru, netečných plynů, parafinu, vasiliny a naftalínu až ke zkouškám s litím pod struskou a s použitím exotermických obkladů hlav. Možnost rychlého určení množství feritické fáze a možnost usměrnění parametrů náhřevu a válcování jsou dalším faktorem přispívajícím k dobré jakosti vývalků nerezavějících ocelí.

V posledních letech byla vyvinuta řada náhradních ocelí, sledujících především úšpory deficitního niklu. V tomto směru bylo dosaženo zvláště dobrých výsledků zavedením výroby náhradní oceli na bási Cr-Mn-Ni-N, která má postupně nahradit převážnou část klasických nestabilisovaných nerezavějících ocelí.

Provedený průřez výrobou nerezavějících ocelí v ČSSR ukazuje, že ve všech fázích bylo dosaženo význačných úspěchů, které jsou dobrým předpokladem pro stále se zvyšující výrobu nerezavějících ocelí při stále se zvyšující hošpodárnosti výroby a jakosti výrobků.

Náhradní

Klasické

Označení

S měrné chemické složení

typ	C	Mn	Si	Cr	Ni	Mo	N	TH	Al	P	S
ČSN 17241	max. 0,12	max. 2,00	max. 1,00	17,0/20,0	8,0/11,0	-	-	-	-	max. 0,045	max 0,035
AKVN											
ČSN 17246	max 0,12	max 2,00	max 1,00	17,0/20,0	8,0/11,0	-	-	min (%C-0,03) x 5	-	max 0,045	max 0,035
AKVS											
ČSN 17347	max 0,12	max 2,00	max 1,50	17,0/20,0	9,0/12,0	1,50/2,50	-	min (%C-0,03) x 5	-	max 0,045	max 0,035
AKVKS											
ČSN 17460	max 0,12	7,5/10,5	max 1,00	16,0/19,0	4,0/6,0	-	0,15/0,30	-	-	max 0,060	max 0,035
AKSNi, AKM											
ČSN N7470	0,05	15,0/16,0	0,80	16,0/17,0	1,40/1,60	1,80	0,30/0,35	-	-	max 0,035	max 0,035
I 1	0,10		1,00								
ČSN N7471	0,05	14,0	0,60		1,20						
E 1	0,12	17,0	1,50	16,0/19,0	2,00	-	0,32/0,42	-	-	max 0,060	max 0,035
/	max	0,40	0,50		4,5						
ČZM15	0,12	0,80	1,00	21,0/23,5	5,5	-	-	-	-	max 0,060	max 0,035
/	max	0,40	max		4,8						
ČZM15T1	0,12	0,80	0,60	19,5/22,5	5,8	-	-	min 4x0	-	max 0,060	max 0,035
/	max	0,50	max		5,0						
ČZM16MoZ1	0,12	1,50	0,60	19,0/22,0	6,5	1,8	-	min 4x0	-	max 0,060	max 0,035
/	max	9,00	max		2,5						
ČZ20M10	0,12	11,00	0,50	18,5/21,0	-	-	-	-	-	max 0,040	max 0,035
Poldi AKVH											
Č17M17T1M1	0,08	0,45	-	17,0/	7,0	-	-	0,80	0,20	max 0,040	max 0,035

POUŽITÍ NEREZAVĚJÍCÍCH OCELÍ V CHEMICKÝCH ZAŘÍZENÍCH!

J. Raiman a M. Kašpar
Závody Vítězného února
Hradec Králové, ČSSR

I. Úvod.

Volit materiál pro chemická zařízení je zajiště velmi nesnadný úkol. Obtížnost spočívá v tom, že nerezavějící ocele se vesměs vyrábějí z deficitních surovin, takže každá konstrukce by se měla řešit z toho hlediska, aby spotřeba nerezavějících ocelí byla co nejmenší. Avšak toto není jediný problém spojený s volbou nerezavějících ocelí. Ekonomičnost a správnost volby je nutno kontrolovat z hlediska provozních podmínek, to znamená korozního namáhání, resp. korozní odolnosti a ruku v ruce s tím životnosti zařízení. V tomto směru máme zatím málo kvalitativních údajů. Nemůže však a nesmí nám být jedno, zda zařízení vydrží v provozu 20 let či 10 let nebo dokonce se rozpadne za rok a v katastrofálních případech i během několika měsíců. Konečně cena nerezavějících ocelí na 1 kg bývá zpravidla 30 - 100 násobná ve srovnání s cenou obyčejné ocele nízkouhlikové.

O volbě a druhu nerezavějících ocelí rozhodují tyto hlavní činitele :

- a) Potřebná odolnost proti korosi charakterizovaná dalšími ukazateli :
 - a1) agresivní charakter prostředí
 - a2) předpokládaný typ možné vzniklé korose
 - a3) elektrochemický charakter napadení
 - a4) dokonalá znalost chemické technologie z hlediska možných úchylek chemického procesu a možnosti přítomnosti průvodních stopových chemických produktů

- a5) stanovení max. rychlosti úbytku podle voleného materiálu
- a6) dokonalé zvládnutí vlastností a technologie zpracování zvoleného nejvýhodnějšího materiálu pro dané korosní podmínky a vliv technologie na případné zhoršení korosní odolnosti.
- b) Mechanické namáhání oceli při použití charakterisované :
- b1) hodnotou výpočtového napětí podle typu nádoby a tlakových poměrů
- b2) hodnotou $\sigma_{KT 0,2}$ (nebo dokonce $\sigma_{KT 1}$) a volbou vhodného součinitele bezpečnosti
- b3) provozními teplotami a tím při vysokých teplotách závislosti mechanických hodnot na čase (snížením) a při nízkých teplotách změnou mechanických hodnot.
- c) Způsob zpracování oceli charakterisovaný :
- c1) tvářením za studena, resp. za tepla
- c2) svařováním s eventuelním tepelným zpracováním po svaření, resp. vypouštěním tohoto tepelného zpracování.

Záleží nyní na metalurgovi a konstruktérovi, aby z uvedených hledisek zvážili daný případ a správně zvolili hospodárnou ocel i její zpracování. 1) 2)

II. Rozdělení použití nerezavějících ocelí z hlediska chemických výrob a jejich prostředí.

Podle naší praxe dělíme použití nerezavějících ocelí z hlediska chemických výrob a jejich prostředí takto :

- 1) Použití pro chemická a potravinářská zařízení, kde nerezavějící ocele mají zajistit čistotu produktu z hlediska obsahu železa a stálost povrchu stěny. Sem patří zařízení :
 - a) potravinářská a chemicko-potravinářská
 - b) farmaceutická zařízení
- 2) Použití pro chemické výroby s prostředím méně agresivním, kde je možný výskyt mezikrystalové korose.
- 3) Použití pro chemické výroby s agresivním prostředím, které však zajišťuje možnost pasivace materiálu.
- 4) Použití pro chemické výroby s agresivním prostředím redukčním, po případě s možností výskytu bodové korose.

- 5) Použití pro chemické aparáty pracující v oblasti nad 400°C, kde k chemickému namáhání přistupuje ještě požadavek strukturní stability při provozní teplotě.
- 6) Použití pro chemické aparáty, pracující za nízkých teplot, kde se požaduje zachování houževnatosti ocelí při nízkých teplotách v oblasti bodu varu zkapalněných plynů.

Nyní provedeme rozbor těchto případů použití nerezavějících ocelí.

III. Praktické příklady použití.

1) U potravinářských zařízení, která stavíme, se v dnešní době všeobecně projevuje snaha upouštět od nerezavějících ocelí a zavádět pokud možno uhlíkové ocele s nejrůznějšími povrchovými úpravami z umělých hmot, zejména zaváděním sklolaminátových povrchů či plátování umělými hmotami, resp. upravováním povrchů.

V cukrovarnictví je prakticky upuštěno od používání nerezavějících ocelí vůbec. Zato ve stavbě pivovarů stále ještě se snaží setrvačností udržet měď. Přesto proniká používání nerezavějících ocelí do pivovarství stále intenzivněji. Nelze zde způsobit, aby kovový povrch nádob byl napaden jakýmkoli způsobem výrobním produktem, protože chuť, barva a vůně piva by se změnily účinkem nepatrného množství rozpuštěných kovových solí. Proto se musíme starat o to, aby povrchové plochy nerezavějících nádob byly vysoce lesklé a v provozu je většinou čistíme mořením, to znamená, že zejména při usazení nerozpustných povlaků odstraňujeme tyto i roztokem 10%ní kys. dusičné. Proto se snažíme používat pro stavbu pivovarů, zejména kvasných kádí nerezavějící ocele nestabilizované Cr 18 Ni 9, vysoce leštitelné s velmi malým obsahem C, do 0,03, naplátované na uhlíkovou ocel ČSN 11 373, ovšem z cenových důvodů i zde je vytlačována nerezavějící ocel nánosy ze sklolaminátů, resp. uponovými pryskyřicemi na nízkouhlíkové oceli. Zavedením novodobé technologie kontinuálního vaření piva varné kádě vymizí a potom pro vaření piva postačí trubka ϕ 200 z nerezavějící ocele Cr 18 Ni 9 s C < 0,03 %.

Zvláštní místo zaujímá dnes výroba krmného droždí, t.zv. TORULY jako chemicko-potravinářská výroba. Toto sušené kvasné droždí se přidává při výživě krmného skotu ke zvýšení masných výnosů. Hlavní výchozí surovinou je zde odpad z výroby kyseliny citronové - mateční

louhy pro srážení citranu vápenatého, t. zv. šlempa. Samotný matečný lough je prakticky neutrální s pH 7. Proto na jeho zásobník volíme normální nízkouhlíkovou ocel nestárnoucí ČSN 11 368. V průběhu dalšího zpracování však musíme provést před zakvašením sterilisaci při teplotách 100°C, aby byl matečný lough zbaven infikujících mikroorganismů. Účinek sterilisace se podporuje úpravou pH na 4,5, přidáváním HCl a H₃PO₄. Pro přídavný systém 36%ní solné, resp. odpadní 5%ní solné o teplotě cca 15°C, zásobní nádrž, přepadovou nádobu, čerpadlo a dopravní potrubí je nutno volit skleněný materiál nebo umělé hmoty. Kyselina solná při těchto koncentracích austenitické ocele CrNi 18/8 napadá a dražší materiály odolávající HCl by byly neekonomické. Kyselina fosforečná 30%ní bude mít přídavný systém proveden z oceli 1 Cr 18 Ni 9 Ti. Pro přídavnou čpavkovou vodu o obsahu 25% NH₃ při 15°C postačí nízkouhlíková ocel ČSN 11 368.1. Konečně pro přídavný systém síranu amonného ve formě 33%ního roztoku opět volíme stabilisovanou ocel 1 Cr 18 Ni 9 Ti.

Varná kád s míchadlem a dýmníkem k odchodu par, jako beztlaková nádoba s provozní teplotou 100°C a prostředím okyseleným na pH 4,5 je provedena z bimetalu s naplátovanou vrstvou z oceli 1 Cr 18Ni 9Ti a základní vrstvou z nízkouhlíkové oceli 11 373.1.

Od této nádoby sterilisovaný matečný lough okyselený na pH 4,5 se odvádí do sedimentačních nádob s teplotou 70 - 90°C, odtud dále do deskových sterilisátorů na druhou sterilisaci při 130°C a přes vyrovnávací nádrž s teplotou 45 - 55°C a chladič, který zchladí sterilisovaný matečný lough na 32°C do zákvasných kádí a dozrávací kádě. Prokvašená zápara jde přes separátory a nádrže do zásobní nádrže, kde se opět přehřívá na 80 - 85°C a vede k sušicím válcům, z nichž odpadá vysušená torula do zásobníku, pytluje se, čímž chemický technologický proces končí atd.

Prostředí v potrubí a dalších nádobách za varnou kádí je stále kyselosti pH 4,5, beztlakové a teploty již nikdy nepřekračují 130°C.

Z hlediska volby materiálu jde tedy o to, aby byla udržena sterilita a vzhledem k tomu, že při kvašení pro udržení kyselosti musíme počítat s přidáváním kyselin jak shora uvedeno, máme zde při volbě materiálu více možností.

