

Page Denied

Next 1 Page(s) In Document Denied

VÝZKUMNÝ ÚSTAV MATERIÁLU A TECHNOLOGIE

4
d. 5

MATERIÁLOVÝ SBORNÍK

1956



PRAHA 1956

MATICE HORNICKO-HUTNICKÁ

Approved For Release 2008/03/24 : CIA-RDP80T00246A003400070001-6

VÝZKUMNÝ ÚSTAV MATERIÁLU A TECHNOLOGIE

MATERIÁLOVÝ SBORNÍK

1956



PRAHA 1956

MATICE HORNICKO-HUTNICKÁ

Approved For Release 2008/03/24 : CIA-RDP80T00246A003400070001-6

Ú V O D

These ÚV KSČ a vlády ČSR o dalším technickém rozvoji čs. průmyslu zdůrazňují význam zavádění nové techniky pro nepřetržitý růst produktivity práce i celé technické úrovně našeho průmyslu a zejména průmyslu strojírenského.

Jedním z prostředků, který účinně pomáhá zajišťovat růst produktivity, je rychlé využití a zavádění ukončených výzkumných prací našich výzkumných ústavů do praxe.

Vedle výzkumných zpráv, které jsou vydávány pro užší okruh zájemců, jsou to zejména výtahy ve formě článků, uveřejňovaných v odborných časopisech, které zajišťují širší informování technické veřejnosti. Touto cestou však lze pro omezený rozsah časopisů publikovat jen malý podíl provedených prací.

Ve snaze zpřístupnit výsledky důležitějších prací z oboru materiálu v souborné formě přikročujeme k vydávání „Materiálových sborníků“, které mají přinášet výsledky prací Výzkumného ústavu materiálu a technologie (VÚMT) zejména z oboru vlastností materiálu, tepelného zpracování a zkušebních metod a zařízení.

První „Sborník“ obsahuje výběr celkem 9 prací, provedených ve VÚMT v r. 1954. Kromě toho byla do Sborníku zařazena práce laureáta státní ceny s. Zd. Emingera, která úzce navazuje a doplňuje problematiku, o níž pojednává článek Dr. Pluhaře a Vyklického.

Všechny práce se zabývají vesměs aktuálními problémy, souvisícími s výrobou.

Práce *Ing. Vodsedálka* se zabývá vyšetřováním hodnot vnitřního tlumení materiálů, používaných pro výrobu lopatek parních turbin (chromových a chromoniklových ocelí, ocelí žárupevných), i některých dalších materiálů konstrukčních při vyšších cyklických napětích a za vyšších teplot.

Zkoušky byly prováděny na nově, ve VÚMT a VÚTT vyvinutém vf. pulsátoru. Práce dochází k závěru, že pro turbinové lopatky je výhodnější, vzhledem k nebezpečí kmitání, volit 12% chromové oceli vysoko popuštěné, s nižší pevností. Pokud je požadována vyšší pevnost materiálu, ukazuje se výhodné používat Cr-ocelí s vyšším obsahem uhlíku.

Ing. Dr. Šon sleduje v práci „Zadřací zkoušky dvojic materiálů pro matice a vřetena armatur“ vzájemné chování se různých materiálů při suchém tření, jednak při malých rychlostech (0,026 m/vt) a tlaku 30 kg/cm², jednak při plynulém zatěžování a rychlosti do 0,37 m/vt. Při vyhodnocení zkoušek pokusil se autor roztrždit všechny zkoušené materiály do 3 základních skupin podle odolnosti proti zadřání. Výsledky jsou důležité pro volbu materiálů při konstrukci matic a vřeten armatur pro naše energetická zařízení.

Práce *K. Slonka* je třetí prací, zabývající se problémy materiálu pro energetická zařízení. V r. 1954 byla ve spolupráci s Leninovými závody, Plzeň a VŽKG-Ostrava sledována možnost použití ultrazvukových přístrojů k zjišťování vnitřních vad velkých výkovků pro turbinové a generátorové rotory.

Sledování indikací na 33 rotorech a jejich porovnání s vadami, zjištěnými po jejich rozřezání, ukázalo, že spolehlivé výsledky lze dosáhnout při použití odrazové ultrazvukové metody. Důsledné aplikování metody umožní jistější a bezpečnější výrobu těchto nákladných výkovků.

Otázka spolehlivého stanovení ztrátového čísla transformátorových plechů pro vysokofrekvenční generátory je řešena v práci *Dr Khola* „Trafoplechy pro akustické frekvence a měření jejich ztrátových čísel“. Pro měření ztrátového čísla byla vypracována jednoduchá kalorimetrická metoda, pomocí které byly proměřeny materiály domácí výroby.

Vlastnostmi výrobní technologie a praktickým uplatněním ve VÚMT nově vyvinuté úsporné žáruvzdorné slitiny „Pyroferal“ se zabývají tři práce.

Je to především práce Ing. Dr J. Pluhaře „Příspěvek ke studiu vlastností žáruvzdorných slitin železa a hliníku“, která podává další údaje o vlastnostech a chování slitiny Pyroferal a navazuje tak na práci, uveřejněnou v časopisu Slévárenství, čís. 3, z r. 1954.

Technologie výroby a cenné zkušenosti metalurgické a slévárenské podává práce laureáta státní ceny *Zd. Emingera*, vědeckého pracovníka VÚ Leninových závodů, Plzeň.

Třetí práce z této skupiny, zpracovaná *M. Vyklickým*, podává dosavadní praktické zkušenosti, získané při provozním využití nové slitiny.

Všechny tři práce podávají ucelený obrázek o výhodách nové slitiny a ukazují možnosti jejího využití. Lze právem očekávat, že zavedení nové slitiny v plném předpokládaném rozsahu bude znamenat pro naše hospodářství podstatné úspory deficitních přísad chromu a příp. niklu a zlepšení provozní jistoty výrobních a provozních zařízení.

Z oboru tváření ocelí za studena byla zařazena do této sbírky práce *Dr Vrzala* „Rekrystalisace a mezioperační tepelné zpracování při tváření nízkouhlíkových ocelí za studena“, která sledovala otázky změny struktury při mezioperačním žhání za studena tvářené měkké uhlíkové oceli.

Z oboru tepelného zpracování zabývá se práce *Ing. Zbořila* výzkumem technologie antikoročního nitridování při zvýšených teplotách. V rámci práce bylo navrženo jednoduché zařízení pro nitridaci v normálních pecích a vyšetřeny podmínky pro praktické použití postupu. Postup byl s úspěchem zaveden v závodě ČKD-Modřany.

Práce Ing. Dubna „Registrační mikrofotometr čs. výroby“ podává popis konstrukce registračního mikrofotometru čs. výroby, který byl vypracován ve VÚMT Dr Kholem a Ing. Dubnem. Vedle popisu jsou zde uvedeny výsledky při jeho praktickém použití. Práce ukazuje, že fotometr patří k měřicím přístrojům, které jak svým provedením, tak i výkonem mohou soutěžit se zahraničními výrobky.

Sborník svým obsahem jistě bude vhodnou informací našim vědeckým a odborným pracovníkům jak na závodech, tak i v ústavech a přispěje tak k rozšíření výsledků prací Výzkumného ústavu materiálu a technologie.

V Praze, leden 1956.

Ing. Josef Vodsedálek - VÚMT Praha

VNITŘNÍ TLUMENÍ CHROMOVÝCH OCELÍ PRO LOPATKY PARNÍCH TURBIN

Pojednání o vnitřním tlumení materiálu lopatek pro parní turbíny navazuje na dřívější práci o tomto thematu. [1] V této práci byly uvedeny výsledky měření vnitřního tlumení materiálu pro některé oceli chromové nerezavějící, chromniklové austenitické, pro oceli perlitické žárupevné a pro některé jiné materiály při vyšších cyklických napětích a za vyšších teplot. Tyto údaje, i když vnášejí světlo do některých temných otázek, nebyly s to podati obecný rozhled o chování chromových ocelí, na př. při různém chemickém složení, tepelném zpracování, nebyly s to osvětliti změny tlumení při dlouhodobém cyklickém namáhání a při různém předpětí - t. j. okolnosti, které konstruktéra při volbě materiálu pro tak exponované součásti, jakými jsou turbinové lopatky, nesmírně zajímají.

Systematickým sledováním vnitřního tlumení celé řady různých taveb chromových ocelí se podařilo vyjasnit problém do té míry, že dnes můžeme podati řadu obecně platných závěrů. Podařilo se také určit hlavní příčiny tlumení chromových ocelí, příčiny, jejichž neznalost velmi často mohla vést i k havárii turbíny.

Pojem tlumení.

Při cyklickém namáhání součásti - nebo lépe objemového elementu - se určitá část energie mění v teplo, nebo slouží ke zvýšení vnitřní energie kovu. Pohlcování, maření energie při cyklickém namáhání - tlumení - definujeme různými způsoby, nejčastěji jako log. dekrement útlumu. Při doznívání volných kmitů objemového elementu kovu sledujeme velikost amplitudy k - a $k + n$ kmitu - A_k resp. $A_k + n$.

Pak logaritmický dekrement útlumu

$$\vartheta = \frac{1}{n} \ln \frac{A_k}{A_{k+n}}$$

Jinak definujeme tlumení jako poměr pohlcené práce při jednom cyklu namáhání k maximální energii cyklu jako mezní tlumení

$$\psi = 2 \vartheta = \frac{S}{A}$$

kde S - plocha hysterese smyčky = energie pohlcená v 1 cyklu,

A - max. potenciální energie cyklu.

Jiné definice, užívané občas v literatuře, jako „ztrátový úhel“, nebo „jakost resonančního obvodu Q “, pomineme.

Připomínáme, že obecně není log. dekrement útlumu materiálu totožný s log. dekrementem útlumu součásti; tlumení součásti lze však za pomoci ϑ i v obecných případech vypočíst [2].

Které veličiny ovlivňují tlumení?

Tlumení je velmi komplikovaný zjev, který je ovlivňován celou řadou okolností. Je to především *stav materiálu*, dále pak *provozní - resp. zkušební podmínky*.

Stav materiálu definujeme celou řadou jeho vlastností. Je to chemické složení, struktura a tepelné zpracování, stupeň tváření za studena atd. Nesmíme pustit se zřetele, že během provozu se tato veličina může měnit, a že k určitým změnám téměř vždy, když tlumení je značné, dochází, i když je nemůžeme běžnými prostředky prokázat.

Stav materiálu určujeme údaji jeho mechanických vlastností - t. j. tvrdost, pevnost, mez průtažnosti, vrubová houževnatost, mez únavy atd.

Protože otázka stavu materiálu může být při veliké rozmanitosti ocelí řešena pouze pro *určitý materiál*, event. pro *určitou skupinu materiálů*, budeme se konkrétně zabývat nerezavějícími oceli chromovými a částečně i oceli austenitickými CrNi a perlitickými oceli žárupevnými - t. j. materiály pro turbinové lopatky.

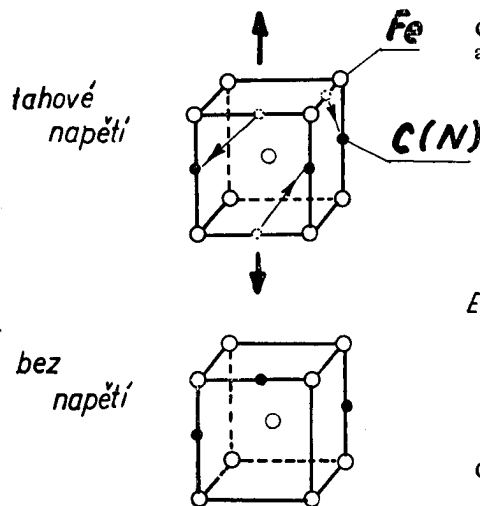
Provozní, resp. zkušební podmínky mají, jak v dalším vysvitne, velmi podstatný vliv. Pod tímto pojmem uvažujeme: teplotu, frekvenci kmitání, druh napjatosti, velikost cyklického napětí a tvar cyklu (předpětí), historii namáhání, přítomnost magnetického pole a pod. Abychom mohli probrat působení těchto různých podmínek, je nezbytné, abychom si alespoň v přehledu zopakovali hlavní příčiny a složky tlumení.

Základní složky tlumení:

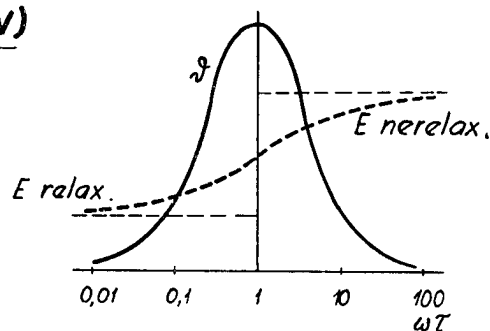
1. Tlumení relaxační.
2. Tlumení plastické.
3. Tlumení magnetomechanické.

ad. 1. Je známo, že některé jevy, které při mechanickém napětí v materiálu probíhají, jeví časovou závislost. [3, 4, 5.] Jsou to jevy, souvisící s difusí atomů hmoty a s přechodem energie (tepla resp. elektřiny u polovodičů). Tento jev byl ve výše uvedené práci vysvětlen a proto krátce zopakují jeho princip na následujícím příkladu:

Atomy metaloidů interstiticky rozpuštěné v α -železe zaujímají místa v prostorech ploch a hran v případě, že nepůsobí napětí, zcela náhodně. Při působení napětí atomy z míst stlačovaných přebíhají do oblastí roztahovaných (obr. č. 1). Tento pochod ovšem



Obr. č. 1. Rozložení interstiticky rozpuštěných atomů C, resp. N v α -železe; a) stav nenapjatý, ← b) působení tahového napětí.



Obr. č. 2. Závislost relaxační složky tlumení na úhlové frekvenci.

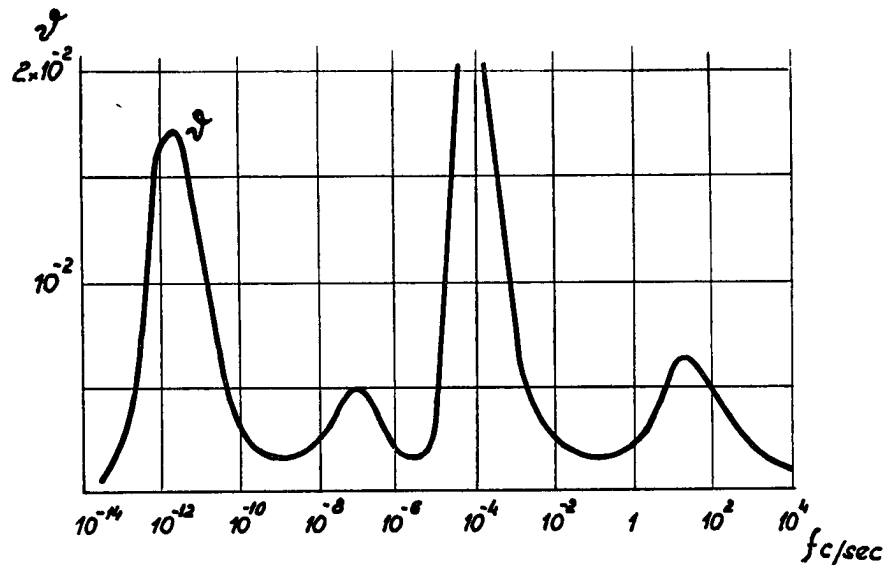
není okamžitý, ale je dán rychlostí difuze. Stěsnané atomy, které kladou odpor deformaci, se postupně uvolňují a umožňují další deformaci. †

Měřítkem rychlosti relaxace je „relaxační čas“ - τ_r . Při cyklickém průběhu napětí oscilují zmíněné atomy, kladouce zároveň deformaci určitý (zčásti nevratný) odpor.

Zmařená energie bude největší, když

$$\tau_r \cdot \omega = 1$$

ω - úhlová frekvence kmitání. Pro velmi nízké a velmi vysoké frekvence se blíží tlumení, příslušné tomuto jevu, nule (obr. č. 2). Ve skutečnosti probíhá ovšem celá řada difusních pochodů s rozličnými relaxačními časy, takže se vytváří celé spektrum relaxačních časů a maxim tlumení (obr. č. 3).



Obr. č. 3. Relaxační spektrum.

Protože všechny difusní jevy jsou závislé na teplotě - a to různě, podle velikosti aktivační energie, mění se jak frekvence maxim, tak i celkové hodnoty tlumení s teplotou velmi podstatně. Thermodynamické jevy, spočívající v přechodu tepla z míst komprimovaných do míst tažených, jeví slabší závislost na teplotě.

Difusní tlumení se s amplitudou nemění, t. j. není nulové ani při nekonečně malém rozkmitu; naopak, měření ukazuje, že toto tlumení působí i při nejvyšších dosažených napětích, aniž by se jeho velikost podstatně měnila, pokud se nemění velikost aktivační energie s napětím.

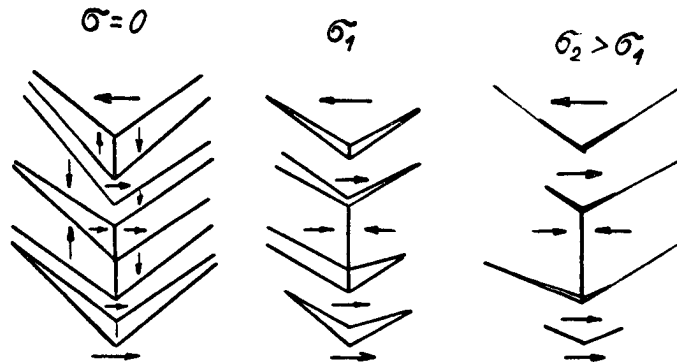
ad. 2. *Plastická složka tlumení*, přesto, že při vyšším cyklickém napětí obvykle převládá, je ještě nedostatečně prozkoumána a vztahy ji ovlivňující postrádají dosud matematického vyjádření. Populárně lze říci, že při překročení určitého napětí nastávají plastické deformace, které na rozdíl od relaxací vyvozených deformací po odlehčení s časem nezmizí. Práce, částečně sloužící ke zvýšení vnitřní energie, která se projeví zpevněním, částečně zmařená přeměnou v teplo, se projeví jako tlumení. Převedeme-li tyto prostě

pojmy do dislokační teorie, neobdržíme dosud žádné obecnější závěry, než dává přímé měření. Lze dokázat, že plastická složka tlumení závisí především na cyklickém napětí, na poměru maximálního napětí k mezi pružnosti (také při vyšších teplotách).

V prvním přiblížení nezávisí na frekvenci namáhání. Závisí však na typu namáhání (normální, tečné) a na historii namáhání, neboť již vznik této složky je podmíněn změnou stavu materiálu.

ad. 3. *Magnetomechanická složka tlumení.* Feromagnetické materiály ve stavu zmagnetovaném mění při působení mechanického napětí některé magnetické vlastnosti - permeabilitu a indukci. Naopak, magnetické jevy se odrážejí i ve změnách elastických vlastností a rozměrových veličin (magnetostrikce), nastává změna E a ν . Magnetické jevy ovlivňují však tyto veličiny i v případě, když materiál není v magnetickém poli a když se navenek jeví nemagnetický (6).

Feromagnetický materiál je v nemagnetickém stavu rozdělen na množství oblastí - domén - které jsou magnetické. Jejich vektory spontánní magnetisace jsou uspořádány do všech směrů, takže jejich účinek se navenek ruší. Působením statického napětí se příznivě orientované oblasti zvětšují na úkor okolních, méně příznivě orientovaných (obr. č. 4). Nastává



Obr. č. 4. Změny velikosti domén při působení napětí. (Posuv $\frac{\pi}{2}$ stěn.)
Šipka udává směr a smysl spontánní magnetisace domény.

t. zv. posuv $\frac{\pi}{2}$ stěn. Při silném napětí nastává také pootočení vektoru spontánní magnetisace do směru rovnoběžného nebo kolmého k směru napětí, podle znaménka magnetostrikce. Tyto změny jsou vratné. Protože změny jsou antiparalelní, nejeví se navenek změnou magnetisace. Jinak je tomu, je-li materiál ve stavu remanentního magnetismu. Pak vyvolávají oba tyto jevy změny indukce (ΔB) (obr. č. 5).

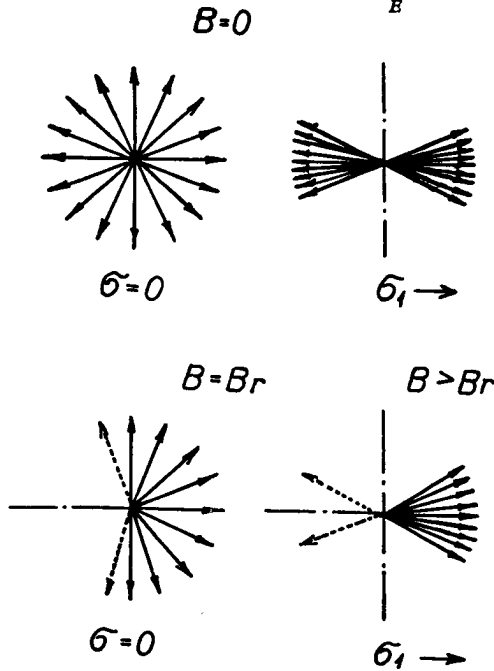
Cyklická změna B je ovšem spojena se ztrátami energie, které lze vyjádřit plochou magnetické hysteresní smyčky. Pro velmi malé změny lze pro výpočet užít Rayleighovy parabolické hysteresní smyčky.

Pak ztráty jsou úměrné třetí mocnině změn indukce.

$$W_h = \frac{1}{3\pi} \cdot \nu \cdot \frac{\Delta B^3}{\omega^3}$$

ω - permeabilita,
 ν - ztrátový činitel.

Pro malé změny napětí je změna ΔB úměrná napětí (σ), takže ztráty jsou úměrné 3 mocnině napětí a tlumení $\vartheta_h = \frac{W_h}{\sigma^2 B}$ je úměrné σ .



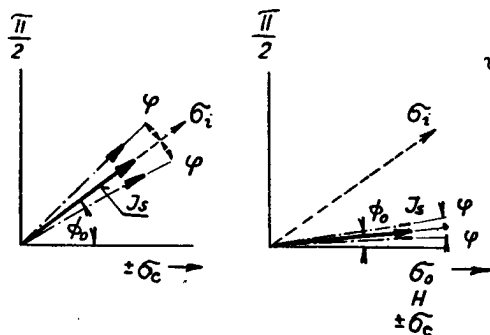
Obr. č. 5. Působení mechanického napětí na rotaci vektorů spontánní magnetisace - a) ve stavu nemagnetickém; b) ve stavu remanentního magnetismu se indukce mění.

Abychom názorně mohli sledovati, které podmínky ovlivňují tyto jevy, znázorníme si jednoduše vektor spontánní magnetisace určité domény (obr. č. 6). Jsou-li vlivy krystalové anisotropie malé, je vektor udržován v určité poloze působením vnitřních pnutí σ_i . Působením vnějšího napětí σ a ev. magnetického pole H se vektor stáčí od původního směru Φ o úhel φ .

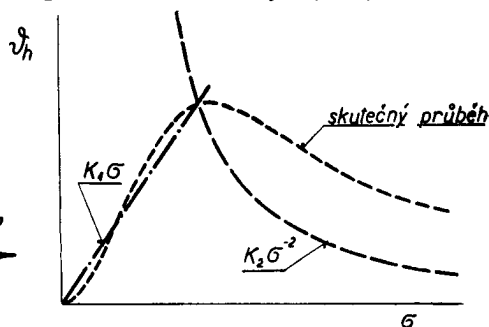
Na základě výpočtu energetických změn, které na vektor působí, lze dokázat, že změny úhlu φ jsou největší, když úhel Φ je asi $\frac{\pi}{3}$. Otočíme-li vektor působením magnetického pole nebo silného statického napětí do směru cyklického napětí, budou účinkem stejného cyklického napětí oscilace φ mnohem menší, proto i tlumení se zmenší.

Velmi silné magnetické pole zadrží vůbec rotaci vektorů vlivem cyklického napětí a pak magnetická složka tlumení vymizí. Všimněme si, že účinek statického předpětí je týž (nevede-li ovšem dostatečně vysoké napětí k překročení meze pružnosti!).

Jestliže cyklické napětí je značné, pak uvažované změny nejsou již lineární.



Obr. č. 6. Otáčení vektoru spontánní magnetisace domény J_s působením cyklického napětí σ_c . Při současném působení statického napětí σ_0 nebo v silném magnetickém poli H je otáčení vektoru φ menší.



Obr. č. 7. Theoretický a experimentálně zjištěný průběh magnetomechanické hysterese složky tlumení v závislosti na cyklickém napětí.

Při velkých rotacích vektoru \mathcal{J}_s se již úhel φ zvětšuje pomaleji, ev. vůbec ne. Pak se ani tlumící práce nezvětšuje a log. dekrement útlumu klesá - theoreticky (obr. č. 7)

$$\vartheta_n(\sigma) = A \frac{1}{\sigma^2} \dots (\sigma > \sigma_{\text{krit}})$$

A - konstanta.

Ve skutečnosti nebyl takový případ pozorován, exponent je vždy menší než 2. Je to bezpochyby vliv distribuce vektorů spontánní magnetisace do všech směrů a vliv nestejných magnetických vlastností různých složek. Na základě výše uvedených úvah je zřejmé, že složku magnetického tlumení lze oddělit od ostatních složek tlumení tak, že se zkušební tyč zmagnetisuje až do nasycení. Pak magnetomechanické tlumení odpadá. [7] Kromě této hysterese složky patří k magnetomechanickému tlumení ještě tlumení, způsobené *vířivými ztrátami* při změnách směru magnetisace domén. [6] Zatím co hysterese složka v prvním přiblížení nezávisí na frekvenci cyklického napětí, vířivá složka roste s rostoucí frekvencí; nezávisí však na napětí, pokud hysterese složka lineárně roste. Při vyšším napětí i tato složka tlumení klesá.

Údaje tlumení chromových ocelí.

Pro výrobu turbinových lopatek oběžných i rozváděcích se používá pro teploty do 400—430 °C převážně chromových nerezavějících ocelí, většinou typu ČSN 17021 = = Poldi AK1, řidčeji typu ČSN 17022 = Poldi AK2S; tyto typy ocelí se od sebe liší obsahem uhlíku a chromu, které jsou v oceli AK2S poněkud větší.

Zatím co ocel AK1 obsahuje maximálně 0,15 % C a 11,5 ÷ 13 % Cr, ocel AK2S 0,16 ÷ 0,26 % C a 12 ÷ 14 % Cr. Podle obsahu uhlíku a chromu může být ocel typu AK1 buď perlitická, nebo obsahuje určité množství feritu, často ve formě rádků. Tento ferit nelze převést při ohřátí na austenit a proto zůstává i při kalení beze změny. [8] Struktura ocelí typu AK2S neobsahuje δ ferit.

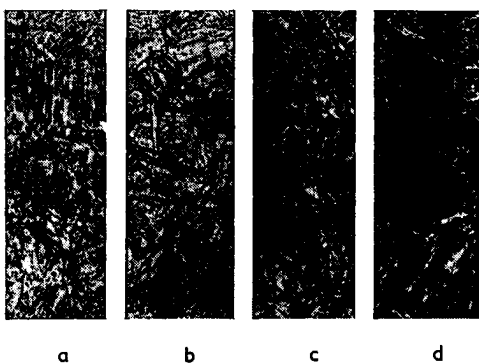
Chromové oceli se vždy zušlechťují; kalí se s poměrně vysoké teploty (kol 1000 °C) buď na vzduchu nebo do oleje a popouštějí se na teploty 500—780°, podle požadované pevnosti. Chromové oceli je možno nitridovat, ale silnějších nitridačních vrstev se dosahuje obtížně. Korosivzdornost povrchu se pak poněkud sníží, avšak mez únavy a odolnost vůči interkrystalické korozi napětím vzroste. Vzhledem ke značnému množství zkoušených materiálů je možno uvést jen některé z nich. Jsou to oceli výběrových taveb Poldi AK1 a Poldi AK2S (tepelně zpracované a pokud jde o mechanické hodnoty, vyzkoušené SONP-Kladno) a oceli zahraničního původu: Böhler KW10, Schöller Bleckmann ARW a ARH. Chemické složení těchto ocelí podává tabulka č. 1.

Tabulka 1.

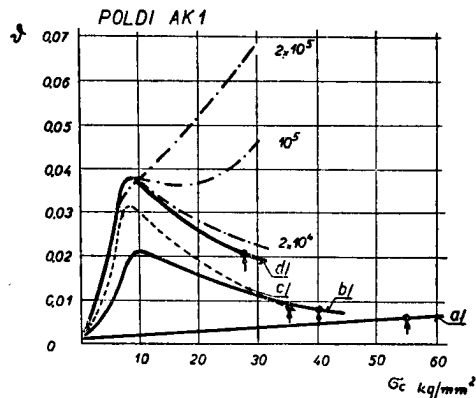
Materiál	% C	Mn	Si	P	S	Cr	Ni	Mo	Cu
Poldi AK1	0,11	0,50	0,19	0,017	0,004	12,60	0,38	0,02	0,21
Poldi AK2S	0,20	0,56	0,22	0,019	0,008	13,14	0,50	0,01	
Böhler KW10	0,16	0,23	0,44	0,024	0,009	13,75	0,67		
Sch. Bl. - ARW	0,09	0,43	0,42	0,032	0,024	14,60	0,15		
Sch. Bl. - ARH	0,22	0,42	0,52	0,037	0,023	13,56	0,26		

Poldi AK1 tařba 10S.

Ocel, tepelně zpracovaná SONP-Kladno postupem: kalení - 960 °C do oleje, popouštění na teploty 500, 540, 600 a 650 °C s ochlazením na vzduchu - vykazovala mechanické vlastnosti podle tabulky č. 2. Přechodové rozpadové struktury neobsahují ferit (obr. č. 8).



Obr. č. 8. Struktura oceli Poldi AK1, popouštěné na teploty a) 500 °C; b) 540 °C; c) 600 °C; d) 750 °C; zvětšení 500×; leptáno - Vogel.



Obr. č. 9. Tlumení oceli Poldi AK1, různé pevnosti (a, b, c, d) v závislosti na cyklickém napětí. Šipkami jsou naznačeny velikosti meze únavy.

Sledujeme-li závislost tlumení na cyklickém napětí, obdržíme závislosti patrné v obr. č. 9. Vytkněme si charakteristické znaky tlumení této oceli:

a) Tlumení nejtvrďší oceli je velmi nízké. Během cyklického napětí pod ani nad mezí únavy se tlumení nemění.

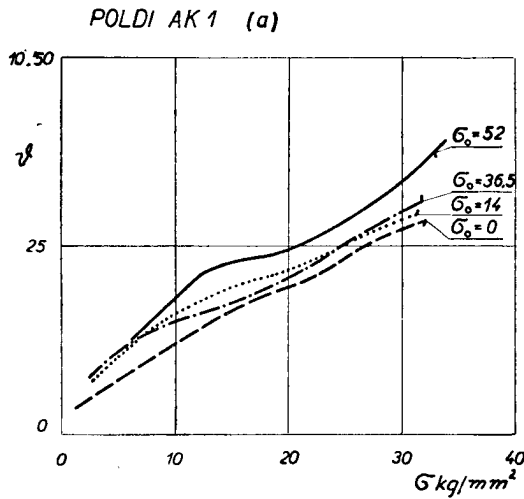
b (a c) Charakteristický „nos“ je zejména u měkčí oceli markantně vyjádřen. Ani zde nenastávají změny útlumu při cyklickém napětí.

d) Nos je velmi typický, avšak jen tehdy, je-li namáhání oceli nižší než mez únavy. Přesahuje-li cyklické napětí mez únavy (která je v obr. č. 9. znázorněna šipkami), tlumení během cyklického napětí rychle vzrůstá. Znovu dodáváme, že pod mezí únavy se typický charakter závislosti δ (σ) nemění.

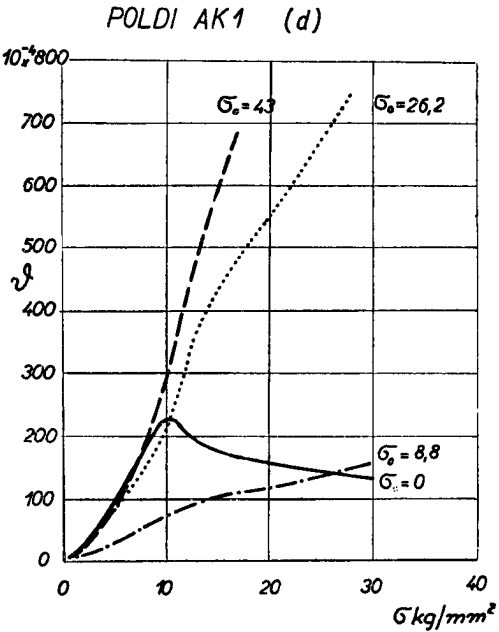
Tabulka 2. Vlastnosti Poldi AK1.

Ozn.	Popoušt. tepl. °C	Mez kluzu σ_K kg/min ²	Pevnost σ_{Pt} kg/min ²	Tažnost ϕ_5 %	Kontrakce ψ %	Vrub houž. R mkg/cm ²	Modul pružnosti E kg/cm ²	Mez únavy tah - tlak σ_c kg/mm ²
a	500	105,9	122,4	14,9	60,4	4,1	$2,187 \times 10^6$	54,0
b	540	84,3	94,3	17,9	65,8	8,0	$2,203 \times 10^6$	40,0
c	600	72,8	84,6	18,6	66,3	10,2	$2,210 \times 10^6$	35,0
d	750	50,2	66,6	28,1	69,7	20,6	$2,223 \times 10^6$	28,0

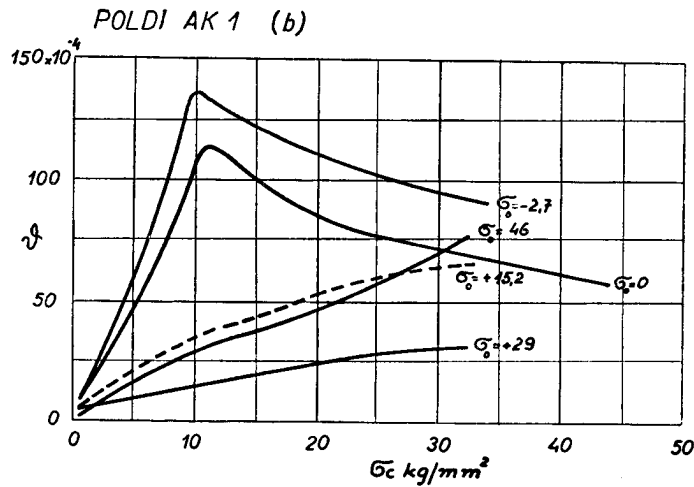
Působení statického předpětí σ_0 se u nejtvrďší oceli projevuje mírným zvýšením útlumu (obr. č. 10), zatím co u ostatních ocelí se tlumení nápadně snižuje, takže charakteristický nos zcela vymizí. Po odlehčení však tlumení nabude opět původních hodnot. Příliš značné předpětí vede, zejména u velmi měkké oceli ke vzrůstu tlumení, avšak změny, které při tom nastávají (plastické deformace) jsou nevratné; po odlehčení se tlumení proti původním hodnotám poněkud změní (zvýší se). Tento zjev probíhá při předpětí tahovém i tlakovém (obr. č. 11 a č. 12).



Obr. č. 10. Změny tlumení při tahovém předpětí (σ_0 - kg/mm^2) u oceli Poldi AK1, popouštěné na teplotu 500 °C (a).



Obr. č. 12. Změny tlumení oceli Poldi AK 1, popouštěné na teplotu 750 °C (d) při působení tahového předpětí (σ_0 - kg/mm^2).



Obr. č. 11. Změny tlumení oceli Poldi AK1, popouštěné na teplotu 540 °C (b) při působení tahového předpětí (σ_0 - kg/mm^2).

Oceli Böhler KW10 a Schöller Bleckmann ARW.

Protože podrobnější způsob tepelného zpracování těchto zušlechťených ocelí nebyl znám, byly obě oceli dodatečně zušlechťeny postupem: kalení 1050 °C na vzduchu, popouštění 725° - 4 hod. s ochlazením na vzduchu - a zkoušeny jak ve stavu dodaném, tak i dodatečně zušlechťené. Mechanické hodnoty podává tabulka č. 3.

Tabulka 3.

Materiál	Stav	Mez kluzu σ_K kg/mm ²	Pevnost σ_{Pt} kg/mm ²	Tažnost ϑ_s %	Kontrakce φ %	Vrub. houžev. R mkg/cm ²	Modul pružnosti E kg/cm ²	Mez únavy $\pm \sigma_c$ kg/mm ²
KW10	dodáno	39,5	56,7	29	63	9,0	$2,17 \times 10^6$	23,5
KW10	zušl.	61,2	81,6	10,0	30,8	11,0	$2,26 \times 10^6$	34,7
ARW	dodáno	52,8	66,6	22,7	62,5	8,8	$2,08 \times 10^6$	31
ARW	zušl.	39,6	55,4	19,8	73,0	14,2	$2,14 \times 10^6$	29,5

Struktura oceli Bohler KW10 odpovídá dříve uvedené oceli Poldi AK1 příslušné pevnosti. Ocel Scholler Bleckmann ARW obsahuje značné množství řádkovitého feritu (obr. č. 13).

Také čistota této oceli nebyla valná (struskové směsky ASTM C 3 ÷ 4).



Obr. č. 13. Struktura oceli Schöller Bleckmann ARW. Zvětšení 200×. Leptáno kyselinou chromovou.

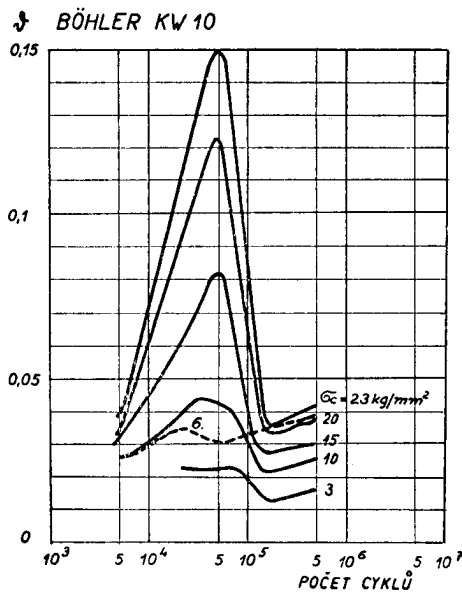
Tlumení.

Charakteristika oceli KW10 v dodaném stavu (poměrně měkká - $\sigma_{Pt} = 56,7$ kg/mm²) vykazuje mírný nos; při vyšším cyklickém napětí tlumení vzrůstá. Tento typický průběh se během cyklického namáhání nemění, je-li cyklické napětí pod mezí únavy; nad mezí únavy nastává prudký vzrůst útlumu, po němž následuje pokles na hodnotu, blízkou původní, výchozí hodnotě. Průběh změny tlumení pro různá napětí, při cyklickém napětí $\sigma_c = 29,5$ kg/mm² - tedy nepatrně nad mezí únavy, je dobře patrný z obr. č. 14.

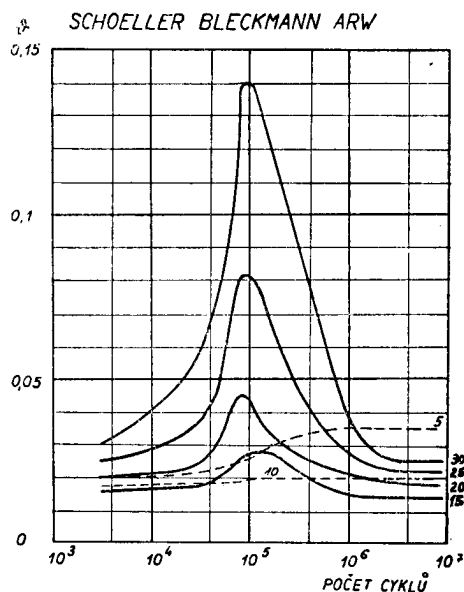
V případě, že tato ocel byla *zušlechtěna* ($\sigma_{Pt} = 81,6 \text{ kg/mm}^2$), je průběh tlumení obdobný dřívě uvedené Poldi AK1; ani pod, ani nad mezí únavy se tlumení nemění; pouze při velmi vysokém cyklickém napětí tlumení vzrůstá.

Tlumení oceli Schöller Bleckmann ARH.

Pod mezí únavy má tlumení mírný nos; avšak při dlouhodobém cyklickém namáhání i pod mezí únavy nastává značná změna jak charakteru, tak i absolutních hodnot útlumu. Při napětí nad mezí únavy nastávají změny tak intenzivní, že je sotva lze běžným způsobem sledovat. Změny útlumu na mezí únavy ukazuje následující obrázek č. 15.



Obr. č. 14. Tlumení oceli Böhler KW10 v průběhu únavy. Konstantní cyklické napětí $\sigma_c = 23,5 \text{ kg/mm}^2$. Diagram uvádí tlumení pro různá napětí.



Obr. č. 15. Tlumení oceli Schöller Bleckmann při cyklickém napětí pod mezí únavy ($\sigma_c = 31 \text{ kg/mm}^2$). Konstantní cyklické napětí $\sigma_c = 30 \text{ kg/mm}^2$. Diagram uvádí tlumení pro různá napětí.