Nádoby stavíme (zejména kvasné a zásobníkové kádě) úsporně z bimetalů 1 Cr 18 Ni 9 Ti + ČSN 11 373.1 4/. Rovněž matečné nádoby a

propagátory kvasnic jsme doposud stavěli z tenkých bimetalových plechů s naplátovanou vrstvou 1 Cr 18 Ni 9 Ti a základním materiálem ČSN 11 373.1. Potrubí je z trubek 1 Cr 18 Ni 9 Ti.

Konečně se zde ještě zmíníme o jedné výrobě, a to o výrobě glukosy. Jedná se o farmaceutickou výrobu, to znamená s nekompromisním požadavkem na sterilitu. Tato technologie probíhá v invertních nádobách, nazývaných zde duplikátory, kde krystalický cukr (rafináda) se po rozpuštění v 50°C teplé vodě míchá s koncentrovanou HCl. Inverzí uvolněné teplo zvýší teplotu obsahu duplikátoru na 80 - 85°C. Pak nastává ochlazení krystalizační směsi do krystalisátorů asi na 50°C a v prodlévaných nádržích vychladne asi na 30°C, načež přejde do krystalisátorů, kde při 18°C probíhá krystalisace. Oddělený fruktosový sirup jde přes sběrné nádrže do dalšího duplikátoru, kde se rozvaří při 80°C, jde na chladič a odtud při 45°C jde rozvar znovu přes chladič na krystalisaci, kde končí krystalisace při 20°C. Potom probíhá odstřeďování a vytočený hydrát glukosy jde znovu na třetí duplikátor, třetí krystalisaci, odtud anhydrid glukosy jako konečný produkt.

Všechny duplikátory, odstřeďovky, jakož i potrubí při teplotách nad 50°C volíme z nerez ocele, dříve 1 Cr 18 Ni 9 Ti, dnes 1 Cr 21 Ni 5 Ti. Tam, kde je teplota pod 50°C, nasazujeme nízkouhlikovou ocel ČSN 11 373.1 s eprosinovou povrchovou úpravou.

2) Dá se říci, že do skupiny chemických zařízení s méně agresivním prostředím, kde je možný výskyt mezikrystalové korose, patří i některá zařízení skupiny předchozí, jako např. výroba toruly. Vznik interkrystalové korose je podmíněn řadou činitelů, t.j. na prvním místě prostředím, avšak také sklonem oceli samé ke vzniku této korose, podpořeným opomenutím vlivů při technologickém zpracování. Podle nových zpřesněných názorů se jedná o anodické rozpuštění, o chrom ochrazených okrajů austenitických zrn, které se stávají feritickými či martensitickými difuzí chromu na hranice zrn, kde tvoří karbidy $Cr_{23}C_6$. K těmto nežádoucím difuzním jevům dochází u austenitických ocelí po austenitizaci z 1050 - 1100°C do vody a následujícím popuštěním v rozmezí 550 - 700°C. Sklon k mezikrystalické korozi je pak nejsilnější při popuštění na 600°C.

K takovému porušení ocele dojde prakticky vždy při svařování v těch místech oblasti základního materiálu, která v teplotním poli

pásma srahu se právě nacházejí v rozmezí popouštěcích teplot 550 - 700°C.

Dá se říci, že interkrystalická korozí je tedy především otázka korozí základního materiálu v oblasti svarového spoje. Tomuto nežádoucímu jevu se zabránuje známými způsoby, t.j. stabilisací - přidáním Ti a Nb snížením obsahu uhlíku pod 0,03 % C a stabilizačním žháním při teplotě 850°C po dobu cca 2 hodiny.

Dovolte, abychom v této souvislosti uvedli další případ použití ne-rezavějících ocelí, a to pro biochemické laboratoře pro práci s isotopy. Zde je problém ten, že radioaktivní prach usazený na stěnách laboratorních komér odstraňujeme 5 - 8%ní zředěnou kyselinou dusičnou, přičemž povrch takto spláchnutý zůstává bez dalšího zásahu, oplachy se provádějí stále a nepravidelně stejným roztokem podle potřeby s požadavkem pro neomezenou dobu životnosti. Je nasnadě použití stabilisované ocele 1 Cr 18 Ni 9 Ti, přičemž pro úsporu niklu použijeme bimetalu 1 Cr 18 Ni 9 Ti ČSN 11 373. Avšak stabilisované ocele titanem zde nemohou být po prv-ních provozních zkušenostech doporučeny, protože přioplachování těchto ocelí mohou nepatrné částičky karbidů a nitridů titanu ulpívati na povrchu jako usazenina, která se potom velmi nesnadno odstraňuje. Proto je lepší volit ocel Cr 18 Ni 9 s max. obsahem C ≤ 0,03%, která se dá dokonale leštit a má v důsledku nízkého obsahu uhlíku zvýšenou odolnost proti mezikrystalové korozí. V ČSSR vyrábíme takovou ocel pod značkou POLDI AKV3.

3) K chemickým zařízením s agresivním prostředím, která zajišťují možnost pasivace materiálu nesporně patří zařízení a aparáty pracující v prostředí HNO₃ a nitrosních plynů. Jsou to např. různé skladovací nádrže pro 55 - 65%ní HNO₃ pro teploty do 55°C, resp. pro normální teploty cca 15°C. Dále potrubí pro vedení nitrosních plynů při výrobě dusičné o složení NO + NO₂, O₂, N₂, 4% HNO₃ pro teploty 45 - 150°C, přetlak 2,8 atp, resp. potrubí pro vedení plyného dusičnanu amonného (NH₄NO₃) a 2 - 7 % HNO₃ o teplotě 90°C při přetlaku 2 atp při výrobě hnojiv NPK. Zde opět používáme stabilisovanou ocel 1 Cr 18 Ni 9 Ti. Nově vyvinutá ocel 1 Cr 21 Ni 5 Ti hodící se pro tato prostředí v důsledku velmi dobré odolnosti proti interkrystalické korozí umožňuje u těchto aparátů dále spořit deficitním niklem. Avšak použití této nové ocele je omezeno maximálně do 250°C se zřetelem na strukturální stabilitu této ocele, kterou vykazuje pouze do této teploty.

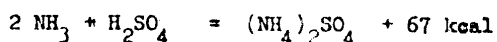
4) Závažnou korozní problematiku skýtá nesporně průmyslová výroba

močoviny ^{6/}. Omezenost této práce nedovoluje rozvést tuto problematiku do detailu, přesto považujeme za nutné se o ni na tomto jednání krátce zmínit. Vlastní syntéza močoviny probíhá v reaktoru s vestavbou z nerezavějící ocele. Kapalný čpavek je přiváděn do spodu reakčního tělesa přes uzavírací a zpětný ventil, protéká mezikruhovým prostorem vytvořeným tlakovým pláštěm reaktoru a nerezovou vložkou zespodu nahoru, tam obrací směr proudu a čpavek teče mezi nerezavými košillemi dolů. Ve spodní části reaktoru přichází čpavek do styku s kyslíkem uhlíčitým a s recyklačním roztokem. Močovina se tvoří při tlaku 200 atp a teplotě cca 180°C odštěpením vody z roztaveného karbaminanu amonného.

Hlavní korozní složkou je zde karbaminan amonný, a to proto, že při použití nerezavějící ocele musíme počítat s jeho nepříznivým redukčním vlivem. Redukční vlastnosti jsou eliminovány dávkováním oxidačního činidla do kysličníku uhlíčitýho na vstupu do reaktoru. Oxidační činidlo (pasivátor) je-li v dostatečném množství, umožňuje udržet povrch nerezavějící ocele v pasivním stavu. Překonání redukčního stavu a zlepšit sklon nerezavějící ocele 18/8 v takovémto prostředí v pasivě pomáhá nesporně molybden ^{5/}. Proto pro vestavbu reaktoru volíme nízkouhlíkovou ocel s molybdenem 1 Cr 18 Ni 12 Mo 2 Ti s minimálním obsahem 2% Mo. Korozními zkouškami se prokázalo, že vyšší obsah molybdenu je zde příznivý a protože korozní úbytky pro ocel s 2,3 Mo byly poloviční proti oceli s obsahem 1,8% Mo byla zvolena pro naprostou bezpečnost a provozní spolehlivost vestavby ocel s obsahem 2,5 - 2,8 Mo s minimálním obsahem C pro zajištění vynikající odolnosti této ocele proti interkrystalické korozi, protože je jasné, že vestavbu budeme svařovat.

Jiný, méně závažný případ, spadající do této části referátu, je otázka koroze v sytičích. Sytič jako obrovská promývačka pracuje polo-přímým způsobem, totiž zpracovává koksárenský plyn obohacený parami čpavku z destilačních kolon, v nichž se z čpavkové vody uvolňuje plynný čpavek. Tento plyn se vede do sytiče, v němž přichází do intenzivního styku s vypíracím roztokem 4 - 7 %ní kyseliny sírové. Vlastní sytič je uzavřená válcová, vyočověná a kyselinovzdorným materiálem vyzděná nádoba s konickým dnem. Plyn do ní vstupuje několika ponornými rourami zakončenými meandrem a otvory k dokonalému lámání bublin při probublávání lázně. Čpavek obsažený v koksárenském plynu se zde

váže na síran amonný podle reakce :



Je to tedy reakce exotermická, uvolňující teplo, takže promývací lázeň se neustále ohřívá a její teplota činí v provozu cca 70 - 80°C.

Problémem je zde vhodný materiál pro ponorné roury. Ocel 1 Cr 18 Ni 9 Ti zde nevydrží a již za 5 - 6 měsíců je velmi tvrdě napadena plošnou korosí. Avšak ani ocel 1 Cr 18 Ni 12 Mo 2 Ti nemá zde valného výhledu. Československá ocel POLDI AKOR 1Er21Ni13Mo5 sice vydrží naprosto spolehlivě (její úbytky jsou zde minimální), ale je zcela neekonomická. Je však známo, že v prostředích slabě koncentrované H_2SO_4 při vyšší teplotě velmi dobře odolávají austenitické oceli obsahující měď. Ekonomicky vyhovující ocelí pro tyto promývací roury je tedy nerezavějící ocel 1 Cr 19 Ni 23 Mo 3 Cu 2 Nb s vynikající odolností proti mezikrystalické korosi.

5) Při stavbě chemických aparátů přicházejí často případy napadení jak korozního, tak také při zvýšených teplotách nad 400°C.

Takovým případem je hořák pro katalytické spalování čpavku se vzduchem při teplotě 880 - 920°C a tlaku 3 ata na Pt - Rh sítěch pro výrobu kyseliny dusičné. Tímto spálením se tvoří nitrosní plyny, obsahující NO a NO_2 a při dalším procesu pak absorbcí NO_2 ve vodě asi 60 %ní dusičné.

U hořáku jako tlakové nádoby máme problém vlivu vysokých teplot - protože v místě vyložení platina-rhodiových sítí je teplota na plášti a v přírubovém spoji 600°C a je zde samozřejmě problém korozního napadení plyny, avšak zejména křehnutí ocele po dlouhodobém namáhání provozu, vlivem zvýšených teplot. Protože ve vysokých teplotách v hořáku je stále nad sítím volný špavek, můžeme zde očekávat napadení vnitřního povrchu difusí dusíkem, tedy nitridační. U austenitických ocelí je nitridická vrstva působením čpavku při 500 - 600°C velmi tenká, avšak stálá a zabraňuje pronikání dusíku do nitra stěny tlakové nádoby (hořáku). Křehnutí ocele a zejména její zcitlivění je právě způsobeno kritickým ohřevem na 600°C po austenitizaci, kdy dochází k precipitaci karbidů chromu na hranice zrn, jak už bylo vpředu popsáno. Ocel křehne a stává se náchylnou k mezikrystalické korosi. Na hořáku potom máme všechny tyto nepříznivé teploty od místa Pt-Rh sítí, na nichž je cca 750°C až do spodku hořáku, kde je teplota pláště asi 550°C (z hlediska teploty odcházejících splodin), takže celá nádoba

po celou dobu své životnosti je prakticky provozována při zcitlivovacích teplotách urychlujících mezikrystalickou korosi. Je jasné, že musíme volit ocel stabilisovanou, a to nejlépe nikobem 1Cr18Ni9Nb, přičemž ocel současně musí být žárupevná, to znamená musí mít zaručené hodnoty meze pevnosti při tečení σ_{TT} po dobu 10^5 hod., abychom mohli správně, spolehlivě a bezpečně dimenzovat.

Předpokládáme tedy, že ocel nezkřehne, nepodlehne mezikrystalové korosi a zachová své hodnoty meze pevnosti při tečení pro teploty do 920°C , aby byla v provozu naprosto bezpečná. Protože nitrosní plyny vždy po katalytickém spálení obsahují vodu a NO_2 , je nutno počítat s tím, že při odstavení aparatury vznikne již v kotli za hořákem koroze, která nesporně při nízké koncentraci bude způsobovat vznik mezikrystalové korose.

Konečně máme takové případy použití nerez. ocelí za vyšších teplot, kdy se sice jedná o chemické prostředí, avšak neagresivní, zato nerez. ocele zde potom při velmi vysokých teplotách cca $650 - 930^\circ\text{C}$ v tlacích 3,8 - 1,5 ata fungují jako vysloveně žáruvzdorné a žárupevné ocele. Jedná se o tepelný rozklad ethanu při teplotách cca 800°C za pomoci nepřímého ohřevu v trubkách na olefiny a zejména ethylen, který potom tvoří základnu pro výrobu syntetického líhu. Pro trubky pracující při teplotách $650 - 800^\circ\text{C}$ volíme materiál 1 Cr 18 Ni 9 Ti pro teploty nad 800°C , t.j. $800 - 930^\circ\text{C}$ materiál 2 Cr 18 Ni 9 Si s max. Si - 1%, aby ocele při dlouhodobém provozu nezkřehly, zejména ocel 2 Cr 19 Ni 9 Si, přičemž předpokládaná životnost je 1 1/2 roku. Krátká životnost je způsobena vypalováním organických usazenin na vnitřní stěně trubky, které se musí vypálit při vysokých teplotách až 1000°C v proudu kyslíku.

6) Pro práci za nízkých teplot používáme austenitické ocele 18/8 a uvažujeme zavést úsporně jako ocel 1 Cr 18 Ni 5 Mn, 8 N, protože zde se nejedná o vysloveně korozi prostředí. Požadavek je, aby materiál za nízkých teplot v oblasti -200°C si zachoval dostatečnou houževnatost, kterou vyjadřujeme hodnotou $R_{DVM} \leq 3 \text{ mkg/cm}^2$. Jak je zřejmé všeobecně známo, nízkouhlíkové ocele nestárnou speciálně douklidně hliníkem vyhoví svojí houževnatostí do minimální teploty -70°C a pod touto teplotou jsou již vesměs naprosto křehké. Austenitické ocele však v důsledku plošně centrované mřížky železa si zachovávají svoji poměrně vysokou houževnatost i při těchto nízkých teplotách, a proto je

z důvodů velmi dobré houževnatosti na aparáty pracující při nejhlubších teplotách volíme.

IV. Závěr.

Z velmi krátkého přehledu některých aplikací nerezavějících ocelí, jak je dnes prakticky provádíme, vyplývá :

- 1) že další nové typy nerezavějících ocelí je možno vyvíjet jediné v úzké souvislosti s rozvojem nových chemických technologií při současném naprosto důsledném odzkoušování materiálů na poloprovozech.
- 2) Prodloužení životnosti nerezavějících materiálů nesporně vězí ve vysoce kvalitním technologickém zpracování těchto nerezavějících ocelí :
 - a) svařování s následujícím rychlým ochlazením svarového pásma, aby bylo zabráněno možnosti vzniku mezikystalové korose.
 - b) vysoce kvalitní tváření za studena a upravený výchozí stav ocele pro toto zpracování
 - c) vysoce kvalitní zpracování nerez ocelí za tepla (indukční ohýbání nerezavějících trubek)
 - d) dokonalé leštění a další povrchové úpravy nádob a zařízení vyráběných z nerezavějících ocelí.
- 3) Důsledné sledování materiálů v provozu z hlediska jejich životnosti.
- 4) Zdokonalení organizace práce materiálového odborníka - technika pro nerezavějící oceli a jejich aplikace.

Literatura :

- 1) Dr. Pospíšil : Antikorozi a žáruvzdorné oceli; SNTL Praha 1956
- 2) ABC Der STAHLKORROSION - MANNESMAN - DÜSSELDORF 1958
- 3) Dr. Ing. Rudolf Rüsse : Über die pflegliche Behandlung von nichtrostenden Stählen in der Brauerei.
Schweizerischer Brauerei Rundschau Jhg 68, Str. 171 - 174
1957, č.8
- 4) Ing. Raiman : Tenké plechy plátované nerezavějící ocelí
Strojírnoství reč. 8 č. 7 str. 517 - 524 1958
- 5) Ed. Houdremont : Sonderstahlkunde; J. Springer 1956 II.díl,
str. 967 - 969

- 6) Sborník referátů z mezinárodní konference o dusíkatém průmyslu
Praha - MCHP - 1957 - II. díl.
- 7) Prof. Dr. Ing. Teindl Josef a Ing. Konšal Janoš : Studium koksace
zařízení koksárny a její chemické části.
Hut. listy, roč. XV; č. 7; 1960 str. 511 - 517

NEREZAVĚJÍCÍ CHROMONIKLOVÉ OCELI S DVOUFÁZOVOU STRUKTUROU

M. Vyklický

Státní výzkumný ústav materiálu a technologie

Praha, ČSSR

V ČSSR byla provedena celá řada prací /1, 2, 3/ ve snaze vypracovat ocel se sníženým obsahem niklu, která by byla schopna nahradit drahé a deficitní oceli klasického typu Cr18Ni9. Ve všech případech šlo o oceli nestabilizované, jako je ocel typu Cr18Mn8Ni5N, Cr18Mn15N a Cr21Mn10, které jsou v agresivnějších prostředích náchylné k mezikrystalové korozi. Jejich uplatnění je především v potravinářském průmyslu, v dopravnictví, atd. Pro chemický průmysl nebyla zatím k dispozici ocel se sníženým obsahem niklu s dostatečnou odolností proti plošné a mezikrystalové korozi. Teprve v poslední době byly v SSSR vyvinuty ocele se sníženým obsahem niklu pod označením EI-811, EP-53, respektive EP-54, typu Cr21Ni5Ti a Cr21Ni6Mo2Ti /4/, jako náhrady za ocel typu Cr18Ni9Ti a Cr18Ni9Mo2Ti. Některé výhodné vlastnosti těchto ocelí s dvoufázovou strukturou byly podkladem pro jejich osvojení a vývoj v ČSSR /5, 6, 7/.

Z k u š e b n í m a t e r i á l

V SSSR jsou pro výrobu uvažovány oceli s dvoufázovou strukturou typu Cr21Ni5 pouze jako stabilizované titanem, případně ještě dále modifikované molybdenem. Do našeho programu zkoušek byly zařazeny i oceli nestabilizované a to jednak z důvodů metodických, jednak na základě údajů Houdremonta /8/ a dalších, kteří uvádějí, že oceli s dvoufázovou struk-

turou, a to i nestabilizované, mají velmi dobrou odolnost proti mezi-krystalové korozi.

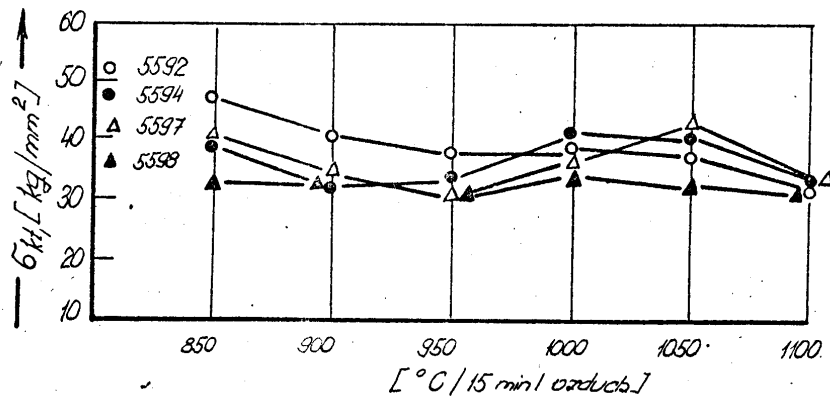
Celkem bylo odlito devatenáct 100 kg taveb typu CrNi, CrNiTi, CrNiMo, CrNiMoTi s obsahem chromu okolo 21 %, s proměnným obsahem niklu od 3 do 6 % /tabulka č. 1/. Ingoty byly vykovány na ploštiny a bloky rozměru 50 x 50 mm. Ploštiny byly válcovány na plech tloušťky 1 a 3 mm.

Mechanické vlastnosti základního materiálu

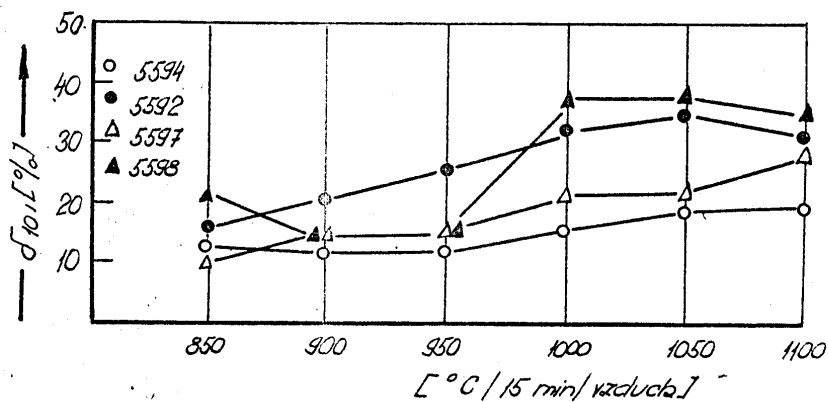
Uvedeme pouze výsledky zkoušek 1 mm plechů a bloků 50 x 50 mm, které jsou nejpůlnější a charakteristické pro zhodnocení mechanických vlastností sledovaných ocelí. Zkušební materiál byl tepelně zpracován 850° až 1200°C/15' vzduch.

Tepelné zpracování nemá podstatný vliv na mez pevnosti a kluzu dvoufázových ocelí /obr.1/. Se stoupající teplotou žhání se jen nevýrazně zvyšuje tažnost a vrubová houževnatost /obr.2, 3/. Optimální tepelné zpracování s ohledem na plasticitu je 1000°C /tabulka č. 2, 3/. Molybdén i titan^{zásadně} neovlivňují mez pevnosti a průtažnosti, ale snižují tažnost a vrubovou houževnatost. Poněvadž jde o feritotvorné prvky, je možno již zde poukázat na to, že stoupající obsah fáze α /feritu/ bude snižovat plastické vlastnosti, zatím co stoupající obsah fáze δ /stoupající obsah niklu/ působí opačně. Celkově se dá říci, že ocele s dvoufázovou strukturou ve sledovaném rozmezí chemického složení, mají lepší plastické vlastnosti než poloferitické a feritické chromové oceli, jako je ocel typu Cr17 nebo Cr24 a nejlepší z těchto ocelí se blíží hodnotám klasických chromoniklových ocelí typu Cr18Ni9. Mez pevnosti a kluzu je však u dvoufázových ocelí podstatně vyšší. Při výpočtech konstrukcí z meze kluzu může být u ocelí s dvoufázovou strukturou dosažena úspora cca 1/3 váhy materiálu v porovnání s klasickými oceli typu Cr18Ni9.