Po intenzivním vzrůstu nastává opětý pokles a ustálení ϑ (σ). I ostatní zkoušené oceli typu AK1 se vyznačují stejnými charakteristickými znaky: při nízké pevnosti „nosem“ a změnou ϑ (σ) během únavy, při vyšší pevnosti nízkou hodnotou tlumení a nezávislostí na historii namáhání.

Ocel Poldi AK2S: Schöller Bleckmann ARW.

Obě značky vykazují obdobné chemické složení i vlastnosti (tab. č. 1 a č. 4). Ocel Poldi AK2S byla *zušlechtěna* SONP-Kladno. Kalení - 1000 °C - olej, popouštění 550, 580, 720 a 750 °C s ochlazením ve vodě.

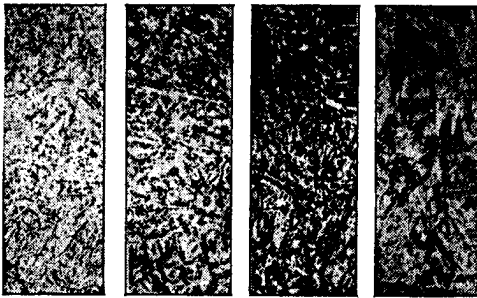
Ocel ARH, dodaná v *zušlechtěném* stavu (přesný postup není znám), byla dodatečně *zušlechtěna*: 1050 °C - vzduch, popouštění 725° - 4 hod. - vzduch. Mechanické hodnoty obou ocelí podává tabulka č. 4.

Tabulka 4.

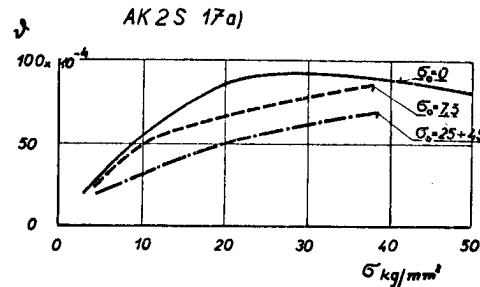
Značka	Popouštění °C	Mez průtaž- nosti	Pevnost	Tažnost	Kontrakce	Vrub. houž.	Modul pružnosti	Mez únavy tah - tlak
		σ_K kg/mm ²	σ_P kg/mm ²	δ_s %	ν %	R mkg/cm ²	E kg/cm ²	σ_c kg/mm ²
AK2S a)	550	113,6	125,4	14,4	53,4	1,3		42,0
	b)	580	84,0	106,2	17,1	57,3	4,8	38,5
	c)	720	54,9	83,6	20,9	60,8	13,6	34,5
	d)	750	49,3	74,0	27,3	65,7	18,1	28,0
ARH	dodaný stav	61,4	79,3	22,5	64,5	9,5	2,25 x10 ⁶	32,0
	725°	65,0	87,6	10,2	25,7	4,7	2,265x10 ⁶	39,0

U tvrdších druhů má struktura zřetelný jehlicovitý charakter; měkčí druhy mají jemnější přechodovou strukturu (obr. č. 16).

Tlumení oceli Poldi AK2S při vyšším cyklickém napětí se vyznačuje týmiž znaky jako výše uvedená ocel Poldi AK1. Stojí však za zmínku, že tlumení je celkově poněkud vyšší. Obrázky č. 17 ÷ 20 ukazují charakteristiky tlumení různě popouštěných ocelí a) ÷ d). Statické předpětí i u této oceli snižuje tlumení, odstraňujíc typický „nos“.



Obr. č. 16. Struktura oceli Poldi AK2S při různých popouštěcích teplotách: a) 680 °C; b) 720 °C; c) 750 °C; d) 790 °C. Zvětšení 500 ×; leptáno - Vogel.



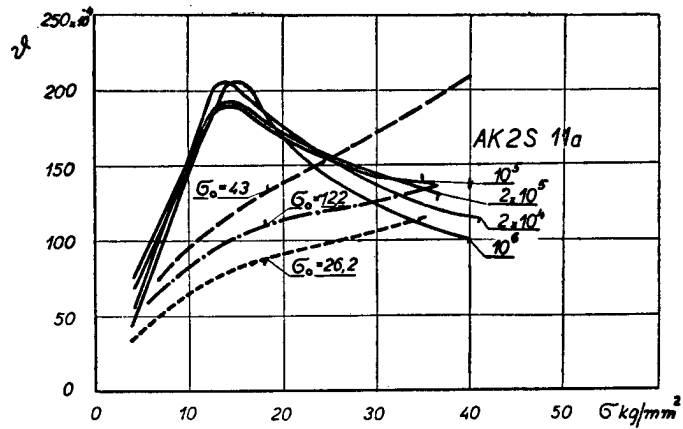
Obr. č. 17. Tlumení oceli Poldi AK2S - popouštěné na teplotu 550 °C. Vliv statického předpětí (σ_0 - kg/mm²).

Tlumení zahraniční oceli Schöller Bleckmann ARH.

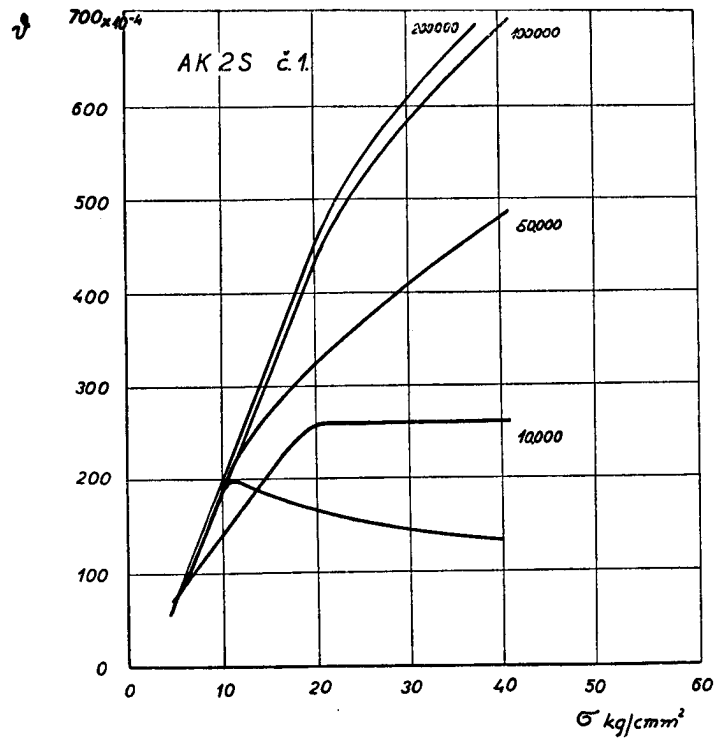
V obou stavech tepelného zpracování nese typické znaky této skupiny Cr-ocelí. V obr. č. 21 je znázorněn průběh δ (σ) v magnetickém poli různé intenzity.

Tlumení Cr-ocelí za vyšších teplot bylo sledováno již dříve a výsledky pro řadu ocelí byly již uveřejněny, proto se této otázky dotkneme jen letmo [1, 2].

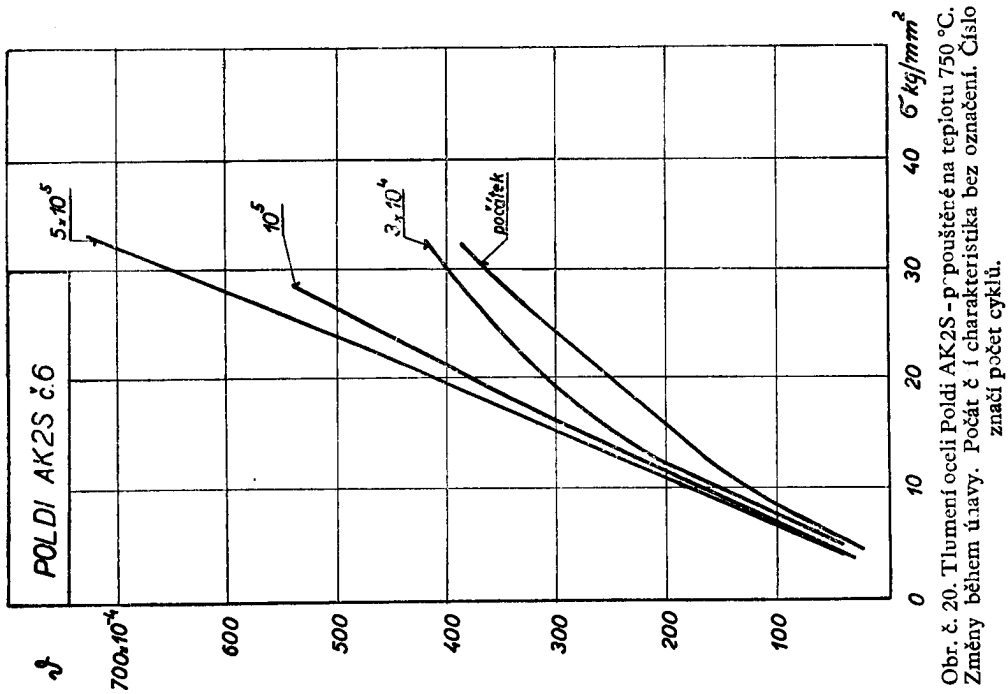
Při nízkém cyklickém napětí, kdy se uplatňuje kromě složky termického tlumení převážně relaxační složka difusní, tlumení plynule vzrůstá s teplotou. Často však nastává, alespoň náznakem, přechodné zvýšení útlumu při teplotách 100 ÷ 150 °C, svědčící o známých difusních pochodech C a N v roztoku α -železa.



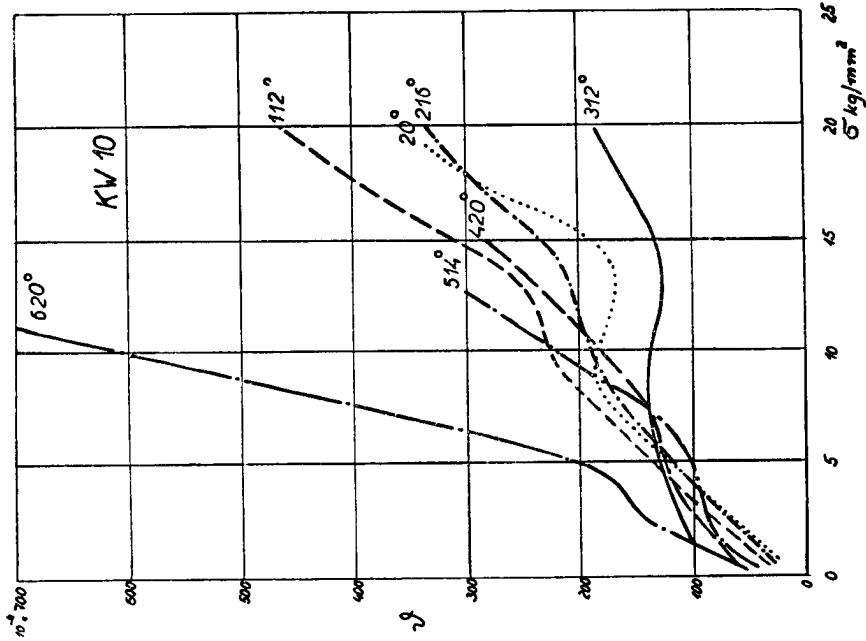
Obr. č. 18. Tlumení oceli AK2S - popouštěné na teplotu 580 °C. Vliv statického předpětí (σ_0 - kg/mm²) a změny během únavy (číslo značí počet cyklů).



Obr. č. 19. Tlumení oceli Poldi AK2S - popouštěné na teplotu 720 °C. Změny během únavy. Počáteční charakteristika bez označení. Číslo značí počet cyklů.

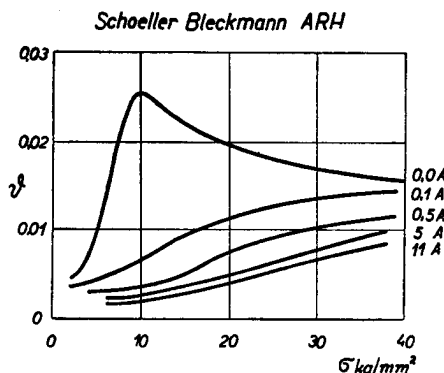


Obr. č. 20. Tlumení oceli Poldi AK2S - p-pouštéré na teplotu 750 °C. Změny během únavy. Počár č í charakteristika bez označení. Číslo značí počet cyklu.



Obr. č. 22. Tlumení oceli Böhler KW10 za vyšších teplot.

Měření při vysokém cyklickém napětí bylo provedeno na tyčích s krátkou měrnou částí a dlouhými hlavami, podélně vyvrtaných. Na těchto tyčích bývá (v soulase s výpočtem) nos slaběji vyjádřen. Vzhledem ke srovnávacímu účelu měření nebyla příslušná korekce prováděna, což nutno mít na zřeteli. Příklad změn δ (σ) s teplotou podává obr. č. 22.



Obr. č. 21. Tlumení oceli Schöller Bleckmann ARH při působení magnetického pole. Směr magnetického pole souhlasí se směrem cyklického napětí.

0,1A	-----	H =	14,5 oe
0,5A	-----	H =	73 oe
5A	-----	H =	730 oe
11A	-----	H =	1600 oe

Shrneme-li výsledky získané při zkouškách Cr-ocelí za vyšších teplot při vyšším cyklickém napětí, shledáme, že tlumení obvykle kol 100—150° zřetelně vzrůstá, avšak při teplotách vyšších klesá a dosahuje při 300—400 °C minima. Při vyšších teplotách monotonně vzrůstá.

Příčiny charakteristických znaků tlumení u Cr-ocelí.

Nyní, když jsme si vytkli hlavní - a nutno zdůraznit - *obecné znaky* útlumu Cr-ocelí, pokusme se alespoň principiálně analyzovat jejich příčiny.

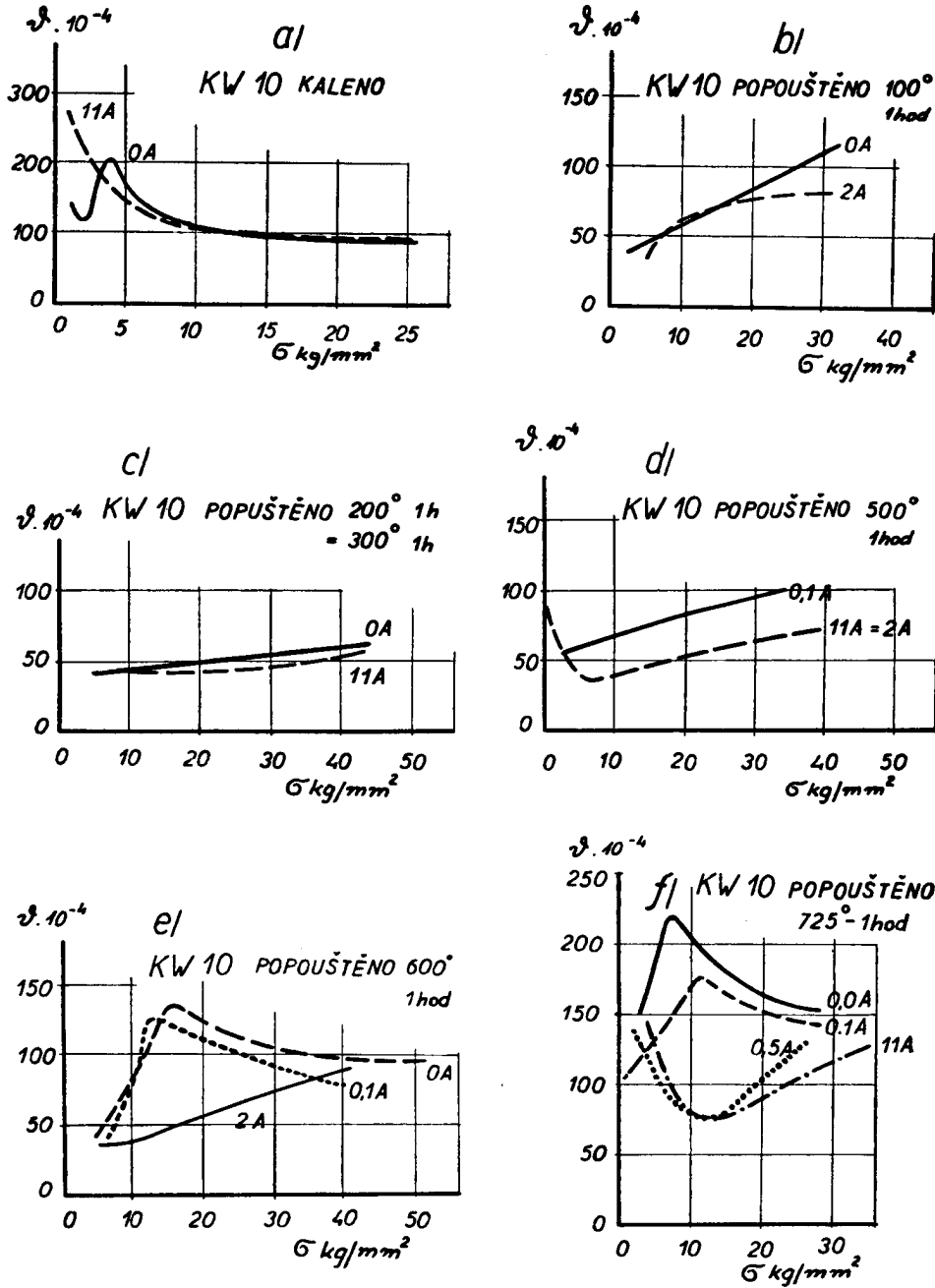
Relaxační tlumení termické není patrně význačným činitelem, neboť tlumení při

nepatrném napětí je poměrně malé, a to jak při frekvenci kol 8000 c/s, tak i při frekvencích kol 400 c/s, v kteréžto oblasti byla měření konána.

Složky spektra difusního tlumení se naproti tomu projevují příznačně; projevuje se nejen zmíněné již maximum tlumení v rozmezí 100 ÷ 150 °C, ale zejména při teplotách nad 350 °C. Zde nastávají čilé difusní pochody nejen interstitických, ale také substitučních roztoků, zejména v oblasti zrnových obálek. Vzhledem k složitému prolínání jednotlivých jevů nejsou dosud tyto zjevy analyzovány. Nutno si však uvědomit, že jsou to pochody, z nichž některé nás obtěžují při tečení kovů za vyšších teplot.

Plastická složka tlumení je jedna z nejdůležitějších veličin. Je markantní zejména u měkkých materiálů; projevuje se vždy velmi intenzivně, blížíme-li se mezi průtažnosti materiálu a to jak tím způsobem, že zvětšujeme amplitudu, tak i při stále amplitudě, ale rostoucím předpětí (i když toto není vždy z uvedených diagramů na první pohled vidět). Plastická složka tlumení se značně mění při plastické deformaci. Při malé deformaci (redukce $\psi \approx 6\%$) velmi silně vzroste, při silném tváření opět klesá [10]. Naše pokusy ukázaly, že zvýšení útlumu po malé deformaci s časem klesá již při normální teplotě a krátkodobé vyžhání na teploty kol 200 °C toto zvýšení zcela odstraňuje. Zjev, který byl právě popsán, probíhá obdobně při cyklickém namáhání, kdy probíhají podobné zpevňující pochody jako při „statické“ deformaci. Tyto pochody se projevují obecně zvýšením tlumení, v některých případech (KW10, ARW a některé austenitické oceli) také poklesem po překročení maxima.

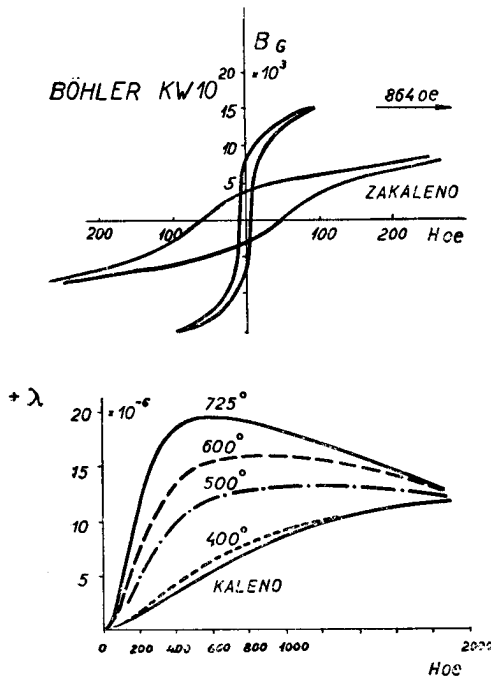
Žádný z těchto pochodů nevysvětluje však charakteristický „nos“ tlumení Cr-ocelí. Zkoušky tlumení v magnetickém poli však ukázaly zcela jednoznačně, že tento zjev je nutno připisovat magnetomechanickým složkám tlumení, zejména ovšem složce hysteretické.