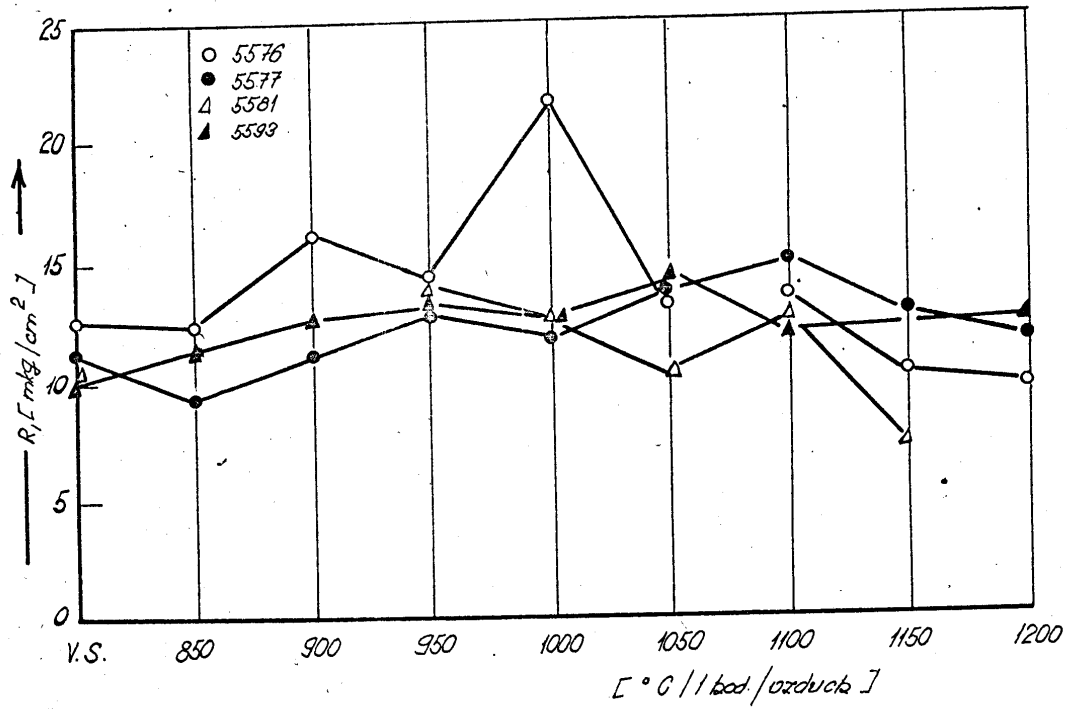
Na závěr této statě ukážeme vliv obsahu fáze δ v dvoufázových ocelích na mechanické vlastnosti. Množství fáze δ bylo pro každou tavbu a tepelné zpracování určeno metalograficky, bodovou metodou. Mez pevnosti a průtažnosti ocelí s dvoufázovou strukturou se podstatně nemění v závislosti na obsahu fáze δ v oceli. Se stoupajícím obsahem austenitu však velmi rychle stoupá tažnost, zúžení a do cca 50% austenitu stoupá výrazně i vrubová houževnatost /obr. 4, 5, 6, 7, 8, 9/.



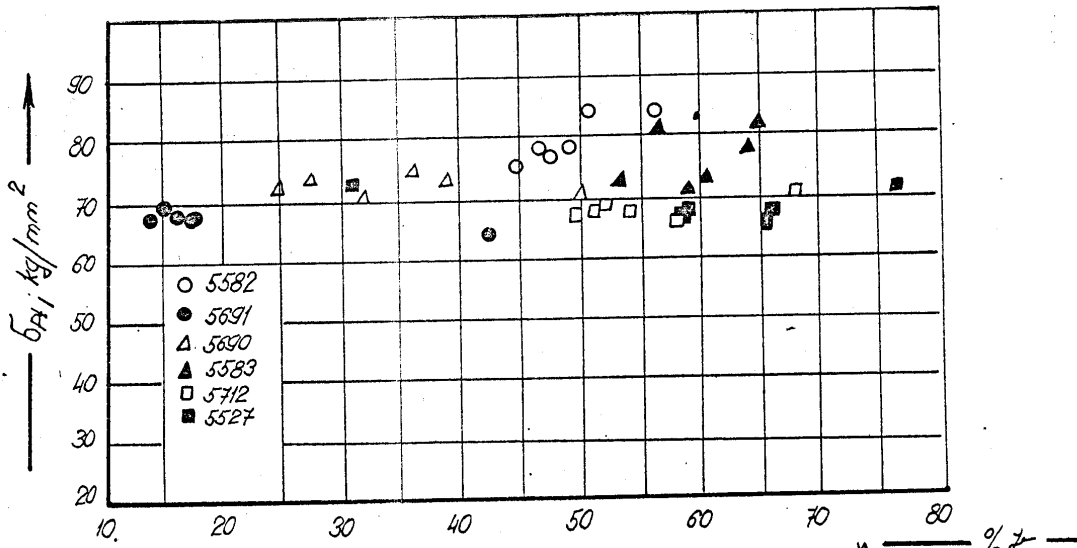
Obr.1. - Mez kluzu oceli typu CrNiTi po různém tepelném zpracování /plech tloušťky 1 mm/



Obr.2. - Tažnost oceli typu CrNiTi po různém tepelném zpracování /plech tkouštky 1 mm/



Obr. 3. - Vrbová houževnatost oceli typu CrNi po různém tepelném zpracování /bloky 50 x 50 mm/



Obr. 4. - Mez pevnosti oceli typu CrNiMo v závislosti na obsahu fáze δ po různém tepelném zpracování

132

Strukturální stabilita

Zkušební s austenitickými oceli klasického typu Cr18Ni9Mo2Ti /ČSN 17 347/ s menším obsahem feritu dávaly tušit, že oceli s dvoufázovou strukturou nebudou za vyšších teplot strukturně stabilní. Vlastní zkoušky byly provedeny při teplotě 300, 350 a 400°C s dobou žhání 1000 a 3000 hodin. Kompletním průzkumem mechanických vlastností a struktury byla zjištěna maximální teplota použití 250 až 300°C. Nad touto teplotou dochází k vylučování fáze δ z feritu, částečně k rozpadu nestabilního austenitu a pravděpodobně i ke křehnutí feritu v oblasti 475°C. Po takovém tepelném zpracování došlo ke zvýšení pevnosti a kluzu, ale k silnému poklesu vrubové houževnatosti. Nejlepší vlastnosti s možností použití i při vyšších teplotách prokázaly tavby s nejvyšším obsahem fáze γ .

Zkoušky korozivzdornosti

Zkoušky korozivzdornosti byly provedeny v 16-ti prostředcích, volených tak, aby charakterisovala pokud možno všechna význačná korozní prostředí. Celkově k této stati je možno říci, že ze všech sledovaných prostředí, mají oceli s dvoufázovou strukturou rovnocennou korozní odolnost v porovnání s austenitickými oceli typu Cr18Ni9. Jedinou výjimku tvoří prostředí aktivního stavu /jako je 10% HCl/, kde vyšší obsah niklu v oceli je nepostradatelný.

Dále je možno poukázat na velmi dobrou shodu mezi laboratorními zkouškami a zkouškami vybraných taveb v provozních podmínkách. Celkem bylo sledováno 28 různých prostředí /především výroby kyseliny dusičné, strojených hnojiv atd./, která potvrdila možnost výhodného použití oceli s dvoufázovou strukturou v chemickém i potravinářském průmyslu.

Odolnost proti mezikrystalové korozi

Celkově jsou udávány jak u feritických, tak i austenitických ocelí dvě hlavní příčiny vzniku mezikrystalové koroze:

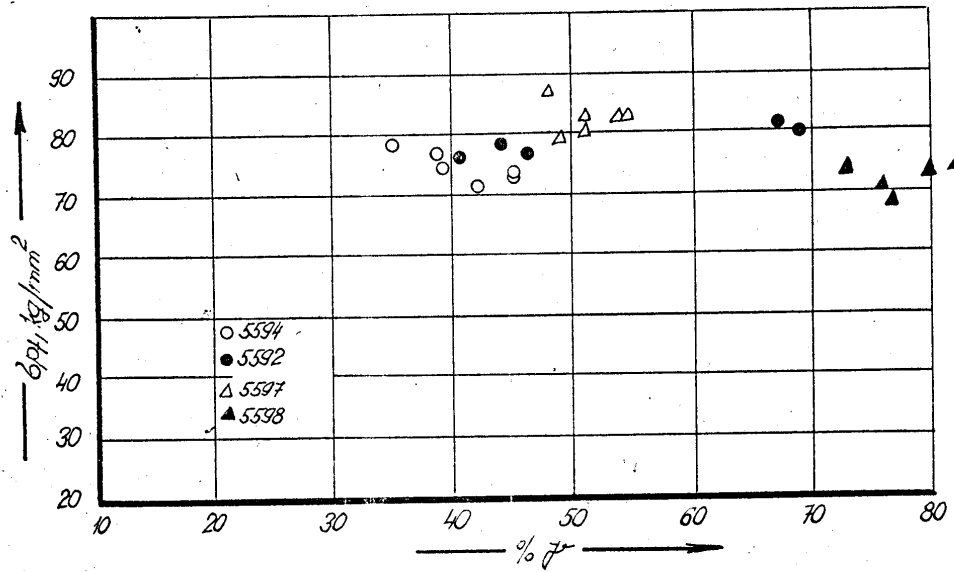
a/ První uvádí vznik mezikrystalové koroze v souvislosti s vylučováním karbidů chromu na hranicích zrn /9, 10, 11/.

b/ Druhá teorie v souvislosti s pnutím od vyloučených karbidů /12/.

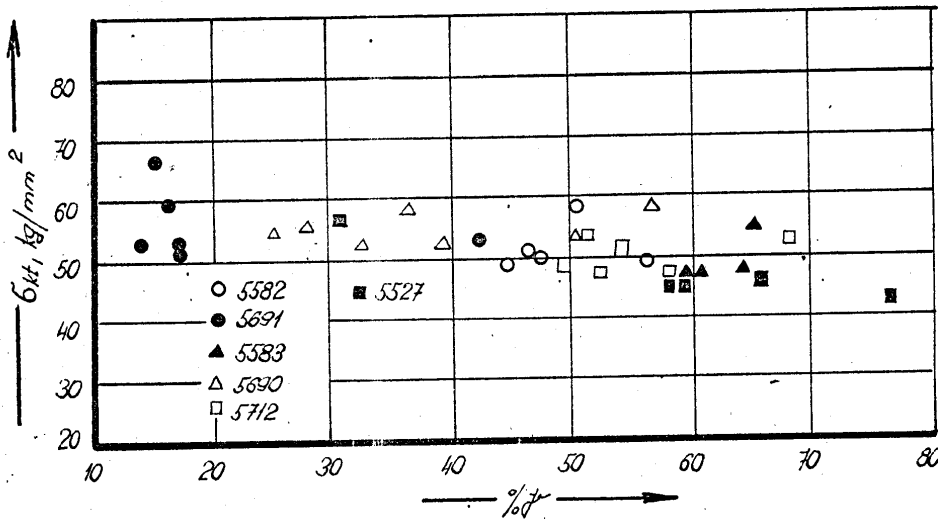
Je pravděpodobné, že se současně podílejí na vzniku a šíření mezikrystalové koroze jevy podle obou těchto teorií.

Ačkoliv podstata vzniku mezikrystalové koroze je u obou typů ocelí

T

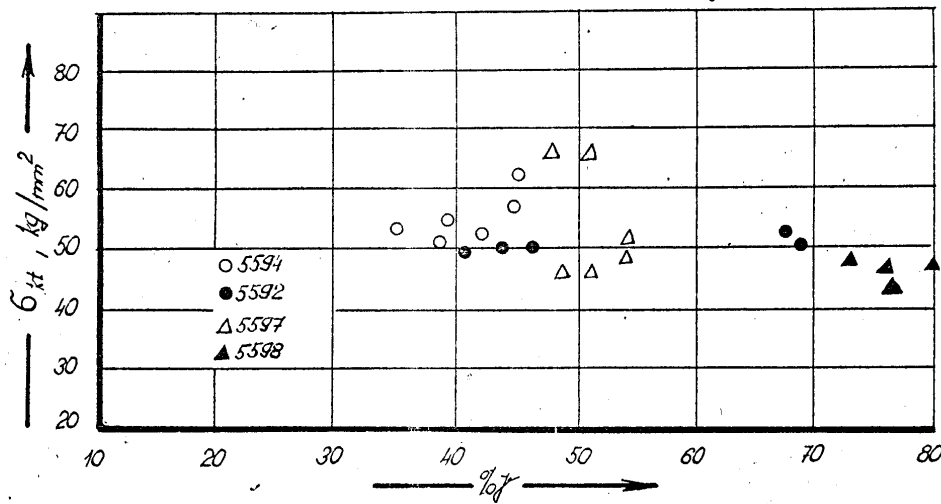


Obr. 5. - Mez pevnosti oceli typu CrNiTi v závislosti na obsahu fáze δ po různém tepelném zpracování

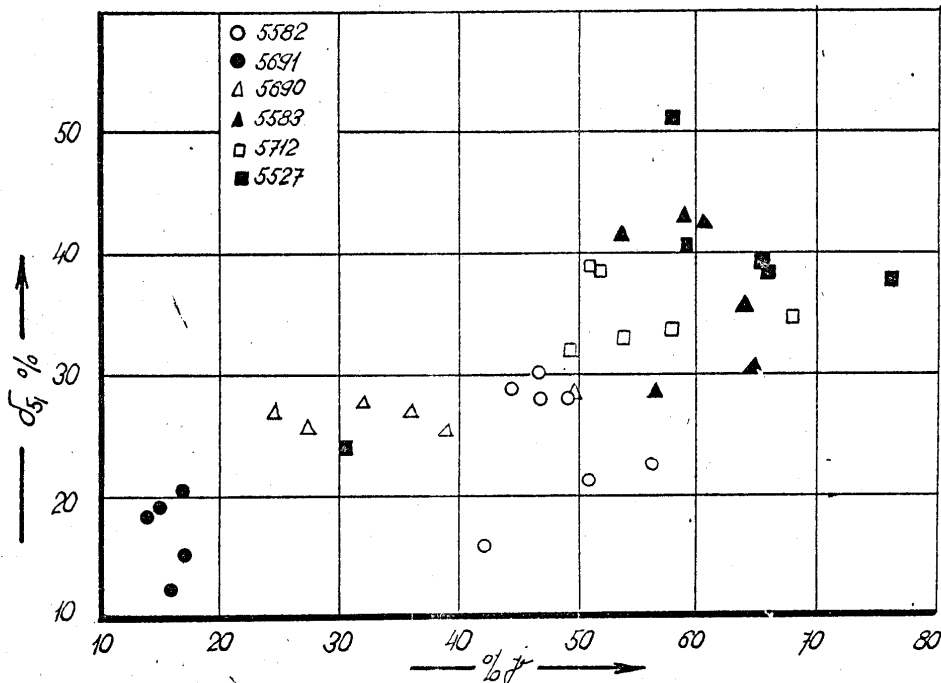


Obr. 6. - Mez kluzu oceli typu CrNiMo v závislosti na obsahu fáze δ po různém tepelném zpracování

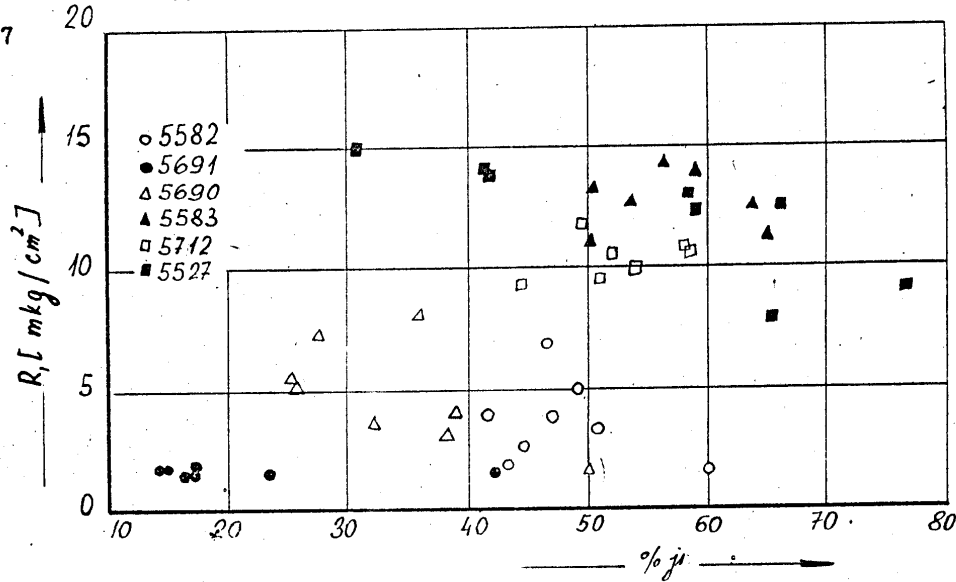
134



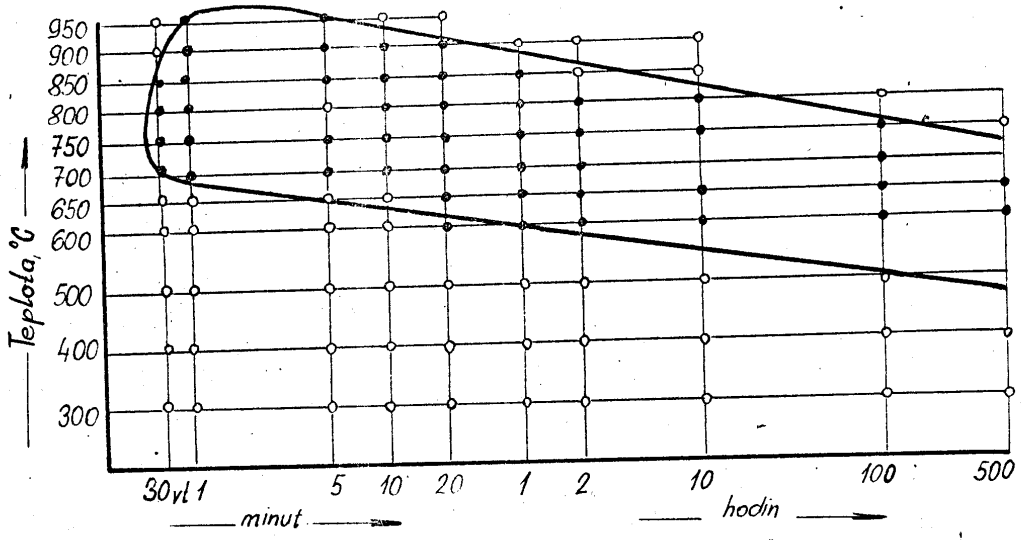
Obr.7. - Mez kluzu oceli typu CrNiTi v závislosti na obsahu fáze γ po různém tepelném zpracování



Obr.8. - Tážnost oceli typu CrNiMo v závislosti na obsahu fáze γ po různém tepelném zpracování



Obr.9. - Vrbová houževnatost oceli typu CrNiMo v závislosti na obsahu fáze δ po různém tepelném zpracování



Obr.10. - Vznik mezikrystalové koroze oceli typu Cr18Ni8 /nestabilizované/ po isothermickém žhání a vyvážení ve Strausově činidle.
 Mezikrystalová koroze nevznikla ○
 Mezikrystalová koroze vznikla ●

134

/austenitických a feritických/ v podstatě stejná, jsou odlišné vnější podmínky vzniku této koroze. U austenitických ocelí vzniká tato koroze po ohřevu na teploty cca 500 až 800°C, zatím co u feritických ocelí vzniká pouze po prudkém ochlazení z vysokých teplot /nad 900°C/. Poněvadž sledované oceli mají dvoufázovou feriticko-austenitickou strukturu, tedy strukturu ležící mezi oběma mezními případy, byla náchylnost vzniku mezikrystalové koroze posuzována jak podle zkoušek běžných pro austenitické oceli, tak i pro feritické oceli:

a/ Zkoušky zcitlivěním

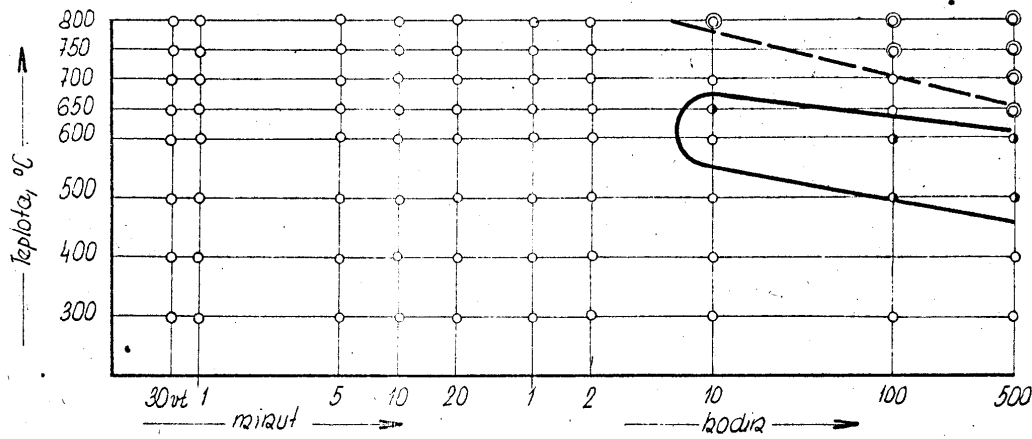
První zkoušky tohoto druhu provedl Rollason /13/. V podstatě se jedná o izotermické žhání v oblasti teplot vylučování karbidických fází. Po vyvaření vzorků ve Straussově činidle sleduje se vznik mezikrystalové koroze podle výsledků ohybových zkoušek, nebo metalograficky. V našem případě jsme posuzovali vznik mezikrystalové koroze ze vzhledu ohnutého vzorku a tam, kde výsledek byl nejasný, byl proveden metalografický rozbor.

Vzorky plechů velikosti 30 x 80 mm, tloušťky 3 nebo 1 mm, byly izotermicky žháný po dobu 30 vteřin, až 500 hod. při teplotě 300 až 800°C. Příklad výsledků je na obr. 10, 11. Jejich celkové zhodnocení je obtížné. Pravděpodobná závislost mezi časovým vznikem mezikrystalové koroze a obsahem austenitu ve struktuře je na obr. 12. Tomuto modelu přibližně odpovídají výsledky zkoušek i úvahy o možnosti vzniku mezikrystalové koroze u feritických i austenitických ocelí. U nestabilizovaných ocelí čistě austenitických, vzniká při zcitlivění prakticky okamžitě mezikrystalová koroze. U dvoufázových ocelí je potlačena a prakticky mizí u feritických ocelí. U ^{austenitických} stabilizovaných ocelí vzniká mezikrystalová koroze řádově po 100 hod. izotermického žhání a se stoupajícím obsahem feritu prakticky tento druh koroze při zkouškách zcitlivění úplně mizí.

Vyšší odolnost dvoufázových ocelí, a to i ocelí nestabilizovaných, proti mezikrystalové korozi po zcitlivění lze vysvětlit přítomností feritu, odolného proti této korozi po zcitlivění. Od jeho určitého obsahu lze předpokládat, že ferit poruší souvislost austenitických zrn jinak náchylných po uvedeném tepelném zpracování k mezikrystalové korozi.

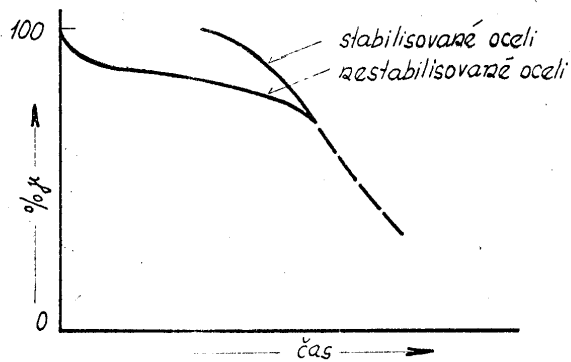
b/ Zkoušky rychlým ochlazením z vysoké teploty

Stejným způsobem byly rovněž provedeny i zkoušky po rychlém ochlazení z vysokých teplot /900 až 1300°C/. V tomto případě vcelku jednoznačně



Obr.11. - Vznik mezikrystalové koroze oceli typu Cr21Ni4Mo2 /tavba č. 5690/ po isothermickém žhání a vyvaření ve Straussově činidle.