Obr. č. 23. Změny tlumení v magnetickém poli u oceli Böhler KW10, zakalené (1000 °C - olej) a postupně popouštěné.

Již poměrně slabé magnetické pole značně snižuje „nos“ útlumu, který v silnějším poli zcela zmizí (obr. č. 21, obr. č. 23).

Tento zjev se obecně vyskytuje u všech chromových ocelí ve stavu magneticky měkkém, i když je někdy zastřen mohutnější složkou plastického tlumení. Jak patrné, po zakalení se magnetická složka tlumení nevyskytuje; teprve popouštěním nad 500 °C je její vliv patrný. Příčiny magnetomechanického tlumení jsme si již popsali dříve. Také úvaha o tom, jak můžeme v magnetickém poli tuto složku odstranit, je již objasněna. Jdeme-li po stopách příčin význačné složky magnetomechanického tlumení a sledujeme-li charakteristické magnetické veličiny, shledáme, že běžné veličiny - remanence, koercitivní síla, maximální a počáteční permeabilita (B_r , H_c , μ_{max} , μ_0) se neliší podstatně od jiných ocelí - na př. 11600, Poldi HDM atd., které výraznější magnetomechanickou složku obvykle nevykazují. Rozluštění nalezneme při zjišťování magnetostrikce. Shledali jsme, že výše uvedené oceli 11600, Poldi HDM, HDT a j. vykazují průběh magnetostrikce typický pro čisté železo, t. j. ve slabších polích se jeví velmi malá magnetostrikce kladná ($\lambda_{max} = (2 \div 4) \times 10^{-6}$), v silnějším poli se však mění v hodnoty záporné, poněkud větší absolutní velikosti. Naproti tomu všechny oceli chromové mají magnetostrikci kladnou, která až ve velmi silných polích jeví určitý sklon k poklesu ($\lambda_{max} \sim 20 \times 10^{-6}$) (obr. č. 24). Z dříve již provedených úvah je nyní zřejmé, že příčinou poklesu tlumení při *statickém napětí* je potlačení magnetomechanické složky; působením silného magnetického pole i statického napětí lze tedy dosáhnouti stejného účinku.



Obr. č. 24. Hysteresní smyčky oceli Böhler KW10 ve stavu zakaleném a popouštěném na 725° - 1 hod. a průběh magnetostrikce různě popouštěné oceli.

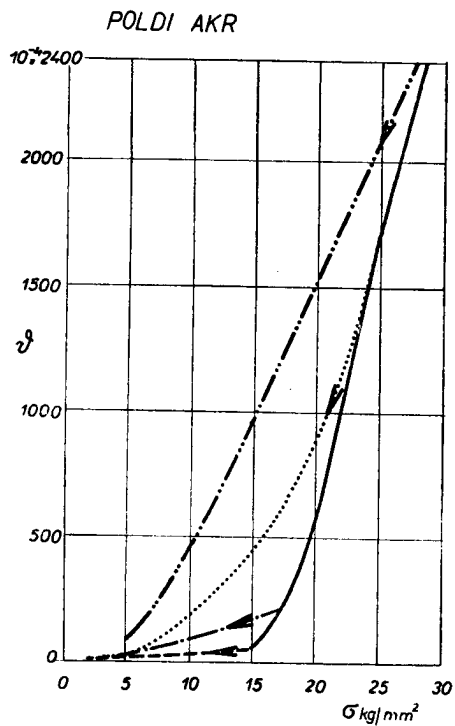
Tlumení žárupevných materiálů.

Pro srovnání uvedme alespoň obecné znaky tlumení ocelí chromniklových austenitických, úsporných ocelí perlitických a některých speciálních slitin.

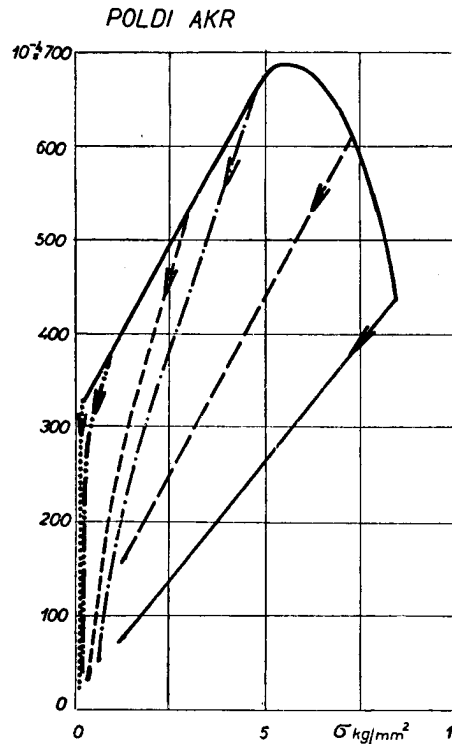
U *austenitických ocelí Cr-Ni* různého chemického složení platí pro všechny dosud zkoumané druhy tytéž zásady, i když absolutní velikosti tlumení se mohou značně lišit.

Tlumení bývá při menším napětí nepatrné, při cyklickém napětí, dosahujícím $1/2 - 3/4$ meze kluzu (σ_K), tlumení prudce vzrůstá. Na rozdíl od ocelí chromových, kde charakter ϑ (σ) nezávisí na počátečním napětí (na výkmitu), není-li toto napětí příliš vysoké, u austenitických ocelí se mění průběh ϑ (σ) s maximálním rozkmitem i pro nízká počáteční napětí (obr. č. 25 a č. 26). Pokud maximální napětí není příliš vysoké, je tato změna vratná. Během cyklického namáhání tlumení obvykle silně vzrůstá, ale často po překročení maxima následuje opětový pokles tlumení.

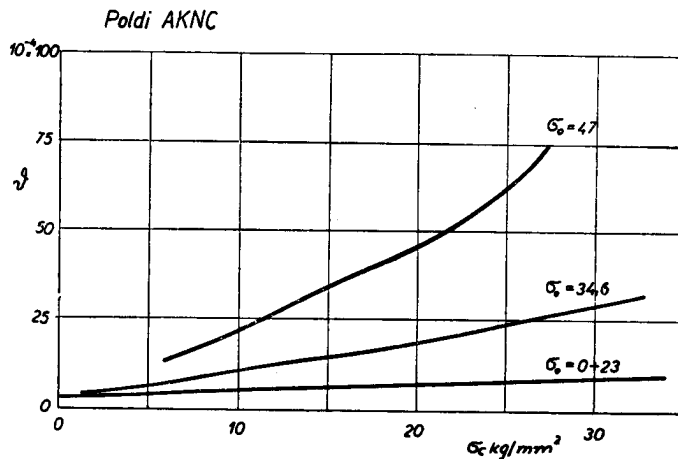
Statické předpětí ve všech případech tlumení zvyšuje; zvýšení je velmi silné zejména



Obr. č. 25. Tlumení oceli Poldi AKR; charakteristika závisí na počátečním výkmitu. Spojnice počátečních hodnot je vytažena plnou čarou. Složení oceli %: C - 0,48; Mn - 0,71; Si - 1,65; P - 0,015; S - 0,017; Cr - 13,29; Ni - 12,52; W - 1,90; V - 0,09.

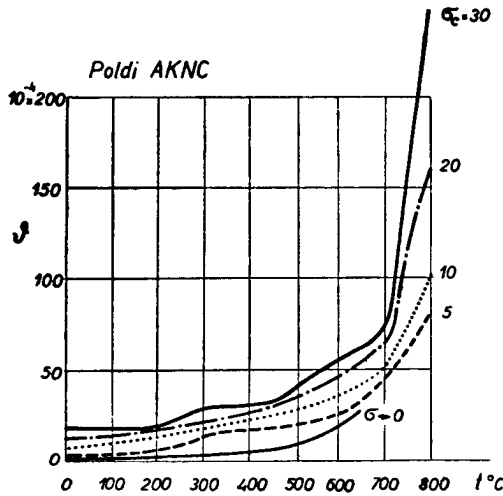


Obr. č. 26. Tlumení oceli Poldi AKR při teplotě 700 °C; charakteristiky probíhají pod spojnici počátečních hodnot tlumení.



Obr. č. 27. Žárupevná slitina Poldi AKNC; vliv statického předpětí (σ_0 - kg/mm) na tlumení. Složení slitiny: % Ni - 74,5; Cr - 21,4; Ti - 1,76; Al - 0,46.

v případech, kdy maximální napětí se blíží mezi kluzu. Plastická deformace je příčinou prudkého vzrůstu tlumení. V obvyklých případech po vyžhání na teploty kol 600 °C toto zvýšení pomine, avšak u některých žárupevných ocelí zvýšení útlumu nemizí ani po vyžhání na teplotu 750 °C (na př. Poldi AKDS = Jessop G18B - legovaná Cr-Ni-Co--Mo-W-Nb).



Obr. č. 28. Poldi AKNC; tlumení při vyšších teplotách pro napětí $\sigma_c \rightarrow 0, 5, 10, 20, 30$ kg/mm².

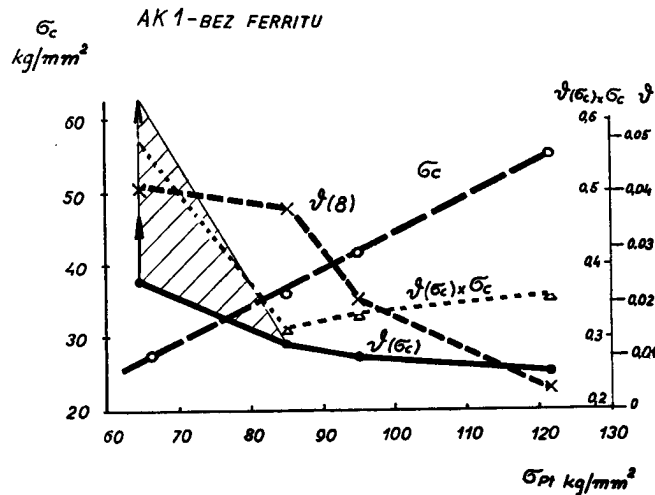
Při vyšších teplotách jsou změny útlumu značně nepřehledné. Obvykle však tlumení s teplotou vzrůstá, dosahuje maxima asi při 100 ÷ 150 °C, klesá až do teploty asi 300 ÷ 400 °C. Při vyšších teplotách nastává obecně vzrůst tlumení i u ocelí s vysokou odolností proti tečení.

Žárupevná slitina (Cr-Ni-Ti-Al) Poldi AKNC = sovětská slitina EI 437 - odpovídající materiálu Nimonic 80, třebaže austenitické struktury, vykazuje však podstatně odlišné vlastnosti.

Tlumení je i při nejvyšších cyklických napětích nepatrné. V průběhu únavy se téměř nemění, pouze při velmi silném přetížení poněkud vzrůstá. Statické předpětí do napětí 23 kg/mm² nemá vlivu. Při vyšším předpětí tlumení poněkud vzrůstá. S rostoucí teplotou

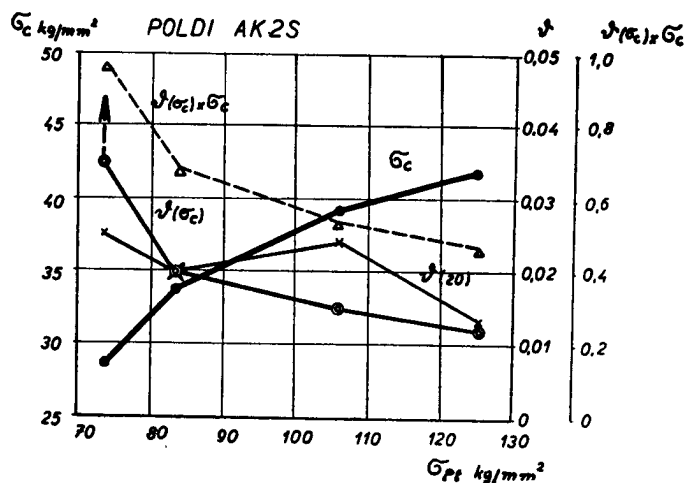
tlumení plynule vzrůstá a při provozních teplotách je dosti značné (obr. 27, 28).

Perlitické žárupevné oceli typu Cr-V, Cr-Mo-V, Cr-W-V a Cr-Mo-W-V nejsou při povrchním pohledu příliš zajímavé. Tlumení bývá nízké, během únavy se nemění, není-li cyklické napětí příliš vysoko nad mezi únavy. Tepelné zpracování má značný vliv na ve-

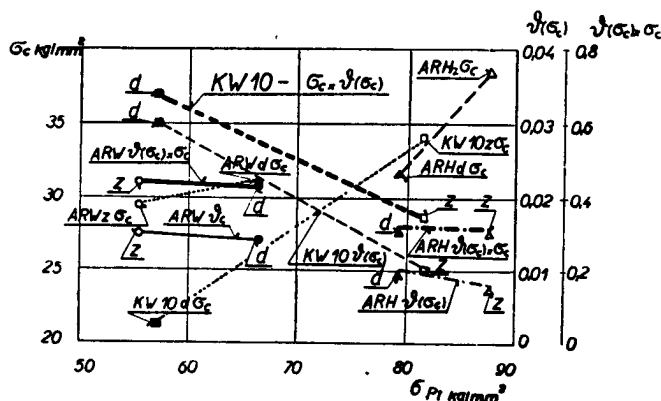


Obr. č. 29. Kriterium vhodnosti oceli Poldi AK1, zušlechtněné na různou pevnost. V diagramu jsou znázorněny: 1. mez únavy σ_c ; kg/mm²; 2. tlumení na mezi únavy $\delta(\sigma_c)$; 3. součin $\delta(\sigma_c) \times \sigma_c$ - kritérium max. budící síly; 4. tlumení pro napětí $\sigma_c = 8$ kg/mm².

likost a průběh $\vartheta(\sigma)$ - s rostoucí pevností se útlum snižuje. Některé druhy (na př. Poldi N10) vykazují však také zajímavé úkazy, souvisící s magnetomechanickou složkou útlumu. Při zvýšených teplotách obvykle nenastávají podstatné změny tlumení, až při teplotách nad 500 °C tlumení roste.



Obr. č. 30. Kriterium vhodnosti oceli Poldi AK2S, zušlechtné na různou pevnost: 1. mez únavy σ_c kg/mm²; 2. tlumení na mezi únavy $\vartheta(\sigma_c)$; 3. tlumení při napětí $\sigma = 20$ kg/mm²; 4. součin $\vartheta(\sigma_c) \times \sigma_c$ - kritérium max. budící síly.



Obr. č. 31. Oceli: Schöller Bleckmann ARW (d, z), Schöller Bleckmann ARH (d, z), Böhler KW10 (d,z).

Optimální podmínky použití chromových ocelí pro turbinové lopatky.

Po přehlednutí jevů, které ovlivňují vnitřní tlumení materiálu, a letmém pohledu na jiné materiály zastavíme se před otázkou: Jaké druhy chromové oceli a jaké tepelné zpracování jsou nejvýhodnější? Jsou to oceli s vyšším obsahem uhlíku nebo s nižším uhlíkem? Můžeme připustit ve struktuře ferrit?

V předchozí práci [1] jsme jako kritérium vhodnosti uvažovali součin meze únavy a tlumení na mezi únavy. Uvedme si nyní tyto hodnoty pro oceli Poldi AK1, AK2S, resp. pro oceli ARH, ARW a KW10 (obr. č. 29—31). V praxi ovšem nemůžeme počítati s plnou hodnotou meze únavy, neboť různé vlivy (korosivní prostředí, vruby, erose atd.) ji značně sníží. Dosud nemáme konkrétních představ o tomto snížení, lze však předpokládat, že skutečná mez únavy nebude vyšší než asi $\pm 10 \text{ kg/mm}^2$.

Analýza nás vede jednoznačně k ocelím měkčím. Oceli střední pevnosti mohou být v určitých případech vhodné, nejsou-li příliš silně staticky namáhány. Diagramy nás také přesvědčují o tom, že pro lopatky, které musí být pevnější, t. j. lopatky stupňů s mokrou parou, je vhodnější ocel Poldi AK2S, která je celkem neprávem, jen s ohledem na obtížnější pájení bandáží, opomíjena. Tomuto tvrzení dávají za pravdu nejnovější konstrukce zahraničních turbin, kde pro koncové stupně se používá lopatek bez bandáží z oceli s vyšším obsahem uhlíku. Pokusy ukázaly, že chromové oceli je možno nitridovat bez obav, že by došlo ke snížení útlumu. Vždyť i v případech, kdy zkřehnutí (snížení vrubové houževnatosti) skutečně nastává, se tlumení podstatně nemění, jak ukázaly pokusy na popouštění zkřehlé oceli Poldi CVX (podle návrhu Dr Štefce), oceli Poldi 2526 a Poldi CE4 [12]. V případech, kdy zkřehnutí je spojeno se zvýšením pevnosti, však tento zjev nebyl dosud zkoumán.

ВНУТРЕННЕЕ ТРЕНИЕ (ЗАТУХАНИЕ КОЛЕБАНИЙ) В ХРОМИСТЫХ СТАЛЯХ.

Инж. И. Водседялек

В настоящей работе освещается понятие внутреннего трения (затухания колебаний) в материалах, устанавливаются вызывающие его причины и влияющие на него величины. Особое внимание уделяется магнитно-механической составляющей затухания колебаний, которая в хромистых сталях при прилагаемых циклических нагрузках играет наиболее важную роль.

Данные о затухании колебаний в хромистых сталях — чехословацкого и заграничного происхождения — наряду с отклонениями химического состава охватывают также влияние термической обработки, температуры испытаний и магнитных полей. С особым вниманием исследуется действие статических предварительных напряжений, которые могут, в результате подавления магнитно-механической составляющей внутреннего трения, существенно изменить общий характер затухания колебаний. В заключении определены оптимальные условия термической обработки хромистых сталей в отношении затухания колебаний и усталости, направленные на повышение надежности лопаток паровых турбин и турбокомпрессоров.

INNERE DÄMPFUNG (EIGENDÄMPFUNG) DER CHROMSTÄHLE

Ing. J. Vodsedálek

Der Begriff der inneren Dämpfung von Werkstoffen wird auseinandergesetzt, ihre Ursachen werden erörtert und die Grössen festgestellt, welche die Dämpfung beeinflussen. Mit besonderer Aufmerksamkeit wird die magnetomechanische Komponente der Dämpfung besprochen, da diese bei den meist zyklisch beanspruchten Chromstählen eine grosse Rolle spielt.

Die Angaben über die Dämpfung von Chromstählen inländischen und ausländischen Ursprungs enthalten neben dem Einfluss von Abweichungen in der chemischen Zusammensetzung auch den Einfluss der Wärmebehandlung, der Prüftemperatur und des magnetischen Feldes. Sehr sorgfältig wird der Einfluss statischer Vorspannungen verfolgt, da diese durch Unterdrückung der magnetomechanischen Dämpfungskomponente den ganzen Charakter der Dämpfung ändern können. Zum Schluss werden optimale Bedingungen für die Wärmebehandlung von Cr-Stählen mit Rücksicht auf Dämpfung und Dauerfestigkeit festgelegt, was eine Erhöhung der Sicherheit von Dampfturbinen- und Turbokompressoren-Schaufelungen zum Ziele hat.

THE INTERNAL DAMPING OF CHROMIUM STEELS

Ing. J. Vodsedálek

Definitions are given of the internal damping of materials, its causes are discussed and the factors which influence damping are determined. The magneto-mechanical component of damping is treated with great care since it plays a principal part with chromium steels at the usual cyclic tensions.

Particulars given about the damping properties of chromium steels of home and foreign make indicate, besides the influence of deviations in the chemical constitution, also the influence of heat treatment, testing temperatures and magnetic fields. Special attention is given to the influence of static prestressing which is able to totally change the damping character by suppressing the magneto-mechanical component. Advantageous conditions for the thermal treatment of Cr-steels with respect to damping and fatigue are also stated with a view to raise the security of work of steam turbine and turbo-compressor bladings.

L'AMORTISSEMENT INTÉRIEUR DES ACIERS CHROMÉS

Ing. J. Vodsedálek

Après avoir donné une définition de l'amortissement intérieur, l'auteur en discute les causes et détermine les facteurs qui l'influencent. La composante magnéto-mécanique de l'amortissement est traitée avec beaucoup de soin parce que, en vue des tensions cycliques usuelles, elle joue un rôle important pour les aciers chromés.

Les informations données concernant les aciers chromés du pays et de l'étranger indiquent, outre l'influence de déviations dans la constitution chimique, aussi l'influence du traitement thermique, de la température d'essai et du champ magnétique. L'auteur s'occupe spécialement de l'influence des tensions préliminaires parce que celles-ci peuvent changer essentiellement le caractère de l'amortissement en supprimant la composante magnéto-mécanique. L'auteur finit par déterminer les meilleures conditions du traitement thermique des aciers au chrome relatives à l'amortissement et à la fatigue, dans le but d'augmenter la sûreté de l'aubage des turbines à vapeur et des turbocompresseurs.

L I T E R A T U R A

1. Vodsedálek J.: Vnitřní tlumení materiálu - kritérium vhodnosti materiálu pro lopatky parních turbin. Strojřensví 1953 č. 11, str. 824–834.
2. Vodsedálek J.: Výzkumná zpráva Z-53-116. I. Výzkumný ústav materiálu a technologie, Praha.
3. Zenner C.: Internal Friction in Solids I. II. III. IV. V.
Physical Review 1937 - 52 č. 8, str. 230
1938 - 53 č. 1, str. 90, 100
 č. 4, str. 582
 č. 6, str. 1010
4. Zenner C.: Elasticity and Anelasticity of Metals - 1948.
5. Postnikov V. S.: Relaksacionnyje javlenija v metallach i splavach podvěrgnutých děformirovaniju. Uspěchi fizičeskich nauk 1954-LIII/1-květen - str. 87–108.
6. Bozorth R. M.: Ferromagnetism. D'van Nostrand Comp. New York 1951.
7. Boulanger M. Ch.: Contribution a l'étude du frottement intérieur. Revue de Metallurgie 1949 až 1956 č. 5, str. 321.
8. Šteftec R.: Oceli pro lopatky parních turbin. Strojřensví 1954 - č. 2, str. 118–123.
9. Maksimov S. K.: Těmničeskaja obrabotka i dlitel'naja pročnosť stali ICh 13. Věstnik mašinstrojenija 1954, č. 8.
10. Cobkallo S. O.: O svyazi uprugogo posledějstvija s zatuchanijem pri vibracijach. Žurnal téchničeskoj fiziky 1954–3, str. 566–575.
11. Pisarevskij M. M.: Těmperaturnaja zavisimost děkrementa kolebanij i modula uprugosti někotorych stalej. Věstnik mašinstrojenija 1954, č. 8, str. 61–64.
2. Vodsedálek J.: Výzkumná zpráva Z-54-205. Výzkumný ústav materiálu a technologie, Praha - 1954.

Ing. Dr. Josef Šon - VÚMT Praha

ZJIŠŤOVÁNÍ ODOLNOSTI PROTI ZADÍRÁNÍ MATERIÁLŮ PRO VŘETENA A MATICE ARMATUR

V technické praxi se vyskytují často případy, kdy plochy dvou součástí spojených funkčně, se pohybují navzájem při nedokonalém mazání, případně vůbec za sucha. Je pak samozřejmé, že funkční spolehlivost takových součástí je dána kromě tvaru plochy a jakosti povrchu i schopností povrchových vrstev obou materiálů odolávat poškození při jevech, charakteristických pro daný způsob tření. Největší obtíže působí styk ploch při tření kluzném. Jestliže celá otázka je poměrně jednoduchá u dvojic, z nichž jeden člen je tvořen antifrikčním materiálem (bronz, mosaz a pod.), stává se složitější a méně jasnou tehdy, jsou-li oba členy dvojice dány materiály stejného typu, na př. ocelmi, i když jejich tvrdost nebo ostatní vlastnosti jsou odlišné.

Jedním z typických příkladů uvažovaných součástí jsou vřetena a matice armatur. Selhání armatur energetických, chemických a jiných zařízení znamená vždy značné škody na vlastních zařízeních, nehledě na další ztráty, vznikající jako důsledek jejich vyřazení po dobu opravy z provozu a které se mohou projevit jako citelné s širšího národohospodářského hlediska.

Snadná ovladatelnost armatur je kromě jejich vlastního konstrukčního řešení dána také volbou vhodných materiálů pro jedny z nejdůležitějších součástí - vřetena a matice. I když nároky na jejich spolehlivost jsou značné, není a někdy ani nemůže být věnována zvláštní péče jejich mazání, ať je to již z provozních, nebo čistě konstrukčních důvodů. Počítá se proto u nich většinou s tím, že jejich funkce nebude těmito nedostatky podstatně ohrožena. Jak jsme se zmínili, nebylo celkem obtížní, bylo-li pro matice používáno bronzů či mosazí a pro vřetena ocelí o pevnosti kolem 50 kg/mm². Stoupající nároky pevnostní s ohledem na snížení váhy či rozměrů armatur, stejně jako snaha po použití méně deficitních kovů vedly k tomu, že pro vřetena a matice armatur byly navrhovány dvojice pouze ocelové, aniž by se tato volba opírala o zkušenosti získané v provozu či laboratoři. Zvláště obtížná situace se vyskytla u armatur pro méně obvyklé pracovní podmínky, jako na př. pro slabé organické kyseliny za vyšších teplot a pod. Tam byla buď konstruktérem nebo přímo zákazníkem předepsána nerezavějící ocel, jak chromová (martensitická), tak chromo-niklová (austenitická). Některé nedostatky, které se při takovéto volbě materiálů objevily, byly popudem k řešení výzkumné práce, která by se ve větším rozsahu a soustavněji zabývala otázkou odolnosti materiálů, vhodných nebo navrhovaných pro matice a vřetena armatur, vůči zadírání. Chtěli bychom předem uvést, že v této práci byla sledována pouze materiálová stránka, nikoliv zadírání vřeten a matic v celém rozsahu, do kterého by bylo nutno ještě zahrnout sledování vlivu tvaru závitu, geometrie povrchu, stupně lícování s ohledem na nerovnoměrnost ohřevu podél vřetene (pro armatury pracující za vyšších teplot), vliv jakosti maziva atd.

Výsledky zkoušek, zjištěné pomocí zvlášť k tomuto účelu vyvinuté zkušební metody, ukázaly, že existuje možnost vzájemného posuzování materiálu po stránce jeho sklonu k zadírání a lze tedy získat jakési základní vodítko pro výběr materiálů při konstruování vřeten a matic armatur pro různé provozní podmínky, případně pro vřetena a matice jiných strojů či zařízení obdobné funkce.

Základní theoretické úvahy.

Před popisem zkušebních metod, zkušebního přístroje a dosažených výsledků je třeba alespoň stručně shrnouti dosavadní poznatky o jevech, vznikajících při vzájemném styku dvou třoucích se ploch, které souvisí se základním problémem - opotřebením.

Je známo, že při vzájemném styku povrchů dvou pohybujících se těles není skutečná plocha styku totožná s plochou funkční, předpokládanou konstruktérem z rozměrů při výpočtech. Mikroreliefem povrchu je dáno, že tělesa se stýkají pouze v místech největších převýšenin. To ale znamená, že měrný tlak v těchto místech přestoupí výpočtovou hodnotu natolik, že dojde k plastickému tváření, t. j. k rozšíření styčné plochy. Tváření přitom postupuje tak dlouho, pokud se plocha styku nezvětší natolik, že působící přitlačná síla je v rovnováze s deformační energií, na níž se podílí mimo jiné zpevnění materiálu. Je samozřejmé, že tímto způsobem se také zvětší celkový podíl skutečné nosné plochy z plochy výpočtové.

Jestliže uvažujeme dokonale čistý povrch (kovově čistý), pak místa styků působí jako pevné spoje obou materiálů (svaření za studena). Při nedokonale čistém povrchu (mazivo nečistoty, oxidy a pod.) uplatní se molekulární přitažlivost přilnutím míst styku k sobě, při čemž přilnavost je dána stupněm znečištění povrchu. Síla, kterou potřebujeme k vzájemnému posunutí obou povrchů vůči sobě, se spotřebuje na usmyknutí těchto spojů, ať vznikly jakýmkoliv způsobem. Je z toho jasné, že koeficient tření, zvlášť u kovově čistých povrchů, nemůže být jen funkcí mikrogeometrie povrchu, jak předpokládaly klasické teorie tření a nemůže být tedy nezávislý na měrném tlaku.

Na sílu, potřebnou k usmyknutí spojů, má vliv teplota, při které k celému ději dochází, v souvislosti se změnami charakteristických vlastností obou třoucích se materiálů, stejně jako účinky prostředí. Vlastní spoj může při tom nabýt různých pevností vzhledem k základním materiálům, takže mohou nastat tyto základní případy:

1. Spoj má menší pevnost než oba materiály. K usmyknutí dojde ve spoji, aniž by došlo k citelnějšímu porušení povrchu. Následkem je pak poměrně malé opotřebení třoucích se povrchů a malý bývá i koeficient tření. Tento případ se vyskytne zejména u povrchů mazaných, pokrytých oxidy a pod.
2. Pevnost spoje bude ležet mezi pevností obou materiálů. K usmyknutí dojde v materiálu měkčím a zbytky spoje zůstanou nalepeny na materiálu tvrdším. Tím se může zhoršit jakost jeho povrchu, nastane častější vytváření styků, opakování celého pochodu a značné opotřebení materiálu měkčího. Koeficient tření nemusí být při tom vysoký. Takový případ se může vyskytnout na př. u dvojice ocel-mosaz, nebo ložiskový kov, dojde-li ke kovovému styku.
3. Jestliže spoj bude pevnější než oba materiály, dojde k usmyknutí na jednom z nich, nejčastěji však na obou, takže konečný výsledek bude silné opotřebení obou povrchů, při vysokém koeficientu tření. Takový případ je příznačný pro dvojice ocelové, kdy za působení teploty tření a při kovovém styku vzniká svaření styčných míst, při čemž svar je pevnější než základní materiály.

K tomu ovšem přistupují další jevy. Plastickými deformacemi, ev. za působení zvýšené teploty se vyvýšeniny stávají přístupnějšími difuzi vzdušného kyslíku, případně ostat-

ních plynů podle druhu pracovního prostředí, může dále dojít k nalegování povrchu jednoho materiálu prvky druhého, nebo chemickými reakcemi ke změnám vlastností povrchu vůbec.

Vidíme, že podle změny pracovních podmínek může přecházet jeden druh opotřebení v další a měnit se tak i u jedné dvojice materiálu ve velmi širokých mezích. Můžeme si to názorně ukázat na př. na dvojici z ocelových členů. Za působení vzdušného kyslíku a zvýšené teploty při tření vzniká na povrchu postupně tuhý roztok kyslíku v železe, pak F_2O , $F_{23}O_4$, $F_{22}O_3$, při čemž tuhý roztok je posléze nejbližší jádru materiálu. Jsou-li povrchové vrstvy kysličníků souvislé, mohou v určitých případech působit jako vrstvy maziva, t. j. zabráňují tvoření za studena svařených míst a zmenšují tak opotřebení i koeficient tření. Je to zejména tehdy, není-li normální síla ještě tak velká, aby prolomila vrstvy kysličníků stlačením základního materiálu. Jestliže materiál svými vlastnostmi a působením prostředí dává předpoklady k tomu, aby se vrstva kysličníků stále obnovovala, nenastává citelnější opotřebení. Jestliže se však vrstva včas neobnoví, dojde jednak k vytvoření svařených spojů, jednak rozlomené částice kysličníků působí jako abrasivo a následkem je prudké opotřebení za enormního vzrůstu koeficientu tření. Takové opotřebení je příznačné pro ocelové dvojice při vysokých měrných tlacích.

Zadírání ve vlastním slova smyslu není nic jiného, než prvá fáze opotřebení. Nedá se také uvažovat jako naprosto samostatný zjev. Jestliže však opotřebení může být jednoznačně definováno jako absolutní nebo relativní váhový či rozměrový úbytek součásti, nelze takto jednoduše definovat také zadírání. Konečně liší se i názory na to, co je vůbec zadírání.

Můžeme je určit jako stupeň poškození povrchu, můžeme je hodnotit podle změny koeficientu tření, ale také jako kombinaci obou jevů. Zde však narážíme na zásadní potíž. Koeficient tření, podle toho, co jsme uvedli u různých případů spojů, nemusí být v přímé souvislosti s poškozením povrchu, nebo lépe řečeno, určitá míra poškození povrchu nemusí odpovídat stejné či alespoň úměrné míře zvýšení koeficientu tření. Tak na př. u matic armatur z mosazi je známo, že po delší době provozu vykazují poměrně značná poškození povrchu, doprovázená i změnou tvaru závitů, aniž by se jakkoliv projevila změna koeficientu tření, zatím co u dvojic ocelových nastává prakticky malé poškození povrchu (v počátcích zadírání), které se okamžitě projeví prudkým stoupenutím koeficientu tření.

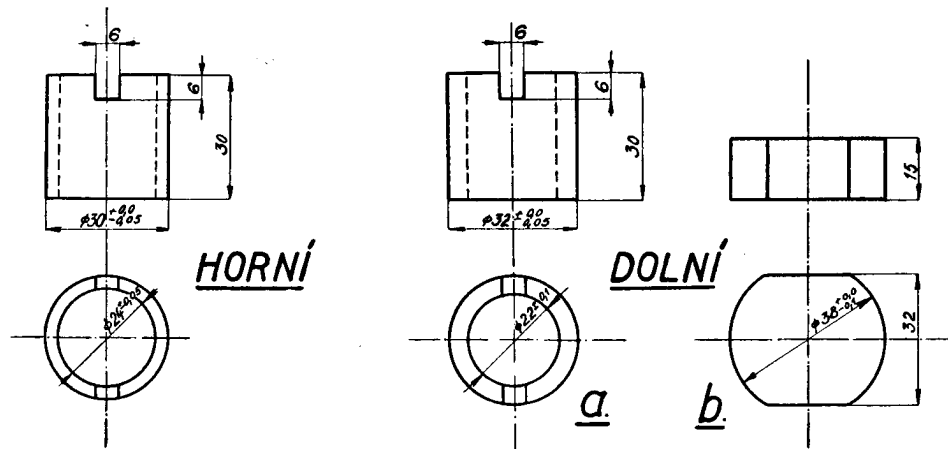
Pro definování zadírání u materiálů pro vřetena a matice armatur jsme vycházeli z funkce těchto součástí. Je bezesporu, že velikost opotřebení ani změna geometrie povrchu není rozhodující pro narušení jejich funkce, jestliže se tím nezvýšil koeficient tření. Samozřejmě, že opotřebení nesmí dostoupit takové výše, kdy vřeteno či matice již nevyhovuje pevnostně. Pro uzavření ventilu nebo šoupátka, pokud ostatní funkční plochy jsou v dobrém stavu, je rozhodující velikost uzavírací síly, resp. krouticího momentu, který je k dispozici. Jestliže zvýšením koeficientu tření nad předpokládanou hodnotu se zvýší i vypočtená uzavírací síla, na kterou je dimensováno hnací ústrojí armatury, může dojít k vyrazení armatury z činnosti se všemi následky.

Hodnocení zadírání podle změn koeficientu tření jeví se pro daný konkrétní případ u matic a vřeten armatur jako logičtější než podle změn jakosti povrchu, i když se nedá říci, že je také jednodušší.

Zkušební metody pro zjišťování odolnosti materiálů vůči zadírání.

Při volbě zkušebních metod jsme vycházeli z určitých úvah, které s ohledem na rozsah zkoušek byly nutně kompromisem mezi dodržením skutečných provozních podmínek, možnostmi zkušebního přístroje a časovým rozvrhem.

Pro úplnost uvádíme, že z počátku, při objevení prvých potíží se zadíráním vřeten a matic armatur, bylo uvažováno o zkouškách na přístroji Savin, nebo některém z jiných strojů na zkoušení opotřebení. Ukázalo se však velmi brzy, že takovéto zkoušky nemohou dát správný obraz o odolnosti materiálů také vůči zadírání. Uvažovali jsme proto dále o zkouškách na hotových vřetenech a maticích, a to buď přímo v provozu, nebo na zvlášť konstruovaném zařízení. Ale ani tato cesta se neukázala jako vhodná, protože při zkouškách by se uplatnily silně i jiné než materiálové vlivy, které sice s širšího hlediska by zkoušky přiblížily skutečnosti, ale na druhé straně by se nedaly eliminovat pro skutečné vyhodnocení jen vhodnosti materiálů. Byl by to vliv závitu, jakosti povrchu, mazání, konstrukce armatury atd. Kromě toho by byly zkoušky časově neúnosné.



Obr. 1. Rozměry zkušebních vzorků.

Z těchto důvodů jsme se rozhodli provést zkoušky pouze laboratorní i s vědomím toho, že výsledky takových zkoušek budou pouze hodnoty porovnávací.

U vřeten a matic je styková plocha šroubová, která u našich zkoušek byla nahrazena mezikružím. Tato odchylka není závažná a rotační pohyb mezikruží může být považován vcelku za obdobný jako u vřeten a matic až na to, že zde nepřichází do styku stále nové plochy. Jinak souhlas se skutečností je dán tím, že zplodiny opotřebení nejsou odstraňovány.

Druhá odchylka spočívala v tom, že zkoušky se děly bez mazání, t. j. za sucha, čímž se ovšem staly citlivějšími na rozlišení dvojic, ale na druhé straně se ztížila možnost přepočítat doby do zadření při zkoušce na doby zadření v provozu.

Třetí odchylka spočívala v poněkud odlišném průběhu měrných tlaků ve styčných plochách během procesu zadírání. U armatur dochází k postupnému zvětšování měrných tlaků mezi závity až při posledních fázích uzavírání, kdy dostupují hodnot až několik set kg/cm^2 , ovšem prakticky za nulové rychlosti. Při našich zkouškách zůstávala rychlost konstantní během celé doby. Podle způsobu zkoušení se pak měrný tlak buď po dobu jedné zkoušky neměnil, nebo se plynule zvyšoval až do max. hodnoty. Jako nejvyšší měrný tlak, který ještě dovolilo zkušební zařízení, bylo 70 at. Tento tlak stačil většinou k docílení zadření, nebo k rozlišení dvojic, právě tím, že působil při určité rychlosti ne příliš malé.

Při všech způsobech zkoušek zůstával zachován stejný princip, t. j. zkouška spočívala v rotaci horního vzorku ve tvaru podle obr. 1 s funkční plochou mezikruží, přitla-

čovaného současně určitým tlakem na vzorek spodní, buď ve tvaru destičky, nebo tvaru obdobného vzorku hornímu. Spodní vzorek se neotáčel a zůstával pevně zachycen v držáku ústrojí k měření krouticího třecího momentu.

Pro dosažení jednotné jakosti všech povrchů zkoušených materiálů bylo při výrobě vzorků a jejich použití postupováno následujícím způsobem. Vzorky byly po osoustružení nejdříve na funkční ploše zabroušeny na skle směsí oleje se smirkem zrnění 240 a pak pomocí pasty lapovány. Pak následovalo důkladné odmaštění nejdříve v benzínu, pak v trichlorethylenu. Vzorky byly použity vždy nejpozději do čtyř hodin po lapování a odmaštění.

Jakost povrchu činila průměrně $H_{s,k} = 0,11 \mu$ podle měření profilometrem. Po vyzkoušení byla čelní plocha znovu přesoustružena a opakovala se její úprava. To se dělo jen u těch vzorků, u nichž byla záruka, že při zadírání nedojde k tváření povrchové vrstvy a k jejímu intenzivnímu zpevnění. Stejně tak nebyly používány několikrát vzorky po zkouškách za vyšších teplot.

K ověření odolnosti proti zadírání materiálů pro vřetena a matice armatur bylo během výzkumu použito postupně tři zkušební metody, u kterých bylo u všech jako kriteria použito změny koeficientu tření a navzájem se lišily jen způsobem vyhodnocování a úpravami zkušebního zařízení, tak jak si je vynutil požadavek zachycení jevů, zadírání doprovázejících.