- Mezikrystalová koroze nevnikla
- Mezikrystalová koroze vznikla
- ⊙ Lom vzorků z důvodů přítomnosti fáze σ



Obr. 12. - Časová závislost vzniku mezikrystalové koroze u nerezavějících chromoniklových ocelí po isothermickém žhání v oblasti teplot 500 až 900°C na obsahu austenitu ve struktuře

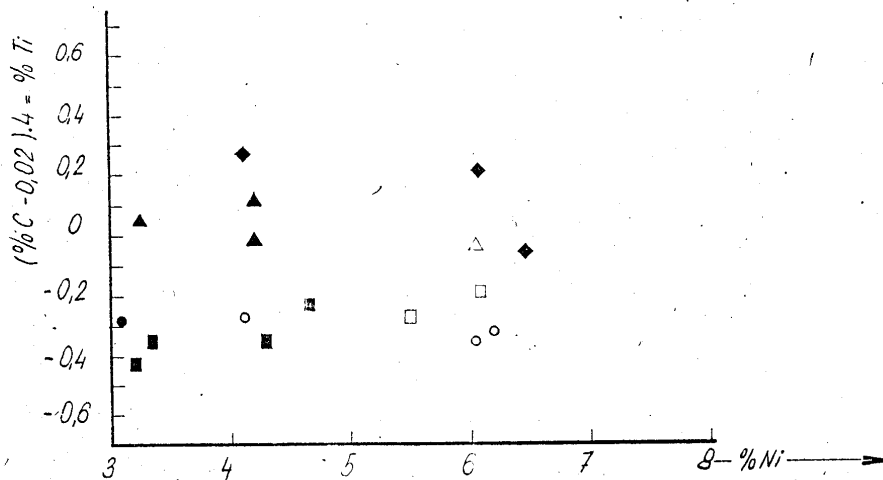
závisí vznik mezikrystalové koroze na množství fáze δ v oceli. Tam, kde po prudkém ochlazení množství fáze δ kleslo pod 20%, byla vždy zjištěna mezikrystalová koroze, po vyvaření vzorků ve Straussově činidlo.

Poněvadž při svařování dochází k rychlému ochlazení svarového spoje, je třeba volit minimální obsah austenitu v oceli 50%. Oceli s nižším obsahem austenitické fáze než 50% /po optimálním tepelném zpracování/ se mohou chovat podobně jako oceli čistě feritické. Je známa skutečnost, že vznik a šíření mezikrystalové koroze u feritických ocelí je podstatně nebezpečnější /nastává v méně agresivních prostředích/, než u ocelí austenitických. Hranice obsahu fáze δ bude při skutečných podmínkách vzniku mezikrystalové koroze u svařovaných konstrukcí ovlivněna celou řadou dalších faktorů, jako je tloušťka plechu, množství přivedeného tepla, použitý způsob svařování atd.

Abychom mohli alespoň zhruba ověřit vztahy naznačené vpředu, ukážeme na tomto místě několik výsledků přímých zkoušek mezikrystalové koroze svařených plechů. Ke zkouškám byly použity svařené plechy tloušťky 1 mm, 3 mm a 20 mm /způsob svaření viz dále/. Zkoušky byly provedeny v různých prostředích po dobu 240 hod. Již z předchozích údajů bylo jasné, že neexistuje u dvofázových ocelí přímá závislost vzniku mezikrystalové koroze mezi obsahem uhlíku a stabilizující přísadou titanu. Plně to dosvědčuje diagram na obr. 13, 14. Podle těchto výsledků se naopak ukazuje jistá závislost mezi obsahem niklu a vznikem mezikrystalové koroze. Dvofázové oceli, které mají vyšší obsah niklu, nepodléhají mezikrystalové korozi, zatím co při nižším obsahu niklu dochází k mezikrystalové korozi i v méně agresivních prostředích.

Stejná hodnota byly dále ještě zpracovány v diagramu "Obsah austenitu - %C - 0,02/ . 4 = Ti" /obr. 15,16,17/. Tento vztah nejlépe odpovídá skutečnosti. Celkově je možno shrnout získané výsledky odolnosti proti mezikrystalové korozi svařených plechů takto:

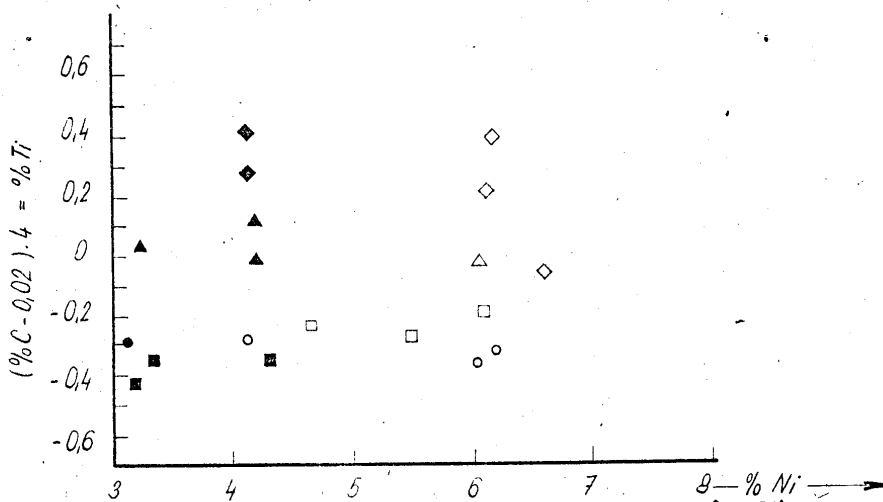
- 1/ U plechů tloušťky 1 mm s obsahem austenitické fáze větším než 50% nebyla zjištěna mezikrystalová koroze. U tlustších plechů, kde rychlost ochlazení po svaření je pomalejší, je množství austenitu po optimálním tepelném zpracování, potřebné k zamezení vzniku mezikrystalové koroze menší jak 50%.
- 2/ V některých případech došlo u 1 mm plechů ke vzniku mezikrystalové koroze u všech taveb s nižším obsahem fáze δ než 55%, jako je koncentrovaná kyselina dusičná - var. V méně agresivních prostředích



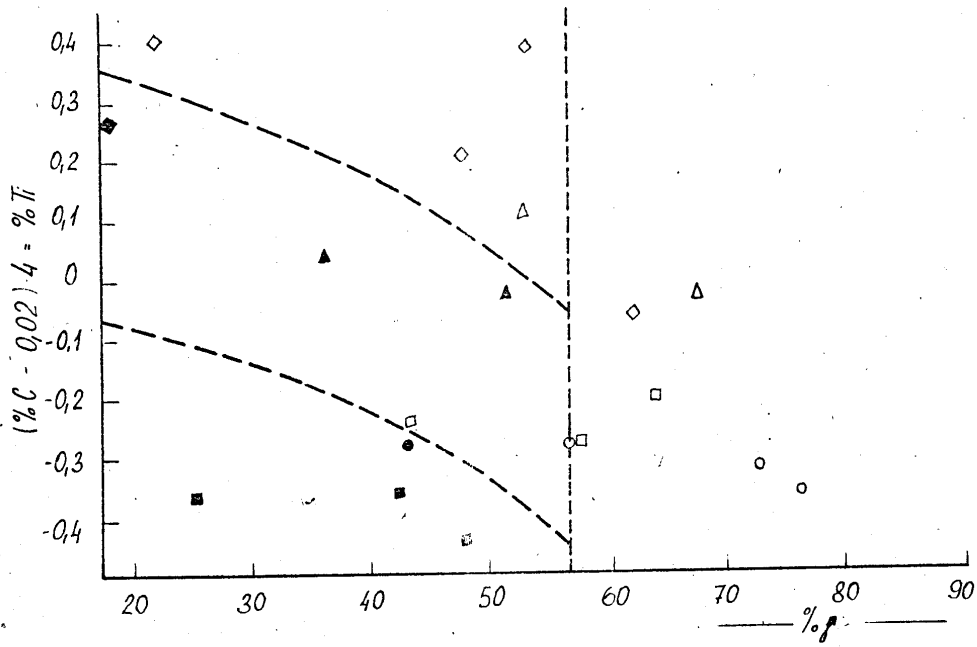
Obr.13. - Vznik mezikrystalové koroze u svařených 1 mm plechů v 65% HNO₃, 240 hod., var.

- tavby typu CrNi
- " " CrNiMo
- △ " " CrNiTi
- ◇ " " CrNiMoTi

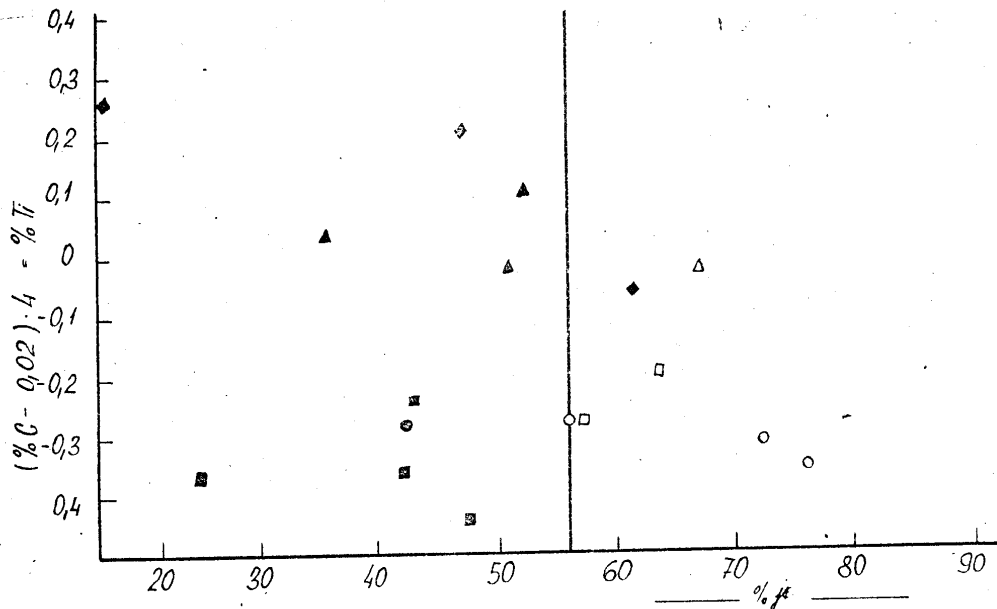
- Mezikrystalová koroze nevznikla
- Mezikrystalová koroze vznikla



Obr.14. - Vznik mezikrystalové koroze u svařených 1 mm plechů v 1% HCl, 240 hod., 20°C

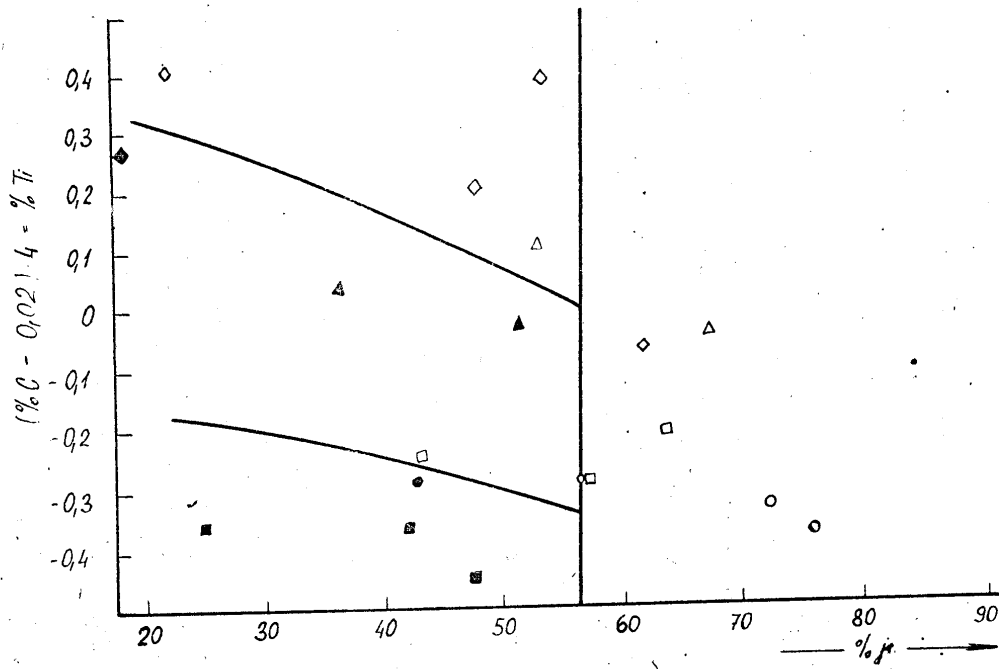


Obr.15. - Vznik mezikrystalové koroze u svařených 1 mm plechů v 5% NaHSO₄, 240 hod., 20°C



Obr.16. - Vznik mezikrystalové koroze u svařených 1 mm plechů v 65% HNO₃, 240 hod., var

7



Obr.17. - Vznik mezikrystalové koroze u svařených 1 mm plechů ve Straussově činidle

142

buď k mezikrystalové korozi vůbec nedochází, nebo jen u některých taveb. V této oblasti obsahu fáze δ se ukazuje, že rozmezí odolnosti proti mezikrystalové korozi je u ocelí nestabilizovaných při zápornějším faktoru " $\%C - 0,02/ . 4 = Ti$ ", než u ocelí stabilizovaných.