1. metoda :

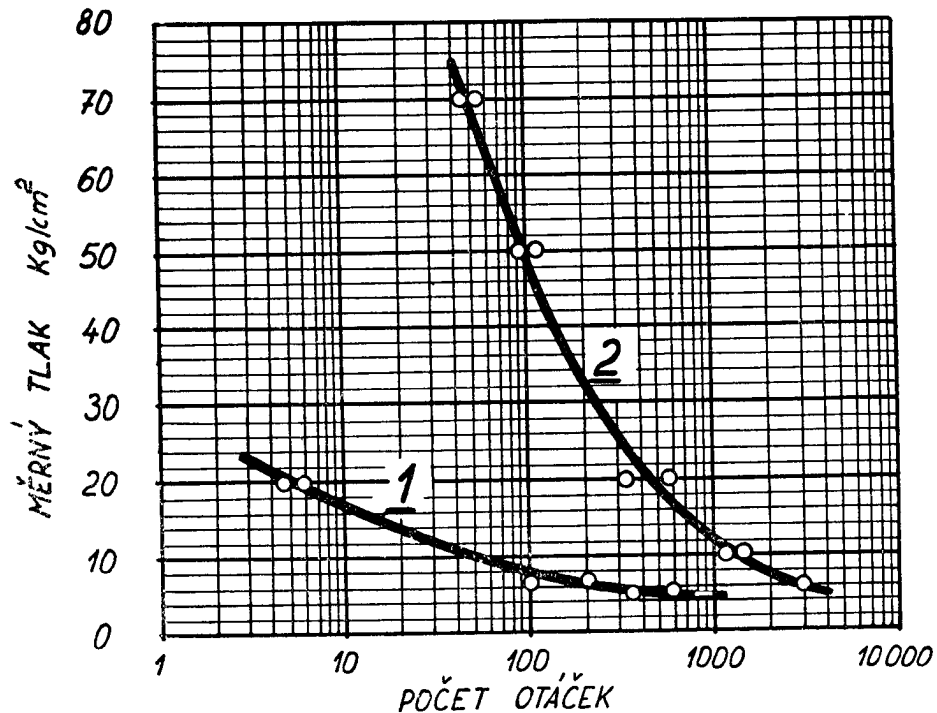
Podrobněji byla tato metoda i dosažené výsledky popsány na jiném místě [48], omezíme se proto jen na stručné osvětlení. U některých dvojic materiálů dochází k zadírání postupně. Pro určitý měrný tlak existuje vždy určitá doba, po kterou koeficient tření se nemění. Po jejím překročení nastává současně s poškozováním povrchu i růst koeficientu tření, který v konečné fázi dosahuje okamžitých vysokých hodnot, blízkých 1, a potom silně kolem této hodnoty kolísá. Pro porovnání odolnosti proti zadírání bylo proto použito doby, resp. počtu otáček horního vzorku, kdy pro určitý měrný tlak nastalo prvé stoupnutí koeficientu tření na hodnotu $f = 1$. Zkoušky se děly při tlacích 4, 6, 10, 20, 35, 50 a 70 at. Přirozeně, že pro určité minimální tlaky se zadření neobjevilo vůbec, na př. jako u dvojic s mosazí či bronzí, kde zadření se nevyskytovalo ani při nejvyšším tlaku 70 at. Po vnesení výsledků zkoušek do semilogaritmického diagramu závislosti „čas - měrný tlak“, jehož příklad ukazuje obr. 2, bylo možno rozlišit jednotlivé dvojice a sestavit jejich pořadí co do odolnosti vůči zadírání. Jako kriteria bylo použito jednak počtu otáček do zadření při tlaku 50 at, jednak sklonu přímkové části diagramu a konečně minimálního mezního tlaku, při kterém ještě vůbec nedocházelo k zadření.

I když tato metoda dala naprostý souhlas s provozními zkušenostmi, potvrdila na př. mnohem lepší vlastnosti dvojic s mosazí a bronzí než se šedou litinou a nevhodnost dvojic s chromovými nerezavějícími ocelmi, přesto vykazovala určité nedostatky, spočívající v nemožnosti zachycení celého průběhu zadírání. Přístroj totiž nebyl vybaven registrací, ale pouze zařízením vypínajícím otáčení vzorku při dosažení $f = 1$, t. j. při určitém třecím momentu, vypočteném pro každý měrný tlak zvlášť.

2. metoda :

Podle zkušeností s prvou metodou byl přístroj opatřen zapisovacím ústrojím a změněna zásadně konstrukce měřiče krouticího (třecího) momentu.

Doplňků zkušebního zařízení mělo být v prvé řadě využito pro zkoušky dvojic, tvořených vzájemnými kombinacemi nerezavějících ocelí martensitických a austenitických, jednak při teplotě normální, jednak za teplot až do 600 °C.



Obr. 2. Diagram závislosti čas - měrný tlak pro 1. zkušební metodu.*)

Zkušební metoda se prakticky příliš nelišila od první, stroj však nebyl vypínán při dosažení určité špičky koeficientu tření, ale zkouška pokračovala dále, aby se lépe zjistilo kolísání koef. tření. Ukázalo se však, že vyhodnocování podle prvního způsobu by bylo možné jen při zkoušení stejných dvojic, jaké byly zkoušeny při této první metodě.

U dvojic nerezavějících ocelí takový způsob vyhodnocování selhal, a to z velmi jednoduchého důvodu. K zadření totiž došlo prakticky ihned po spuštění přístroje, takže rozlišení dvojic bylo neproveditelné. Jako jedině možná kritéria přicházely v úvahu koeficient tření při plném zadření (po jeho ustálení) „ f_z “ a jeho kolísání v této fázi zkoušky „ φ “. Znamená to, že jako lepší byla posuzována taková dvojice, která vykazovala nižší koef. tření a menší jeho kolísání.

Ale i tato metoda byla zdoluhavá, zvláště při zkouškách za vyšších teplot, protože se vzorky musely jako dříve zkoušet postupně při různých měrných tlacích v rozsahu 4 až 70 at.

3. metoda :

Pro obsáhlejší zkoušky na větším počtu materiálů, jejichž výčet uvedeme později, bylo použito konečné úpravy přístroje, která se plně osvědčila a umožnila podstatné zkrácení zkušebních časů při stejné a možno říci i lepší citlivosti.

Ukázalo se totiž již u první metody, že pořadí dvojic co do odolnosti vůči zadírání se v mezích rozptylu měření prakticky nemění, je-li postupováno tak, že vzorek se za-

*) 1 - AK 2S žih./11501.0 tvrdě chrom. 2 - AK 5/11501.0.

těžuje stupňovitě stále většími měrnými tlaky a do diagramu se zanáší koef. tření na konci intervalu měření při jednom tlaku. U dvojic málo odolných vůči zadírání nastalo zvyšování koef. tření podstatně dříve než u odolných, takže při zkráceném trvání zkoušky se dosáhlo stejného výsledku. To bylo popudem k tomu, aby na místo stupňovaného zvyšování měrného tlaku bylo zavedeno zvyšování plynulé, vázané na otáčky horního vzorku. Tím odpadla hlavní potíž, totiž nemožnost přesného dodržování intervalů mezi jednotlivými zatíženími. O vlastním způsobu provedení zatěžování bude ještě zmínka u popisu zkuš. zařízení.

Průběh zadírání při zkoušce podává obr. 3. Pokud nedochází ke změnám koef. tření, sleduje zadírací křivka přímkovou závislost, při čemž sklon této přímky udává velikost koef. tření. Platí totiž, že

$$M_{\text{třecí}} = K_1 \cdot p \cdot f \quad \text{a} \quad p = K_2 \cdot n, \quad \text{čili}$$

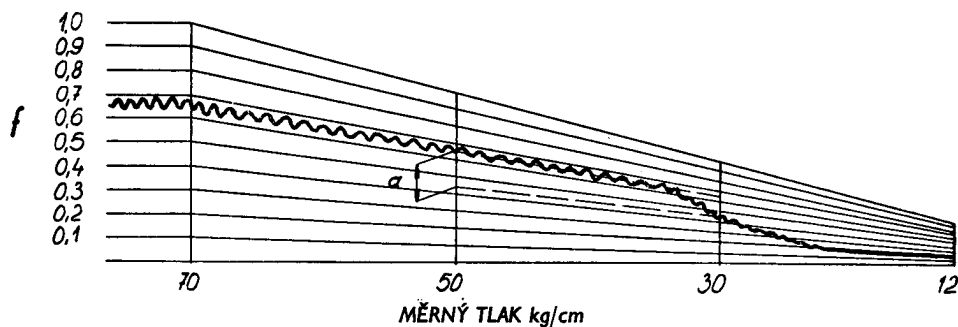
$$M_{\text{třecí}} = K \cdot n \cdot f, \quad \text{kde} \quad K = K_1 \cdot K_2.$$

M = třecí moment ve styčné ploše mezikruží,

n = otáčky horního vzorku,

f = koeficient tření,

$K_1 K_2$ = konstanty, udávající převod zapis. bubínku a měřítko diagramu.



Obr. 3. Průběh zadírání při plynulém zatěžování.

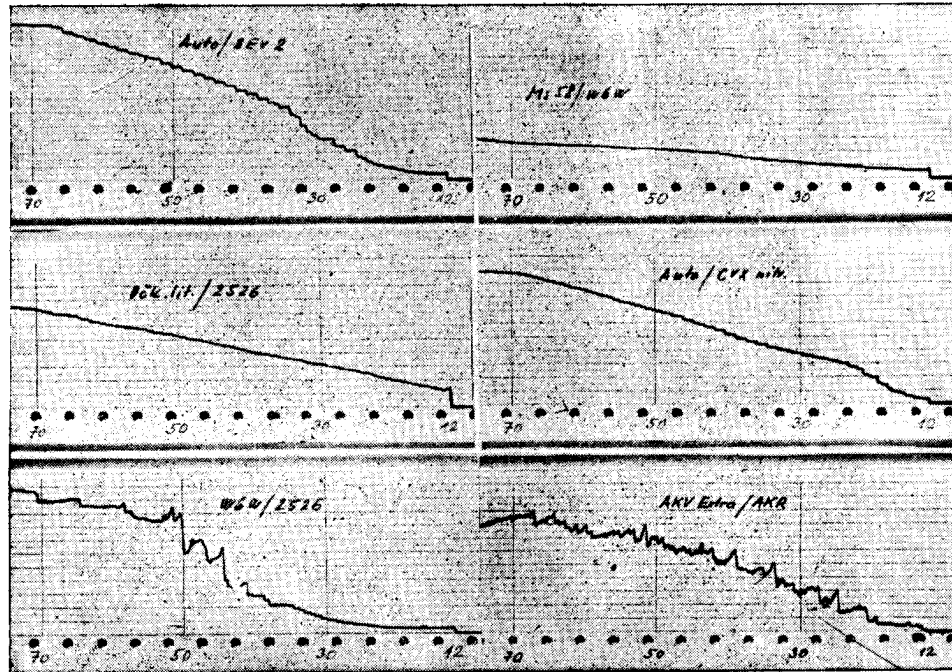
Počátek zadírání se projevuje odklonem čáry od přímkové závislosti a začátek hrubšího poškození povrchu rozkolísáním. Po dosažení plného zadření kolísá čára kolem určité střední hodnoty, která většinou již opět sleduje přímkovou závislost (koef. tření při plném zadření se již prakticky nemění co do své střední hodnoty). Příkladů skutečných zapsaných diagramů podávají obr. 4 až 9, jasně ukazující rozdílné chování zkoušených dvojic.

Z konstrukčních důvodů nebylo již možno zahajovat zkoušky při malém nebo dokonce nulovém tlaku, ale teprve při 12 at. Z tohoto důvodu je vlastně počátek diagramu posunut. Zvýšení počátečního tlaku se na citlivost metody nijak neprojevilo.

Pro vzájemné porovnání zkoušených dvojic se nedalo příliš použít počátečních fází zadírání pro příliš velký rozptyl, ale plně postačily tyto údaje:

- koeficient tření při 50 at (f_{50}),
- rozdíl mezi koef. tření při 50 a 30 at (Δf),
- kolísání koef. tření mezi 50 a 30 at (φ).

Tlaky 50 a 30 at byly zvoleny opět proto, poněvadž odlišné chování dvojic se v této oblasti projevilo nejvýrazněji. Podle tohoto kritéria budou nejvhodnější takové dvojice, u nichž bude malý koef. tření při 50 at, malý bude i odklon od přímky $f = \text{konst.}$ (ideální případ při $a = 0$), a konečně nepatrné bude i kolísání koef. tření (malé poškození povrchu). Jak uvidíme ještě ve stati o výsledcích zkoušek, byl i při této zkrácené metodě



Obr. 4—9. Pracovní diagramy různých dvojic.

nalezen dostatečný souhlas s provozními zkušenostmi, známými pro dosud běžně používané dvojice. Dá se jí tedy spolehlivě použít i pro určení odolnosti proti zadírání všech dvojic nově navrhovaných.

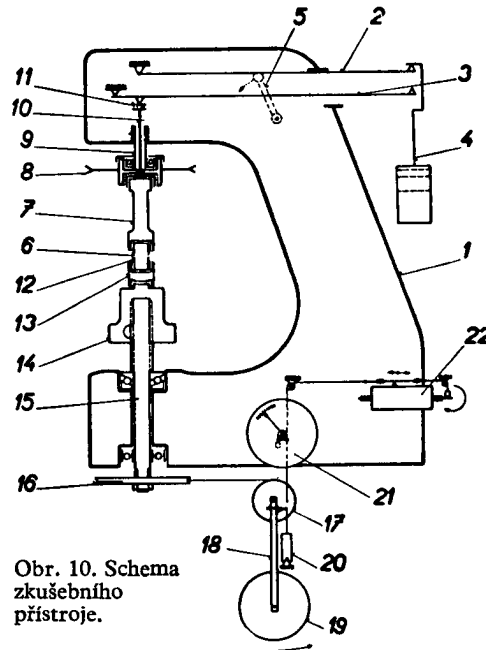
Zbývá ještě zmínit se o reprodukovatelnosti výsledků zkoušek. Je samozřejmé, že každá dvojice, ať bylo použito kterékoliv metody, byla zkoušena za stejných podmínek několikrát. Stejně tak je samozřejmé, že vždy zkoušky vykazovaly určitý rozptyl. Ten je vlastní všem zkouškám opotřebení a tedy i zkouškám tohoto druhu. Poněkud větší rozptyly vykazovaly pouze výsledky podle metody první. To bylo zaviněno hlavně tím, že se nedal bez zápisu průběhu stanovit dostatečně přesně počátek prudkého zadírání. U obou posledních metod byl vzhledem k vyhodnocování podle diagramových záznamů rozptyl podstatně menší. Ukázalo se, že naměřené krajní hodnoty se neliší víc než o 10 %, to znamená, že vlastní chyba, vztažená na průměrné hodnoty z několika měření, není větší než $\pm 5\%$, což je pro tyto zkoušky přesnost zcela uspokojivá.

Zkušební přístroj.

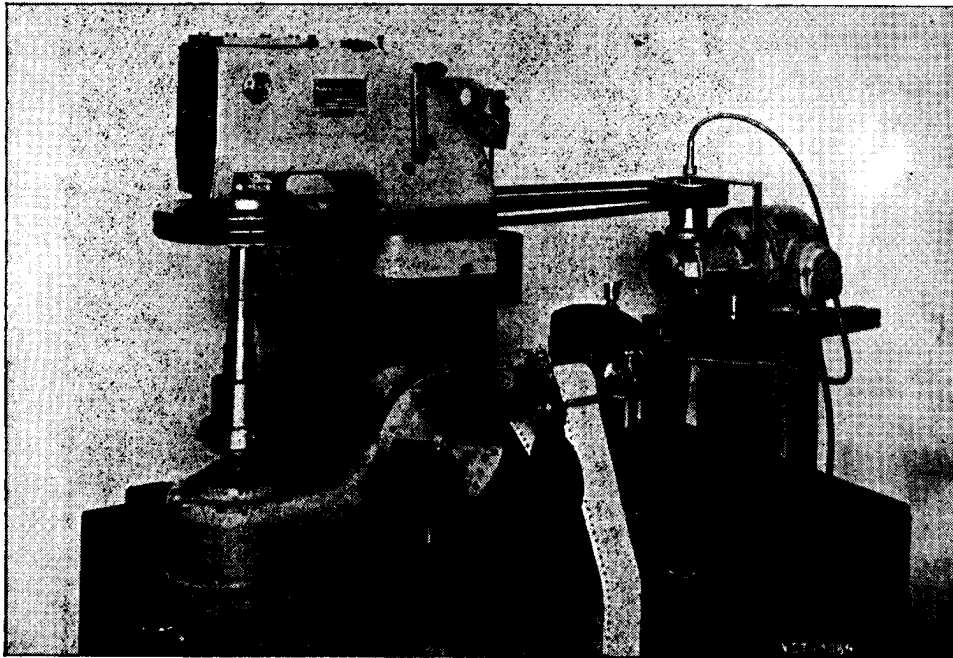
Jak jsme již uvedli, bylo použito po úpravách přístroje, který sloužil k zjišťování odolnosti proti zadírání podle první metody [48]. Schema přístroje pro druhou metodu je na obr. 10, skutečné provedení na obr. 11. K zhotovení přístroje bylo použito stojanu vyřazeného tvrdoměru s pákovým zatěžovacím ústrojím. Na místo hlavice s indentorem byla zamontována řemenice 8, nezávisle otočná na pouzdře 9, uchyceném pevně ve stojanu. Řemenice je vrtána a prochází jí, stejně jako pouzdrem 9, otočný držák horního vzorku 10. Horní část držáku 11 je pomocí kul. ložisek vytvořena jako neotočná opěra s ložiskem pro brit. zatěžovacího ústrojí. Spodní část držáku je rozšířena a vybrána pro

uložení horního vzorku nebo pro prodloužení držáku 7. Při použití nástavce se vzorek 6 uchycoval až v něm. Spojení držáku 10 s řemenicí 8 bylo vyřešeno pomocí kuliček, zapadajících do půlválcových vybrání jak v řemenici, tak v držáku. Docílilo se tím jednak otáčení vzorku, jednak nerušené působení zátěžné síly ve směru osy vzorku.

Přenos síly na vzorek se děje pákovým převodem 3, při čemž zatížení či odlehčení se docílí odlehčením a zdvižením páky 2 rukojetí 5. Páka 2 je při zatížení vyřazena z činnosti, protože její konec s břity klesne až pod páku 3 a závěs závaží 4 dosedne svými břity až na tuto páku. Držák 13 spodního vzorku 12 je naspodu opatřen kulovou plochou, dosedající na odpovídající vybrání matky 14. Ta slouží k nastavení vzorku do pracovní polohy a vyrovnává se jí i nestejná výška různých vzorků. K zajištění v nastavené poloze na hřídeli 15 slouží příčný klín s průchozím šroubem. Hřídel 15, který slouží k přenosu

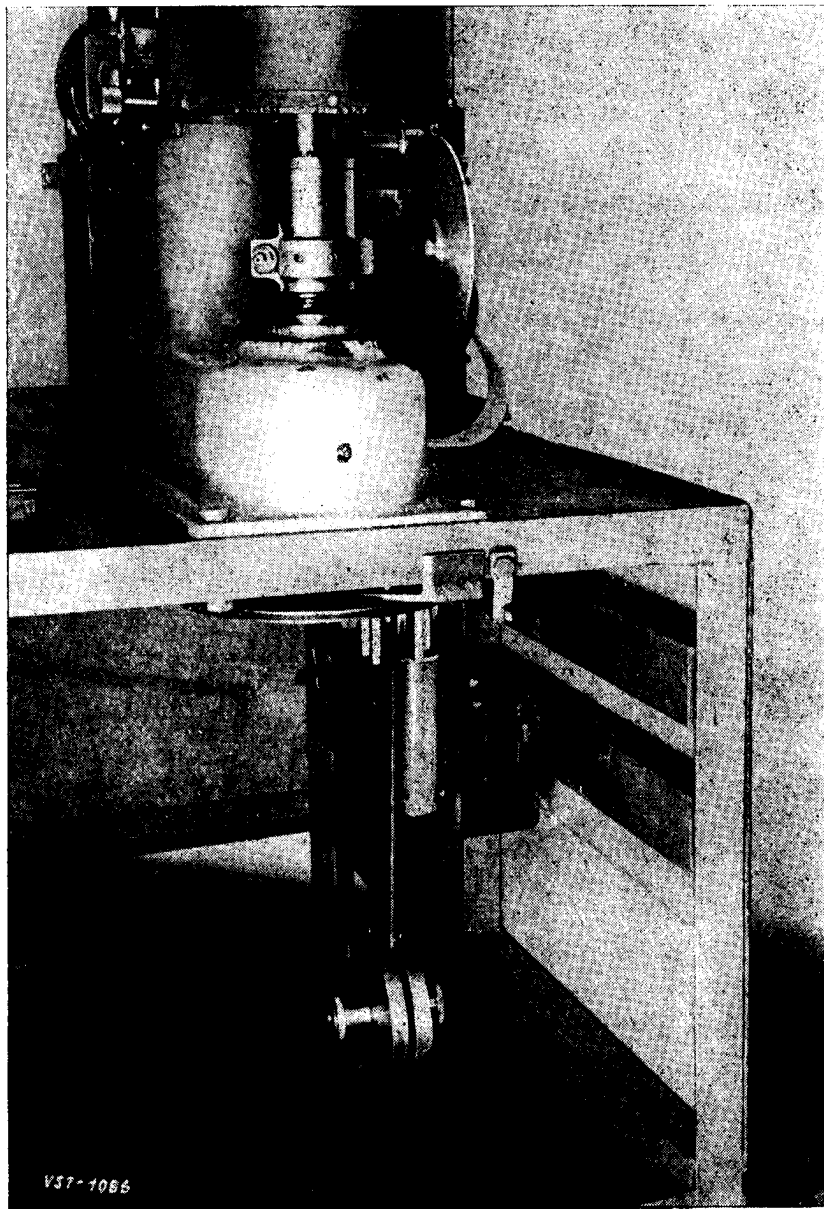


Obr. 10. Schema zkušebního přístroje.



Obr. 11. Pohled na přístroj ke zkouškám zadíraní.

třecího momentu, vyvozeného mezi vzorkem 6 a 12, je uložen pomocí kul. ložisek ve stojanu stroje. Na spodním konci nese kladku 16 spojenou ohebnou šňůrou s kladkou 17, naklínovanou na osičce, společně s kyvadlem 18. Na kyvadle jsou volně nastrčena zá-



Obr. 12. Detail měřiče třecího momentu.

važí 19, jejichž změnou se dá měnit i rozsah měřiče krouticího momentu. Pohyb kyvadla lze při zpátečním kyvu brzdít podle potřeby olejovým kataraktem 20. Kyvadlo se vychyluje ze své rovnovážné polohy podle velikosti třecího momentu mezi vzorky, který se na něj přenáší pomocí kladek a šňůry. V určité vzdálenosti od osy kyvadla je na kladce 17 zachycena šňůra, přenášející pohyb kyvadla jednak na ukazatel krouticího momentu 21, jednak na jezdec zapisovacího bubínku 22. Šňůry jsou napínány závažíčky. Lze jednoduše matematicky odvodit, že vzdálenost těžiště kyvadla od svislice procházející jeho osou je přímo úměrná vyvozenému M_k a také svislému posuvu koncového bodu šňůry na kladce 17. V případě nekonečně dlouhé šňůry odpovídá tedy lineární vzrůst krouticího momentu také lineárnímu posuvu konce šňůry, což znamená, že stupnice, na níž se pohyb kyvadla přenáší, může mít lineární dělení. V našem případě vznikla konečnou délkou šňůry určitá odchylka, takže při rovnoměrně rozdělené stupnici byly správné hodnoty určovány pomocí diagramu, ale pouze v případech, kde taková přesnost byla namístě. Jinak cejchováním se zjistilo, že rozptýl hodnot třením ložisek hřídele 15, ohebností šňůry atd. činí v rozsahu do $\frac{1}{10}$ plné kapacity ukazatele nejvýše 3 %, do $\frac{1}{5}$ 1,5 % a klesá pak až k hodnotě několika málo desetin při plné kapacitě. Jelikož odchylky měřiče M_k od linearit byly podstatně menší, nepočítalo se s nimi při většině běžných zkoušek. Detail měřiče M_k je na obr. 12.

Cejchováním byl nalezen naprostý souhlas ukazatele momentu se zapisujícím ústrojím, které sestávalo z bubínku poháněného buď ohebnou hřídelkou přímo z hlavního motoru, nebo později samostatným gramomotorkem a jezdcem, na nějž se přenášel pohyb kyvadla. Rychlost otáčení bubínku se dala podle potřeby měnit frikčním převodem, nedal se však změnit směr otáčení, takže diagramy počínají tak trochu proti zvyklostem zprava.

Přenos síly na vzorky se děl pomocí páky závažími.

Byla cejchována tak, aby se dosáhlo libovolného tlaku po 1 at v rozmezí 6 až 70 at, při čemž nejmenší tlak 4 at byl dán vlastní vahou samotné páky 3 bez závěsu 4.

Pro zkoušky podle třetí metody byl stroj upraven ještě dále. Byla odstraněna závaží a na jejich místo zavěšena plechová nádoba. Tímto zásahem se nejmenší dosažitelný tlak zvýšil na 12 at. Nad nádobu byl upevněn kotoučový rozdělovač s násypkou. Násypka se při zkoušce naplnila ocelovými kuličkami průměru $\frac{3}{8}$ " o celkové váze odpovídající závaží pro 70 at. Rozdělovač, poháněný buď samostatným, nebo hlavním motorem propouštěl kuličky v pravidelných intervalech do zavěšené nádoby, takže se úměrně s časem zvětšovalo zatížení vzorků. Doba do stoupnutí tlaku na 70 at trvala 2 minuty, po dosažení této hodnoty zkouška ještě chvíli pokračovala, aby se zjistilo, zda nenastávají ještě další změny koef. tření.

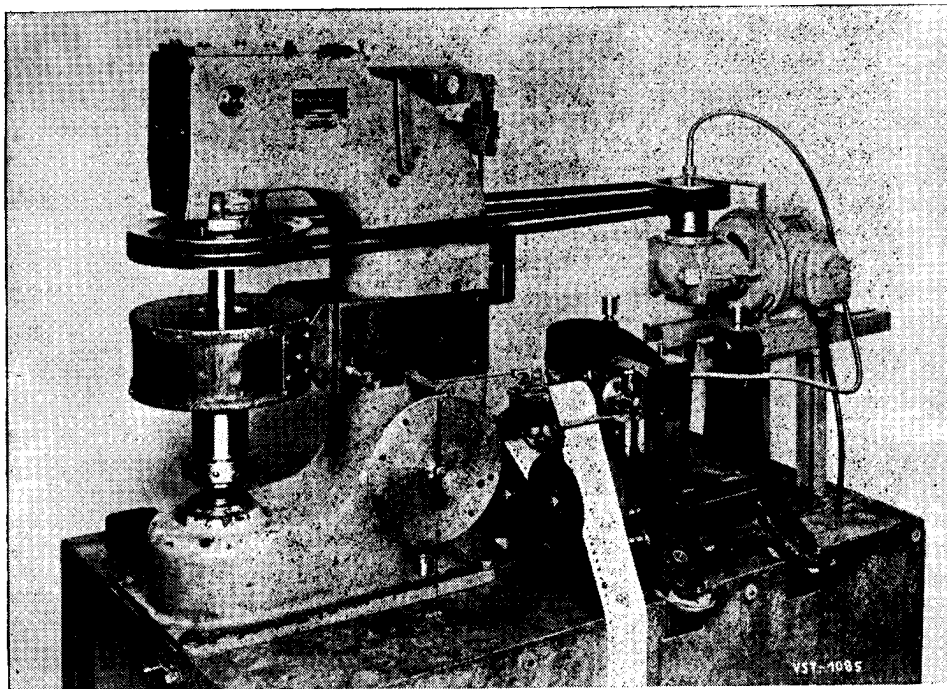
Otáčky stroje byly uzpůsobeny tak, aby se dosáhlo rychlostí 0,026, 0,212, 0,375 a 0,5 m/s (měřeno na stř. obvodu horního vzorku). K tomu sloužily jednak samostatné předlohy, jednak přímý náhon od hlavního motoru. Většina zkoušek se dělá při rychlosti 0,026 m/s, protože se nejvíce blíží skutečné rychlosti při ručním i motorickém uzavírání armatur. Ostatní rychlosti byly použity pro doplnění znalostí při kluzném tření za sucha, s výjimkou poslední, u které se ukázal přechod do zcela jiné oblasti opotřebení a tedy i zadírání, která s daným úkolem již nesouvisí.

Držák horního vzorku byl prodloužen nástavcem 7 z toho důvodu, aby se bez dalších úprav dalo přejít také na zkoušky za vyšších teplot. Jak je vidět z obr. 13, sloužila k tomuto účelu píčka s odporovým vinutím, která se na stojan umístila tak, aby vzorky byly uprostřed ní. Pro nasazení vzorků se dala píčka snadno vysunout nahoru.

Teplota vzorků byla kontrolována termočlánkem, umístěným na spodním, málo pohyblivém vzorku a seřizována regulačním transformátorem. Vzhledem ke krátké době

zkoušky nebylo zapotřebí samočinné regulace. Kontrolními měřeními jsme zjistili, že teplota v rozmezí 5 mm na obě strany styčné plochy vzorků se liší nejvýše o 5 °C. Snaha po dosažení příznivějšího rozdělení teplot by neměla smysl, protože teplotní změny v samotné styčné ploše byly vyšší, nehledě na obtížnost provedení pícky při rotaci horního vzorku.

Zkoušky za vyšších teplot se provedly převážně podle metody druhé, a to na materiálech určených pro vyšší teploty, t. j. nerezavějících ocelích martensitických a austenitických.



13. Pohled na přístroj se zamontovanou píckou pro zkoušení za vyšších teplot.

Výběr materiálů pro zkoušky.

Materiál pro zkoušky zadírání byl volen jednak podle přímých požadavků armaturek (nerezavějící oceli), jednak tak, aby se daly sledovat některé materiálové vlivy na odolnost proti zadírání (tvrdost, úprava povrchu, tepelné zpracování, ev. chem. složení).

Kromě zmíněných nerezavějících ocelí jsme proto použili ocelí konstrukčních, a to jedné strojní (11500) a dvanácti ušlechtilých řady 12, 13, 14, 15 a 16, určených jednak k zušlechťování, jednak k cementování a nitridování. Jako antifrikční materiál byla vybrána mosaz Ms 58, hliníkový bronz Cu Al 5, očkovaná a šedá litina.

Výroba vzorků se dělá z tyčí \varnothing nejvýše 40 mm, nejméně 33 mm, dodaných většinou ve stavu zušlechťeném. Pokud se provádělo dodatečně tepelné zpracování, dělo se vždy podle předpisu příslušného materiálového listu. Přehled použitých materiálů podává tabulka I, jejich chem. složení, stav a tvrdost tabulky IIa, IIb, IIc.

Tabulka č. I. Přehled zkoušených materiálů.

Čís.	ČSN	Značka
11	13240	2518
12	14240	2526
13	14220	CE 2
14	12010	W 8
15	16220	BEV 2
16	14331	ROL
17	12040	W6W
18	14150	Auto
19	11500	—
20	15230	CVX
21	15260	CV 4
22	15241	CVZ
23	14260	SCH
1	17021	AK 1
2	17041	AK 1 B
3	17022	AK 2 S
4	17023	AK 3 S
5	17029	AK 5
6	17242	AKV
7	17345	AKV Extra
8	N 7323	AKR
51	42 3223	Ms 58
52	—	očk. litina
53	42 3042	CuAl 5
54	42 2418	šedá litina

Cementační oceli byly cementovány běžným způsobem v krabici a dvakrát kaleny. Nitrídační ocel byla nitrídována v plynu po dobu 48 hodin. Oceli AK 2S (3) a AK 3S (4) byly použity ve dvou tvrdostech tak, že horní vzorek byl vždy tvrdší.

Přehled zkoušených dvojic podává tabulka III a IV.

Výsledky zkoušek zadřání.

1. Dvojice tvořené pouze nerezavějícími ocelmi.

Poukázali jsme již dříve na to, že tyto dvojice se prakticky nemohou považovat za odolné vůči zadřání, protože k zadření podle naší definice dochází ihned po spuštění přístroje. Toto chování se projevilo u některých dosud použitých dvojic také v provozu.

Přesto se však tyto dvojice daly navzájem odlišit podle různé velikosti koef. tření při plném zadření a jeho kolísání. Tímto způsobem bylo sestaveno pořadí jednotlivých dvojic, a to podle vzestupného koef. tření, při čemž byly předem vyloučeny takové dvojice, u nichž kolísání přestoupilo 10 % hodnoty koef. tření. Ukazovalo se totiž, že do 10 % dochází převážně jen k rýhování povrchu, nikoli však ještě k tvoření svařených spojů. Stejně jako pro teplotu kolem 20 °C byly všechny dvojice vyzkoušeny také za teplot 200, 300, 400, 500 a 600 °C.

Pořadí dvojic pro jednotlivé teploty podává tab. V.

Určovat z výsledků zkoušek dvojice nevhodnější přímo pro určité teploty by nemělo valného významu, protože tak citlivou použitá metoda přece jen není, zvláště připomeneme-li si znova, že hlavní kritérium, t. j. „ f_x “, je určován pro *ustálený stav zadřání*.

Tabulka č. IIa. Chemické složení ocelí a tvrdost.

Čís.	Materiál	C	Mn	Si	P	S	Cr	Mo	V	N	Ni	Ti	Stav	Tvrdost H _c 30
11	2518	0,38	0,86	1,28	0,042	0,030	0,11	stopy	—	—	0,12	—	zušlechťeno	220
12	2526	0,37	1,67	0,38	0,027	0,020	0,32	—	—	—	0,21	—	zušlechťeno	256
13	CE 2	0,15	1,05	0,29	0,023	0,024	0,61	—	—	—	0,32	—	cementováno	784
14	W 8	0,13	0,50	0,27	0,044	0,038	0,22	stopy	—	—	0,22	—	cementováno	784
15	BEV 2	0,20	0,77	0,32	0,028	0,012	0,91	stopy	0,03	—	1,30	—	cementováno	824
16	ROL	0,29	0,79	1,10	0,031	0,016	0,98	—	—	—	—	—	zušlechťeno	216
17	W 6 W	0,35	0,83	0,30	0,029	0,028	0,06	—	—	—	—	—	zušlechťeno	209
18	Auto	0,40	0,72	0,29	0,011	0,018	1,42	—	—	—	—	—	zušlechťeno	208
19	11500	0,18	1,22	0,49	0,013	0,030	—	—	—	—	—	—	norm. žíháno	185
20	CVX	0,27	0,55	0,23	0,012	0,013	2,30	—	0,25	—	—	—	nitridováno	780 (5 kg)
21	CV 4	0,44	0,59	0,21	0,011	0,024	1,05	—	0,16	—	—	—	zušlechťeno	260
22	CVZ	0,30	0,62	0,25	0,017	0,014	2,50	—	0,19	—	0,04	—	zušlechťeno	445
23	SCH	0,51	0,75	1,50	0,032	0,014	0,61	—	—	—	—	—	zušlechťeno	454
1	AK 1	0,12	0,45	0,42	0,028	0,008	13,45	—	—	—	—	—	zušlechťeno	238
2	AK 1 B	0,24	0,48	0,28	0,026	0,007	17,31	—	—	—	—	—	zušlechťeno	234
3	AK 2 S	0,23	0,54	0,30	0,025	0,008	13,56	—	—	—	—	—	zušlechťeno	302/218
4	AK 3 S	0,34	0,51	0,27	0,026	0,007	13,82	—	—	—	—	—	zušlechťeno	375/244
5	AK 5	0,49	0,45	0,23	0,029	0,006	14,93	—	—	—	—	—	zušlechťeno	547
6	AKV	0,12	0,72	0,76	0,012	0,016	18,23	0,14	—	—	9,94	stopy	austenitizováno	230
7	AKV Extra	0,13	0,96	0,73	0,019	0,022	17,84	1,57	—	—	10,68	0,07	austenitizováno	222
8	AKR	0,50	0,37	0,38	0,040	0,017	14,14	—	—	2,14	15,12	—	austenitizováno	254

Tabulka č. IIb. Chemické složení litin a tvrdost.

Číslo	Materiál	C	C _{graf.}	Mn	Si	P	S	Stav	Tvrdost H_v
52	očk. litina	2,71	2,14	0,57	1,65	0,37	0,13	odlito	210
54	šedá litina	3,18		0,99	2,15	0,71	0,10	odlito	206

Tabulka č. IIc. Chemické složení barevných kovů a tvrdost.

Číslo	Materiál	Cu	Zn	Pb	Ni	Fe	Al	Sn	Si	Stav	Tvrdost H_v
51	Ms 58	57,30	40,52	1,75	0,08	0,12	0,01	0,15	—	taženo	134,5
53	Cu Al 5	94,89	—	—	—	—	4,95	—	stopy	taženo	91,5

Tabulka č. III. Přehled dvojic nerezavějících materiálů.

Horní vzorek	Spodní vzorky
2	3, 6, 7
3	3, 4
4	3, 4, 8
5	1, 3, 4
6	6, 7, 8
7	7
8	8

Přes tyto výhrady lze učinit některé závěry. Tak z tabulky je patrné, že na př. dvojice AK 5/AK 3S je obsažena pro teploty od 20 do 500 °C v horní polovině všech sloupců. Podobně AK 3S/AK 3S (rozdílných tvrdostí) s výjimkou teploty 20 °C, ovšem tam je kolísání menší než 10 %. Dá se z toho usuzovat, že tyto dvojice, a snad ještě AK 1B/AKV Extra, budou „vhodné“ pro celý teplotní interval. Z čistě austenitických dvojic přichází ještě snad v úvahu dvojice AKV/AKR.

Pro teploty nad 500 °C se jeví jako „nejvýhodnější“ čistě austenitické dvojice, a to v první řadě AKV/AKR, pak AKV/AKV Extra a snad AKV Extra/AKV Extra. S použitím martensitických ocelí se již nedá v této oblasti počítat, protože při dlouhodobém provozu na teplotách nad 500 °C by u nich došlo postupně ke změnám struktury, poklesu pevnosti a tím ke zhoršení kluzných vlastností, i když by zadíráání bylo tlumeno větší oxidací

Tabulka č. IV. Přehled dvojic konstrukčních materiálů.

Horní vzorek	Spodní vzorky
51	11, 12, 13, 16, 17, 19, 20, 22, 23
52	11, 12, 13, 16, 17, 19, 20, 22, 23
53	11, 12, 13, 16, 17, 19, 20, 22, 23
54	11, 12, 13, 16, 17, 19, 20, 22, 23
11	15, 20, 21, 22, 23
12	15, 20, 23
13	20, 22, 23
14	13, 15, 20, 22, 23, 1, 2, 3, 4, 5, 6, 7, 8
16	13, 15, 20, 21, 22, 23
17	11, 12, 13, 15, 20, 22, 23
18	13, 15, 20, 22, 23
19	11, 12, 13, 14, 15, 16, 17, 18, 19, 20, 21, 22, 23
20	1, 2, 3, 4, 5, 6, 7, 8
21	21, 22, 23
23	23

Tabulka č. V. Pořadí podle f_s s přihlédnutím k rozptylu φ .

20 °C	200 °C	300 °C	400 °C	500 °C	600 °C
2/6	6/6	3/4	4/4	4/4	5/1
6/6	6/8	5/4	4/3	2/3	6/8
6/8	2/7	2/3	3/4	4/3	6/7
6/7	4/8	5/3	6/8	5/1	7/7
2/7	4/4	4/4	5/3	5/3	5/3
7/7	3/3	2/7	2/7	5/4	8/8
4/8	5/4	6/8	8/8	2/7	6/6
5/4	8/8	3/3	5/4	8/8	4/3
4/4	2/3		2/6	2/6	3/4
	5/3		6/7	6/7	3/3
	4/3		3/3	6/6	2/7
	5/1		6/6	7/7	4/8
	3/4		2/3		5/4
			5/1		
			4/8		
			7/7		

styčných ploch. Podmínkou alespoň stop odolnosti vůči zadírání je u martensitických ocelí právě vysoká pevnost, docilovaná popouštěním za nižších teplot. Ze zkoušek vyplývá také další zkušenost. Jestliže v provozu za určitých podmínek při normální teplotě nenastane poškození některé z použitých dvojic, pak není důvodu obávat se, že její chování bude horší za teplot vyšších, jestliže tyto teploty nezpůsobí citelné snížení pevnosti jednoho, nebo dokonce obou členů.

Vrátíme-li se zpět k účelu, pro nějž byly původně nerezavějící dvojice určeny, to znamená k jejich použití pro vřetena a matice armatur, odolávajících působení slabých organických kyselin, případně za vyšších teplot, pak ani zde se kluzné vlastnosti nezhorší. Buď bude část vřetena opatřená závitem chráněna před chemickými vlivy, nebo vřeteno bude napadeno korosí, pak se ale pokryje částečně produkty korose, které, ač nevitány, přece jen budou působit jako sice málo účinné, ale přece mazadlo, které zadření oddálí.

Odolnost proti zadírání se zlepšuje se zvyšováním tvrdosti použitých materiálů. To vyplývá jak ze základních úvah o zadírání, tak z výsledků zkoušek. U ocelí martensitických se dá docílit vyšších tvrdostí, ale na úkor houževnatosti. Nastává zde vždy nebezpečí lomů pro přílišnou křehkost. U austenitických ocelí se pevnost, resp. tvrdost nedá tepelným zpracováním ovlivnit vůbec a jen omezeně tvářením za studena. Tvářením za studena, na př. jako válečkování čelních ploch zkušebních vzorků, skutečně o něco odolnost proti zadírání zvýšilo. Zvýšení však zdaleka nebylo takové, aby dvojici již bylo možno považovat za vhodnou.

U obou druhů nerezavějících ocelí zbývá tedy jen zvýšení tvrdosti povrchovou úpravou - nitridací, které by se na prvý pohled zdálo nejvýhodnější. Skutečnost je však poněkud jiná. U austenitických ocelí probíhá nitridování velmi pomalu a i při velmi dlouhých dobách se docílí jen velmi tenké vrstvy. Při větších měrných tlacích dochází k prolomení nitridační vrstvy pro velmi nízkou mez kluzu základního materiálu, což má za následek stejné nebo dokonce intenzivnější zadírání než u materiálu neupraveného.