- 3/ Odolnost proti mezikrystalové korozi je částečně závislá i na celkové odolnosti proti plošné korozi. Molybdén, který všeobecně zhoršuje odolnost proti korozi v kyselině dusičné, zhoršuje i odolnost proti mezikrystalové korozi. Naopak molybdén zlepšuje odolnost v kyselině sírové a tavby, legované molybdénem jsou ve Straussově činidle odolnější, než tavby bez molybdénu.

S v a ř i t e l n o s t

Se stejným zkušebním materiálem byly dále provedeny zkoušky svařitelnosti. ^{Při hodnocení tvárné svařitelnosti} chromoniklových ocelí s dvoufázovou strukturou jsme vycházeli z předpokladu, že jedním z nejdůležitějších činitelů při svařování bude otázka strukturální stability, která se může projevit zkřehnutím okolí svaru.

Jednomilimetrový plech byl svařen metodou arkatom bez přídavného materiálu. U tahových tyčí, vypracovaných z těchto plechů tak, že svar ležel uprostřed měrné délky, byla zjištěna prakticky stejná mez pevnosti i kluzu, jako u základního materiálu, ale nastal částečný pokles tažnosti /viz tabulka č.4/. Prakticky stejné hodnoty byly zjištěny i u plechů tloušťky 3 mm. Některé údaje svařených desek tloušťky 20 mm jsou na tabulce č. 5, kde jsou i výsledky zkoušek vrubové houževnatosti. Rázové zkušební tyče byly vypracovány ze svařených plechů tak, aby vrub byl umístěn ve středu svaru jeden a dva milimetry od přechodového pásma. Volba těchto vzdáleností byla provedena na základě metalografického rozboru, kde bylo zajištěno v těsné blízkosti svaru v základním materiálu pásmo s větším obsahem feritu než má základní materiál. Z výsledků je zřejmé, že ani v této oblasti nedošlo k výraznému poklesu vrubové houževnatosti. Podrobnější průzkum dalších taveb celé přechodové oblasti ukázal podobné výsledky.

Z á v ě r

V rámci předložené práce byly zjištěny mechanické vlastnosti základního materiálu a svařenců, strukturální stabilita, odolnost proti plošné a mezikrystalové korozi u ocelí s dvoufázovou strukturou typu Cr21Ni3-6, stabilizované i nestabilizované, případně dále přilegované molybdénem.

Stoupající obsah fáze δ' ve zmíněných ocelích zlepšuje jejich plastické vlastnosti, jak základního materiálu, tak i svarového spoje. Nemá však ve sledovaném rozmezí podstatný vliv na mez pevnosti a kluzu.

V porovnání s klasickými oceli typu Cr18Ni9 mají oceli s dvoufázovou strukturou podstatně vyšší mez pevnosti a kluzu, ale nižší plastické vlastnosti. Za vyšších teplot nejsou tyto oceli strukturně stabilní.

Odolnost proti plošné korozi oceli s dvoufázovou strukturou je v celé řadě korozních prostředí rovnocenná s klasickými austenitickými oceli a není většinou závislá ve sledovaném rozmezí chemického složení na obsahu fáze δ' ve struktuře.

Mezikrystalová koroze je však zcela odvislá od obsahu fáze δ' ve struktuře /popisovaných ocelí/.

Při obsahu fáze δ' menším než cca 50%, je možno v určitých případech očekávat vznik mezikrystalové koroze z důvodů prudkého ochlazení oceli z vysoké teploty a naopak při obsahu fáze δ' vyšším než cca 80% je možno očekávat vznik mezikrystalové koroze po isothermickém žhání v oblasti teplot cca 600 až 800°C. Oceli s obsahem fáze δ' od cca 50 do 80% mají stejnou odolnost proti mezikrystalové korozi jako stabilizované oceli klasického typu Cr18Ni9Ti. Přísada titanu k těmto ocelím nemá s ohledem na odolnost proti mezikrystalové korozi podstatného významu. Zlepšení odolnosti proti mezikrystalové korozi přísadou titanu lze očekávat pouze v těchto případech, kdy feritotvorné působení titanu bude vyváženo austenitotvornými přísadami, aby obsah fáze δ' neklesl pod cca 50%. V opačném případě může přísada titanu odolnost proti mezikrystalové korozi zhoršit.

L i t e r a t u r a

- /1/ Potůček B.: Úsporná nerezavějící CrNiMn austenitická ocel
Technická zpráva MTS č. 201, Praha 1960
- /2/ Löbl K., Kabrhel A.: Úsporné austenitické nerezavějící oceli typu Cr18Ni15N
Technická zpráva MTS č. , Praha 1962
- /3/ Vyklický M.: Neuveřejněná výzkumná zpráva SVÚMT č. Z-61-972
Praha, 1961
- /4/ Pridancev M.V., Lívšic G.L.: Stali s poniženym soděržaniem nikelja
Moskva 1961
- /5/ Löbl K., Vyklický M.: Neuveřejněná výzkumná zpráva SVÚMT č. Z-61-1003, Praha 1961
- /6/ Vyklický M., Löbl K.: Zváračský sborník X , 1961, č.4

- /7/ Kopal V.: Neveřejněná výzkumná zpráva VÚHŽ č. RV-20-1-86 a R
VI-3-15-1, Praha 1959-61
- /8/ Houdremont E.: Handbuch der Sonderstahlkunde, Springer Verlag Ber-
lin-München-Heidelberg 1956
- /9/ Českos. Ch.I., Volfson C.I.: Avtomatičeskaja svarka 11 /1953/, č.5
- /10/ Wiester H.I., Schüller H.I., Schwaab P.: Archiv für das Eisenhüt-
tenwesen, 30/1959/, str. 229
- /11/ Lula R.A., Lena A., Klefer G.C.: Transaction of the ASM 46 /1954/
197
- /12/ Buchholz H., Krächter H., Kramer F.: Archiv für das Eisenhüttenwesen
24 /1953/, str.113
- /13/ Rollason E.C.: Journal of the Iron and Steel Institute 127/1933/,
str. 1006

146
 Tabulka 1
 Chemické složení taveb

Označení taveb	C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	Ti	P	S
5576	0,09	0,24	1,53	20,17	3,12			0,032	0,031
5577	0,09	0,23	1,63	20,30	4,11			0,031	0,025
5581	0,11	0,30	1,65	20,45	6,04			0,029	0,010
5593	0,10	0,50	2,04	21,75	6,19			0,026	0,014
5582	0,13	0,28	1,68	20,26	3,20	2,05		0,038	0,014
5692	0,11	1,42	1,00	21,41	3,35	2,57		0,031	0,014
5690	0,11	1,33	0,86	21,35	4,30	2,12		0,029	0,015
5583	0,09	0,68	0,52	21,35	5,49	1,96		0,029	0,031
5712	0,08	0,41	1,04	20,50	4,65	1,80		0,031	0,014
5527	0,07	0,24	1,39	20,28	6,10	2,04			
5594	0,10	0,44	1,77	21,78	3,26		0,36	0,028	0,015
5592	0,10	0,42	2,10	20,96	4,21		0,43	0,037	0,014
5597	0,10	0,43	1,80	21,55	4,22		0,30	0,026	0,012
5598	0,09	0,49	1,86	21,55	6,06		0,25	0,051	0,012
5840	0,05	0,39	1,54	21,25	4,12	2,19	0,53	0,029	0,016
4324	0,07	0,58	1,10	22,80	4,12	2,20	0,47	0,024	0,014
5843	0,06	0,40	1,43	21,25	6,14	2,27	0,55	0,036	0,014
4325	0,08	0,59	1,13	23,60	6,08	1,92	0,45	0,019	0,014
5714	0,09	0,58	0,50	21,00	6,59	2,02	0,22	0,028	0,012

Tabulka-2

Mechanické vlastnosti plechů tloušťky 1mm po různém tepelném zpracování

Tavba číslo	850°C/15 min/vzduch			900°C/15 min/vzduch			950°C/15min/vzduch			1000°C /15 min/vzduch		
	δ Kt	δ Pt	δ 10	δ Kt	δ Pt	δ 10	δ Kt	δ Pt	δ 10	δ Kt	δ Pt	δ 10
5576	60,9	93,4	8,4	64,9	97,4	8,5	43,5	97,7	10,1	42,8	91,4	28,1
5577	37,4	95,3	12,5	33,5	93,9	17,0	30,5	90,2	24,3	40,5	80,3	42,1
5581	32,1	75,4	37,8	29,4	75,1	37,8	27,5	70,5	43,4	36,1	69,2	44,2
5593	35,1	69,1	37,6	32,8	67,6	35,4	34,6	67,1	36,6	38,0	65,2	40,1
5582	35,3	72,6	17,3	37,5	70,2	18,2	35,4	64,5	21,8	42,1	60,4	24,4
5691	44,6	64,4	16,6	44,5	64,3	15,8	40,0	63,3	18,9	47,5	65,2	19,9
5690	46,4	72,4	19,2	42,3	72,2	21,0	38,8	70,6	23,6	48,1	69,0	24,0
5583	36,5	71,4	25,7	28,6	67,7	24,4	32,8	66,6	27,8	38,8	64,5	30,8
5712	33,8	58,5	31,2	36,8	58,3	7,2	34,6	54,5	26,8	40,5	57,7	24,0
5527	41,4	64,8	39,1	39,6	64,1	35,4	38,7	62,8	35,4	43,5	64,7	34,1
5594	47,4	72,0	13,2	40,4	72,1	12,3	36,8	71,6	12,4	39,5	73,3	16,6
5592	39,4	76,6	15,4	32,6	76,2	21,4	33,6	73,5	26,8	41,2	71,7	32,4
5597	40,0	82,6	11,2	34,2	81,2	14,3	31,0	78,3	15,3	38,2	78,2	22,4
5598	33,9	67,3	20,9	32,9	66,8	14,7	30,4	64,2	16,1	35,3	60,8	39,6
5840	51,0	62,9	19,6	46,5	62,7	19,1	44,5	63,2	19,2	50,6	63,7	32,3
4324	54,7	64,6	17,5	52,4	65,1	15,8	45,4	63,9	16,7	55,1	64,0	20,2
5843	33,8	61,7	18,1	34,7	58,7	23,9	37,8	58,0	24,1	39,7	55,0	21,0
4325	45,1	69,2	20,4	45,8	67,6	20,6	44,6	65,1	19,9	49,8	69,7	20,0
5714	36,2	68,1	20,1	35,4	64,1	24,6	36,2	65,3	24,9	42,6	66,0	30,4

Pokračování:

Číslo stavby	1050°C/15 min/vzduch			1100°C/15 min/vzduch		
	σ Kt	σ Pt	Σ 10	σ Kt	σ Pt	Σ 10
5576	39,8	89,0	29,2	40,0	79,2	29,0
5577	25,7	80,4	45,2	34,5	76,3	20,1
5581	29,8	68,4	39,6	30,2	66,1	48,1
5593	35,3	65,6	39,4	33,2	65,6	33,6
5582	34,9	61,2	39,1	41,3	65,1	31,6
5691	45,4	63,2	30,5	41,5	66,8	17,6
5690	38,1	58,7	27,4	36,1	63,8	29,2
5583	29,3	62,1	31,8	41,8	64,5	39,4
5712	38,1	58,7	27,4	36,1	63,8	29,2
5527	36,7	67,1	30,7	42,1	65,4	34,3
5594	38,3	72,1	20,1	33,0	74,3	80,3
5592	41,5	70,4	36,0	33,5	66,5	33,1
5597	42,5	79,7	22,1	34,7	75,1	30,2
5598	34,6	52,6	39,9	32,7	63,7	36,4
5840	49,2	63,8	20,2	39,0	61,1	17,1
4324	46,5	63,7	17,9	37,2	59,6	14,2
5843	42,2	57,3	23,7	33,9	56,6	20,2
4325	43,4	64,7	30,3	43,6	64,1	20,2
5714	41,7	61,9	31,9	35,2	61,7	30,9

Tabulka 3

Mechanické vlastnosti tyčí odebraných z bloků 50x50mm po různém tepelném zpracování

Tavba č.	Tepelné zpracování	Mechanické vlastnosti				
		σ_{Rt} kg/mm ²	σ_{Pt} kg/mm ²	δ_5 %	ψ %	R mkgz/cm ²
5576	850°C/lhod/vzduch	40,1	96,0	23,2	41,2	12,3
	900°C/ "	77,5	94,5	13,5	45,5	15,9
	950°C/ "	46,8	94,7	17,0	47,3	14,3
	1000°C/ "	44,3	92,0	27,0	42,3	21,5
	1050°C/ "	79,0	92,0	13,2	45,5	13,2
	1100°C/ "	44,0	93,1	23,4	43,0	13,3
	1150°C/ "					10,0
	1200°C/ "					9,7
5577	850°C/lhod/vzduch	41,8	87,9	34,2	47,5	9,6
	900°C/ "					11,0
	950°C/ "	44,2	96,5	23,0	44,0	12,8
	1000°C/ "	41,8	85,8	37,5	48,8	11,6
	1050°C/ "					13,4
	1100°C/ "	42,8	85,3	38,0	50,7	14,7
	1150°C/ "					12,5
	1200°C/ "					11,6
5581	850°C/lhod/vzduch	41,2	69,2	50,4	60,6	
	900°C/ "					
	950°C/ "	32,4	73,5	45,3	60,2	13,9
	1000°C/ "	38,2	69,9	52,0	63,0	12,4
	1050°C/ "					10,2
	1100°C/ "	40,0	70,6	51,0	59,0	12,8
	1150°C/ "					7,2
	1200°C/ "					-
5593	850°C/lhod/vzduch	39,5	66,2	44,7	59,1	11,3
	900°C/ "	46,55	75,75	39,85	57,9	12,6
	950°C/ "	47,9	69,5	41,65	59,2	13,1
	1000°C/ "	39,7	65,8	44,1	61,3	12,8
	1050°C/ "	43,6	67,8	38,7	59,0	14,2
	1100°C/ "	24,9	66,1	45,6	59,7	12,3
	1150°C/ "					12,3
	1200°C/ "					12,9
5582	850°C/lhod/vzduch	49,2	76,4	28,8	47,2	2,4
	900°C/ "	48,7	84,3	22,5	49,5	1,5
	950°C/ "	36,0	79,3	28,0	53,2	4,9
	1000°C/ "	49,7	78,0	27,8	46,6	3,7
	1050°C/ "	58,0	84,7	21,5	53,0	3,3
	1100°C/ "	50,5	79,0	30,3	48,1	6,8
	1150°C/ "					3,7
	1200°C/ "					1,8

Pokračování:

5691	850°C/lhod/vzduch	52,8	65,5	15,8	21,2	1,4
	900°C/ "	51,1	68,4	20,5	38,8	1,6
	950°C/ "	59,15	67,9	12,2	14,1	1,4
	1000°C/ "	52,6	67,6	18,4	29,1	11,7
	1050°C/ "	66,6	68,9	19,1	37,3	1,8
	1100°C/ "	51,9	67,9	15,2	16,6	1,9
	1150°C/ "					1,5
	1200°C/ "					1,7
5690	850°C/lhod/vzduch	53,4	70,8	28,4	52,5	1,4
	900°C/ "	59,2	75,1	27,1	52,0	8,1
	950°C/ "	52,9	73,6	25,6	51,0	4,1
	1000°C/ "	53,6	70,8	27,9	53,8	3,5
	1050°C/ "	56,7	74,0	26,1	47,6	7,3
	1100°C/ "	55,5	72,8	27,1	50,0	5,6
	1150°C/ "					3,1
	1200°C/ "					5,3
5712	850°C/lhod/vzduch	52,9	71,2	34,5	55,7	
	900°C/ "	54,1	67,9	38,7	54,7	9,5
	950°C/ "	48,2	68,6	38,5	54,4	10,4
	1000°C/ "	48,0	66,5	33,8	5,2	10,2
	1050°C/ "	52,1	68,0	33,0	40,0	9,8
	1100°C/ "	49,2	67,6	32,1	59,5	11,7
	1150°C/ "					10,6
	1200°C/ "					9,2
5583	850°C/lhod/vzduch	47,3	74,3	42,5	57,0	
	900°C/ "	55,7	82,5	30,75	51,7	11,2
	950°C/ "	48,0	78,4	35,6	57,3	12,6
	1000°C/ "	47,6	72,0	43,1	57,0	14,1
	1050°C/ "	58,9	82,2	28,8	50,5	14,2
	1100°C/ "	33,6	73,6	41,5	54,6	12,7
	1150°C/ "					13,7
	1200°C/ "					11,0
5527	850°C/lhod/vzduch	46,5	66,5	39,2	62,0	7,7
	900°C/ "	43,1	71,5	37,6	48,5	9,1
	950°C/ "	23,2	68,2	38,4	61,7	12,4
	1000°C/ "	44,9	67,6	50,9	63,8	13,0
	1050°C/ "	57,7	73,0	24,1	29,8	14,9
	1100°C/ "	46,2	68,2	40,6	68,9	12,3
	1150°C/ "					14,2
	1200°C/ "					13,4
5594	850°C/lhod/vzduch	54,6	74,2	19,0	47,0	
	900°C/ "	57,05	73,15	18,75	43,7	1,6
	950°C/ "	62,2	72,6	17,5	50,25	1,5
	1000°C/ "	51,3	76,6	19,0	43,9	2,3
	1050°C/ "	52,2	70,4	16,1	43,8	2,0
	1100°C/ "	52,5	78,1	20,2	42,5	1,7
	1150°C/ "					1,9
	1200°C/ "					1,6

Pokračování:

5592	850°C/lhod/vzduch					15,1
	900°C/ "	49,8	79,8	22,7	56,3	16,6
	950°C/ "	52,0	80,8	24,7	57,3	16,3
	1000°C/ "	49,7	78,0	30,8	47,0	24,8
	1050°C/ "	50,0	75,5	33,1	58,3	18,4
	1100°C/ "	49,0	75,4	31,7	43,7	12,9
	1150°C/ "					11,9
	1200°C/ "					11,5
5597	850°C/lhod/vzduch	46,0	79,6	21,2	49,0	
	900°C/ "	65,9	85,9	20,0	48,3	8,5
	950°C/ "	51,9	82,9	20,35	44,3	8,7
	1000°C/ "	46,2	80,3	27,0	45,4	9,5
	1050°C/ "	65,5	82,6	15,6	42,8	8,6
	1100°C/ "	48,6	82,4	25,4	43,8	9,2
	1150°C/ "					8,2
	1200°C/ "					7,7
5598	900°C/lhod/vzduch	47,6	74,6	37,2	61,5	19,3
	950°C/ "	47,0	73,6	38,6	56,5	18,8
	1000°C/ "	48,1	74,3	39,9	58,7	17,1
	1050°C/ "	46,4	70,4	42,7	65,7	22,1
	1100°C/ "	43,6	68,2	43,4	67,0	17,1
	1150°C/ "					20,6
	1200°C/ "					18,7
5714	850°C/lhod/vzduch	50,2	72,9	35,2	57,8	6,9
	900°C/ "	53,2	75,5	30,5	42,5	11,1
	950°C/ "	54,6	75,7	31,3	51,7	11,1
	1000°C/ "	48,9	72,8	36,1	56,1	11,9
	1050°C/ "	50,8	75,2	27,6	48,5	10,5
	1100°C/ "	50,2	73,7	32,9	54,5	10,5
	1150°C/ "					10,5
	1200°C/ "					9,9

Tabulka 4

Mechanické vlastnosti 1 mm plechů svařených metodou
arkatom

tavba	Po svaření			Po tepl. zpracování		
	σ_{Kt} kg/mm ²	σ_{Pt} kg/mm ²	δ_{10} %	σ_{Kt} kg/mm ²	σ_{Pt} kg/mm ²	δ_{10} %
5576	43,9	60,7	7,3	44,95	69,0	-
5577	42,5	60,8	12,6	40,3	79,95	36,5
5581	35,9	60,2	23,3	34,8	66,7	31,6
5593	45,4	68,6	25,6	44,6	67,0	25,5
5582	59,8	65,7	15,1	39,8	62,3	19,8
5691	55,3	68,9	13,3	55,6	68,5	17,0
5690	56,3	75,2	18,1	55,7	70,8	-
5712	48,1	66,1	14,8	49,0	68,5	-
5583	41,8	65,0	21,4	44,9	71,3	75,5
5527	47,0	66,6	19,3	48,1	69,2	26,8
5594	50,1	63,5	8,4	45,6	75,1	11,8
5592	39,3	65,9	13,7	43,15	71,75	27,5
5597	49,0	71,4	12,5	44,5	80,5	12,4
5598	40,3	65,7	31,5	42,8	65,8	34,0
5840	43,1	61,3	5,0	57,8	62,0	-
4324	48,2	65,0	10,4	58,55	60,7	51,7
5843	58,1	73,9	4,9	49,9	63,8	18,4
4325	56,6	69,7	8,0	53,1	58,6	13,8
5714	41,5	63,4	23,3	42,7	64,0	27,8

Tabulka 5

Mechanické vlastnosti svařených desek tloušťky 20 mm

Označení	Použitá elektroda	σ_{Kt} kg/mm ²	σ_{Pt} kg/mm ²	δ_5 %	ψ %	Vrbová houževnatost		
						střed svaru	1 mm od přechodu do zákl.materiálu	2 mm od přechodu do zákl.materiálu
5576	Cr18Ni9	34,9	60,7	13,8	65,5	9,8	9,7	9,4
5577	Cr18Ni8	33,1	58,0	12,7	31,6	8,9	9,2	7,9
5591	Cr18Ni8	28,7	58,3	24,6	51,2	9,2	10,2	10,5
5593	Cr18Ni8	41,1	66,2	25,5	41,4	8,9	9,6	9,0
5582	Cr18Ni8Mo2Nb	32,4	60,0	15,4	46,6	9,7	10,7	10,0
5691	Cr18Ni8Mo2Nb	48,3	60,6	5,6	5,8	10,6	7,6	3,0
5690	Cr18Ni8Mo2Nb	43,4	67,9	17,1	38,4	10,0	10,0	10,2
5712	Cr18Ni8Mo2Nb	48,7	60,0	24,4	33,5	9,6	10,1	10,2
5583	Cr18Ni8Mo2Nb	45,7	69,8	23,2	42,2	10,4	10,0	10,0
5527	Cr18Ni8Mo2Nb	37,8	62,9	20,6	43,2	10,6	11,1	11,6
5594	Cr18Ni8Mo2Nb	44,3	63,6	7,8	8,0	9,1	9,7	5,6
5597	Cr18Ni8Mo2Nb	45,1	68,2	10,1	7,2	10,0	11,2	7,2
5714	Cr18Ni8Mo2Nb	48,3	71,0	21,6	40,7	11,1	10,1	10,1