U chromových ocelí probíhá nitridování rychleji, ale dochází zde ke změnám struktury a zkřehnutí, takže zvýšená odolnost proti zadírání nemůže být dost dobře využita

pro zvýšené nebezpečí lomů. Kromě toho při použití pro antikoroční armatury je otázkou, zda je pak vůbec účelné takových ocelí použít. Buď nitrídační vrstva bude méně odolná vůči korozi, pak je nerezavějící oceli užito zbytečně, protože její vlastnosti se neuplatní, nebo je nitridovaná vrstva stejně nebo dokonce odolnější než základní materiál, pak se dá použít materiálu úsporněji legovaného. Jinak podle informativních zkušek, které v přehledu pro jejich neúplnost neuvádíme, lze u martensitických nerez. ocelí nitridovaných počítat se značnou odolností vůči zadírání, i když koeficient tření za sucha je značný (kolem 0,6 až 0,8). Povrchy se poškozují zcela nepatrně.

Pokud se zmiňujeme o nevhodnosti nerez. ocelí pro vřetená a matice armatur, neznamená to, že by jich nemělo nebo nesmělo být vůbec používáno. Tyto oceli mají zcela postačující vlastnosti při suchém tření tehdy, tvoří-li jen jeden člen dvojice, při čemž druhý je osvědčený antifrikční materiál, jako bronz, mosaz a pod. Zvláště výhodně se jeví ve spojení s hliníkovými bronzemi kovanými, u nichž se dá využít i jejich vysoké pevnosti. Je jen zapotřebí chránit matice, které budou převážně z těchto materiálů vyráběny, před účinkem korozního prostředí, případně vyšších teplot. Vhodnou konstrukční úpravou armatur lze toho dosáhnout.

2. Dvojice tvořené ocelmi nebo kombinacemi s antifrikčními materiály.

Zkoušky, které probíhaly výhradně podle 3. zkušební metody, t. j. plynulým zatěžováním, se konaly za třech rychlostí. Výsledky byly sestavovány do tabulek, udávajících jejich pořadí při seřazení podle „ f_{50} “, hodnoty „ a “, rozptylu φ . Vzhledem k tomu, že poslední hodnota nebyla totožná při tlaku 50 a 30 at, brala se pro vyhodnocení vždy větší z obou. Příklad tabulek, sestavených pro nejnižší rychlost pro různé způsoby určování pořadí podávají tabulky VI, VII, VIII.

Dvojitá mezní hodnota rozptylu byla volena podle vzhledu povrchu zadřených vzorků. Rozptyl větší než 20 % vykazovaly vzorky převážně se svařenými místy, rozptyl menší než 10 % se ukazoval u vzorků převážně jen rýhovaných nebo jen s malými poškozeními povrchu. Takovéto tabulky byly sestaveny pro všechny tři zkoušené rychlosti. Z jejich porovnání můžeme učiniti zhruba asi tyto závěry:

R y c h l o s t 0,026 m / s :

Na prvních místech jsou dvojice tvořené mosazí, hliníkovým bronzem a šedou litinou s většinou ocelí. Očkovaná litina, i když s ní tvořené dvojice jsou také v popředí, vykazuje přece jen o něco horší vlastnosti než litina šedá. Mezi dvojicemi ještě vhodných vlastností jsou také dvojice tvořené materiálem nitridovaným ve spojení s ostatními ocelmi, podobně oceli cementované lze považovat za vhodný člen dvojice. Na konci tabulky jsou dvojice tvořené kombinacemi jen zušlechťených ocelí.

Je zajímavé, že v horní polovině tabulek jsou i kombinace materiálů nerezavějících, zejména ve spojení s materiály antifrikčními, ale i cementovanými nebo nitridovanými. Dá se jich tedy použít v případech, kde protikus má dostatečnou pevnost, aby nedošlo k prolomení v něm vytvořené povrchové tvrdé vrstvy.

Jestliže byly dvojice seřazeny po vyřídění těch, které vykázaly rozptyl f_{50} nebo f_{30} větší než 10 %, nemění se zásadně struktura tabulky, vypadávají prakticky pouze dvojice zušlechťených ocelí a zmenšuje se tím celkový počet vhodných dvojic v jednotlivých skupinách.

Při tomto přísnějším hodnocení se z nerezavějících ocelí ukazuje jako vhodná dvojice W 8 cement./AKV a W 8 cement./AK 5. Znamená to, že cementování je vhodnější než nitridování pro větší tloušťku tvrdé vrstvy.

Tabulka č. VI. Rychlost I - seřazení podle f.

Vzorky s rozptylem nad 20 % vyřazeny.

Vzorek	f ₅₀	a	Vzorek	f ₅₀	a	Vzorek	f ₅₀	a
51/22	0,15	0,03	52/23	0,47	0,07	54/12	0,60	0,09
51/19	0,18	0,005	20/7	0,47	0,07	18/20	0,60	0,17
53/22	0,18	0,04	53/17	0,48	0,02	19/20	0,61	0,03
51/13	0,19	0,00	53/16	0,48	0,04	17/20	0,61	0,04
51/12	0,19	0,01	53/13	0,48	0,04	16/20	0,64	0,15
52/20	0,20	0,01	11/20	0,48	0,05	14/13	0,65	0,19
51/16	0,20	0,02	16/13	0,48	0,23	14/15	0,66	0,23
51/11	0,21	0,01	53/12	0,50	0,0	16/15	0,67	0,07
51/17	0,21	0,02	54/23	0,50	0,0	19/15	0,68	0,08
51/20	0,21	0,04	20/8	0,50	0,04	17/15	0,69	0,05
54/20	0,22	0,01	54/22	0,50	0,1	18/13	0,69	0,07
20/6	0,32	0,07	14/23	0,50	0,05	19/14	0,70	0,21
53/20	0,36	0,20	53/11	0,50	0,07	12/15	0,71	0,03
14/7	0,40	0,00	12/20	0,53	0,08	11/15	0,71	0,11
14/6	0,40	0,08	52/13	0,57	0,01	19/13	0,71	0,11
20/3	0,40	0,15	54/16	0,57	0,07	14/5	0,72	0,32
20/5	0,40	0,21	13/22	0,58	0,03	17/11	0,75	0,08
20/1	0,45	0,0	14/20	0,59	0,0	17/13	0,75	0,38
53/19	0,44	0,06	13/20	0,58	0,08	19/17	0,77	0,0
53/23	0,46	0,04	54/13	0,60	0,09	18/15	0,77	0,28
			54/17	0,60	0,10	16/21	0,82	0,3

Tabulka č. VII. Rychlost I - seřazení podle f.

Vzorky s rozptylem nad 10 ÷ 12 % vyřazeny.

Vzorek	f ₅₀	a	Vzorek	f ₅₀	a
53/22	0,18	0,04	53/11	0,51	0,07
51/13	0,19	0,00	13/20	0,58	0,08
51/12	0,19	0,01	14/20	0,59	0,0
52/20	0,20	0,01	54/13	0,60	0,09
51/16	0,20	0,02	18/20	0,60	0,17
51/11	0,21	0,01	19/20	0,61	0,03
51/17	0,21	0,02	17/20	0,61	0,04
54/20	0,22	0,01	16/20	0,64	0,15
53/20	0,36	0,20	14/13	0,65	0,19
14/6	0,40	0,08	16/15	0,67	0,07
53/19	0,44	0,06	19/15	0,68	0,08
53/23	0,46	0,04	17/15	0,69	0,05
52/23	0,47	0,07	19/14	0,70	0,21
53/17	0,48	0,02	12/15	0,71	0,03
53/16	0,48	0,04	11/15	0,71	0,11
53/13	0,48	0,04	19/13	0,71	0,11
11/20	0,48	0,05	14/5	0,72	0,32
53/12	0,50	0,0	17/13	0,75	0,0

Tabulka č. VIII. Rychlost I - seřazení podle a .
Vzorky s $a > 0,2$ vyřazeny, vzorky s $\Psi > 20\%$ vyřazeny.

Vzorek	a	f_{89}	Vzorek	a	f_{50}	Vzorek	a	f_{50}
51/19	0,0	0,18	53/22	0,04	0,18	14/6	0,08	0,40
51/13	0,0	0,19	51/20	0,04	0,21	12/20	0,08	0,53
14/7	0,0	0,40	53/23	0,04	0,46	13/20	0,08	0,58
20/1	0,0	0,45	53/13	0,04	0,48	17/11	0,08	0,75
53/12	0,0	0,50	53 16	0,04	0,48	54/13	0,09	0,66
54/23	0,0	0,50	20/8	0,04	0,50	54/17	0,10	0,6
19/17	0,0	0,77	17/20	0,04	0,61	11/15	0,11	0,71
51/12	0,01	0,19	11/20	0,05	0,48	19/13	0,11	0,71
52/20	0,01	0,20	14/23	0,05	0,51	54/12	0,12	0,50
51/11	0,01	0,21	16/15	0,05	0,67	14/20	0,12	0,59
54/20	0,01	0,22	17/15	0,05	0,69	20/3	0,15	0,40
52/13	0,01	0,57	53/19	0,06	0,44	16/20	0,15	0,64
51/16	0,02	0,20	20/6	0,07	0,32	18/20	0,17	0,60
51/17	0,02	0,21	20/7	0,07	0,47	14/23	0,19	0,65
53/17	0,02	0,48	52/23	0,07	0,47	53/20	0,20	0,36
51/22	0,03	0,15	53/11	0,07	0,51			
13/22	0,03	0,58	54/16	0,07	0,57			
19/20	0,03	0,61	18/13	0,07	0,69			
12/15	0,03	0,71						

Rychlost 0,212 a 0,375 m/s :

Na prvých místech jsou opět dvojice s mosazí, Al-bronzí, s materiálem nitrídaným a cementovaným, ale na rozdíl od předchozí rychlosti se zde objevuje větší počet dvojic ocelí zušlechťených. Očkovaná litina proti cementovanému a nitrídanému materiálu se vyskytuje jen dvakrát, šedá již nikoliv. Příčinou tohoto zjevu je pouze ta okolnost, že při zvýšených rychlostech docházelo u obou litin k tak nadměrnému opotřebení, že se nedalo již dost dobře mluvit o zadírání ve smyslu toho, co jsme uváděli dříve.

Kromě toho zvláště při poslední rychlosti docházelo u všech dvojic k ohřívání povrchu na teploty kolem 400 °C či více, takže jejich hodnocení se stává problematickým. Objevoval se zde velký otěr, aniž by se nějak měnil koeficient tření. Je pravděpodobné, že ohřev vzorků způsobil vytvoření mazací vrstvy oxidů, takže se jako vhodné ukázaly také ty dvojice, které měly větší sklon k tvoření oxidů. Zmenšení tření při stoupání měrného tlaku, které se při zkouškách za největší rychlosti dost často objevovalo, lze přičíst na vrub rovněž tomuto faktoru.

Vzhledem k průvodním zjevům, které doprovázely zkoušky za vyšších rychlostí (otěr, ohřívání, oxydace), lze považovat zkoušky za nejmenší použité rychlosti za nejspolehlivější k dosažení hlavního vytčeného cíle, t. j. rozlišení odolnosti troucích se dvojic za sucha.

K výsledkům zkoušek na nejrůznějších dvojicích nutno ještě dodat, že nebyla nalezena taková zákonitost, která by dávala možnost přesnějšího určování odolnosti proti zadírání jen z chemického složení, tvrdosti či struktury materiálů bez provedení zkoušek, i když snad s touto možností bylo tak trochu přece jen z počátku počítáno.

Závěry ze zkoušek.

Zkoušky potvrdily to, co vlastně vyplývalo již z theoretických úvah, totiž že ke skutečnému tření za sucha (kovově čisté povrchy) v běžných pracovních podmínkách ne-

dochází. Jak je dostatečně známo, tvoří se oxydické filmy již při normální teplotě působením vzdušného kyslíku v poměrně krátké době. To znamená, že zkoušky, které jsme prováděli, se děly již s určitou, u různých ocelí různou, tenkou mazací vrstvou kysličníků, takže je za zkoušky „za sucha“ můžeme označit jen v přeneseném slova smyslu. Tím můžeme také vysvětlit větší rozptýl výsledků v počátečním stadiu zadírání, pro které vlastně původně navržená doplňková kritéria (počátek odklonu od přímkové závislosti při plynulém zatěžování a počátek rozkolísání) nemohla být vůbec použita.

Z theoretických úvah vyplývají dále podmínky, za kterých buď k zadírání nedochází, nebo je tak silně potlačeno, že se pro praktickou potřebu nemusí uvažovat.

Viděli jsme v prvé řadě, že k zadírání dochází tehdy, mohou-li se tvořit první spoje ve styčných plochách. Jestliže zamezíme styku dostatečně silnou mazací vrstvou, nedojde ani k zadírání, ani k opotřebení, pokud ovšem nenastane, většinou zvýšením měrného tlaku, přerušeni mazacího filmu. Pak dosednou plochy na sebe a dochází opět k tvoření styků, nyní již omezeně, neprojeví se nepříznivé vlastnosti kovového povrchu, ale pouze přilnavost. K zadírání potom dojde jen u těch materiálů, u nichž plastické deformace postupují rychle i při malých měrných tlacích, a dojde k vývinu tepla, které vede nakonec k svařování styčných míst a prudkému zadření.

Dále jsme viděli, že k zadírání nedochází tehdy, jsou-li spoje méně pevné než oba troucí se materiály, nebo leží pevností uprostřed. Tento případ je typický pro tření oceli po slitinách na cínové basi (komposice), ale může se vyskytnout i u bronzí a mosazí, pokud spolupůsobí zvýšená teplota styčných míst. Použitím takových antifrikčních materiálů tedy bezpečně odstraníme nebezpečí zadírání. Je možno ovšem upravit povrch materiálů, i ocelových, tak, aby měl charakter odpovídající podmínce spojů o nízké pevnosti. Dá se toho docílit na př. fosfátováním nebo difusním sírováním, selenováním a pod.

Dále vyplývá, že zadírání lze potlačit tehdy, sníží-li se na nejmenší míru plastické deformace povrchu. Toho je možno dosáhnout zvýšením pevnosti, resp. meze kluzu povrchových vrstev. Odolné vůči zadírání jsou proto kalené oceli, nebo alespoň na vysokou pevnost zušlechťené, stejně jako cementované, nitridované či tvrdě chromované. U těchto všech způsobů se však objevuje určitá potíž. Koeficient tření je dosti vysoký a odvislý na jakosti povrchu mnohem více než v případech, kdy deformacemi se povrch do jisté míry vyrovná. Z toho důvodu je nutno takové vzájemně se troucí plochy alespoň brousit.

O zmenšení sklonu k zadírání při tvoření oxydických vrstev jsme se již zmiňovali.

Porovnáme-li tyto základní úvahy s našimi zkouškami, najdeme jejich plné potvrzení. Shrňme-li dosažené výsledky, můžeme zkoušené dvojice rozdělit do tří hlavních skupin:

- I. Dvojice tvořené kombinací libovolných ocelí s antifrikčním materiálem (bronz, mosaz). Do této skupiny patří i některé dvojice se šedou či očkovanou litinou, i když jsou horší než první. U prvních dvojic se koeficient tření pohybuje kolem asi 0,2, u druhých až kolem 0,5.
- II. Dvojice tvořené pouze ocelemi, při čemž jeden z členů má vysokou tvrdost povrchu, dosaženou cementováním, nitridováním či zušlechťením na vysokou pevnost. Koeficient tření se mění v rozmezí zhruba 0,6 až 0,7. Jeho kolísání během provozu je nepatrné. Vysoká tvrdost dovoluje použití i kombinací s austenitickými či martenitickými nerezavějícími ocelemi.
- III. Dvojice ostatní, t. j. kombinace ocelí s nižší pevností, zejména však vzájemné kombinace ocelí nerezavějících. Koeficient tření je vysoký, dosahuje obvykle hodnot

přes 0,7. Pokud je menší, zpravidla silně kolísá, takže zadírání je doprovázeno silným poškozováním povrchu.

V prvé polovině tabulky č. VII jsou obsaženy prakticky pouze dvojice skupiny I a II, t. j. dvojice, kterých se podle daných provozních podmínek dá bez obav použít pro výrobu matic a včetně armatur, a to i tehdy, není-li počítáno s dokonalým mazáním.

Konstruktera bude jistě zajímat, do jaké míry se dají výsledky zadíracích zkoušek aplikovat při výpočtech, nebo jinak řečeno, zda by bylo možno z nich pomocí určitých koeficientů a pod. získat údaje o životnosti včetně a matic v provozu. Při rozboru této otázky se musíme vrátit ještě jednou k hlavní odchylce od skutečného provozu, kterou jsme museli přijmout při laboratorních zkouškách, t. j. k tomu, že zkoušky se děly „za sucha“.

Viděli jsme, že již ponechání zkušebních vzorků delší dobu na vzduchu stačí k tomu, aby vytvořením oxidické vrstvy se změnil průběh zadírání. Tím spíše se s podobnými změnami povrchu musí počítat v praxi. Ale to znamená, že nemožnost přesného určení stavu povrchu v provozu předem ztěžuje přesnější přepočítání z výsledků laboratorních zkoušek. A to by platilo v případech, kde by se jednalo o suché povrchy. Ještě větší obtíž nastává, posuzujeme-li chování dvojic mazaných. O tom jsme se přesvědčili vlastními zkouškami mazaných dvojic, které ukázaly, že pak jsou rozdíly mezi nimi jen nepatrné a pouze dvojice vyloženě nevhodné (na př. austenitické) mají sklon k zadírání. Můžeme si to ověřit na tabulce IX, ze které je zřejmo, že koeficient tření prakticky u většiny dvojic klesá pod 0,1 a pohybuje se v mezích, běžně udávaných pro t. zv. mezní tření.

Jestliže tedy v provozu může nastat celá řada případů, kdy tření se bude měnit od suchého k meznímu, nemůžeme očekávat takovou korelaci mezi výsledky laboratorních zkoušek a chováním dvojic ve skutečném provozu, aby se dala vyjádřit obecněji platným

Tabulka č. IX. Přehled výsledků zkoušek s mazáním.
Rychlost I.

Vzorek	f_{30}	f_{50}	zadř.	Vzorek	f_{30}	f_{50}	zadř.	Vzorek	f_{30}	f_{50}	zadř.
2/3	0,07	0,07	—	12/15	0,05	0,10	—	20/6	0,05	0,06	—
2/6	0,03	0,04	—	13/20	0,04	0,05	—	51/11	0,05	0,07	—
2/7	0,05	zadř.	38	13/22	0,06	0,06	—	51/13	0,02	0,04	—
3/3	0,08	0,1	—	14/20	0,06	0,07	—	51/19	0,05	0,05	—
3/4	0,09	0,12	—	14/22	0,05	0,06	—	51/22	0,05	0,05	—
4/3	0,09	0,1	—	14/23	0,05	0,06	—	52/13	(0,02)	(0,05)	—
4/4	zadř.	zadř.	20	16/13	0,03	0,04	—	52/20	(0,03)	(0,06)	—
4/8	0,02	0,04	—	16/22	0,09	0,10	—	53/13	0,04	0,05	—
5/1	0,02	0,03	—	17/13	0,03	0,04	—	53/17	0,09	0,09	—
5/3	0,06	0,08	—	17/22	0,07	0,07	—	53/19	0,10	0,10	—
5/4	0,06	0,10	—	17/23	0,03	0,04	—	53/20	0,02	0,04	—
6/6	0,09	zadř.	42	18/15	0,04	0,05	—	53/22	0,05	0,05	—
6/7	zadř.	zadř.	18	18/20	0,05	0,07	—	54/19	0,03	0,04	—
6/8	0,04	zadř.	63	18/22	0,06	0,06	—	54/19	0,01	0,02	—
7/7	zadř.	zadř.	16	19/13	0,06	0,07	—	54/20	0,01	0,01	—
8/8	zadř.	zadř.	20	21/23	0,03	0,04	—	11/22	0,09	0,10	—
11/15	0,09	0,10	—	20/4	0,05	0,07	—	16/22	0,06	0,06	—
11/23	0,04	0,04	—	20/3	0,06	0,07	—	13/23	0,04	0,05	—
								13/23	0,05	0,06	—
								17/23	0,05	0,05	—

vztahem. Bylo by chybou usuzovat z toho, že taková korelace nemůže být zásadně nalezena. Je jen zapotřebí systematickým sledováním dvojic v provozu a zachycováním všech podmínek shromáždit dostatečné množství podkladů, které po statistickém vyhodnocení jistě dají možnost určité závislosti stanovit. Za dnešního stavu zatím tyto podklady ještě nemáme a musíme se proto do této doby spokojit, na základě méně bohatého materiálu z dosavadních provozních zkušeností, se stanovením těchto zásadních směrnic pro volbu materiálů vřeten a matic armatur:

1. Nejspolehlivější jsou dvojice, z nichž jeden člen (matice) je mosaz nebo bronz. Z pevnostních důvodů je třeba dát přednost bronzům, ze kterých po stránce úspory deficitních prvků jsou nejvhodnější bronzny hliníkové. (Na př. Cu Al 5, Cu Al 9 Mn a pod., vždy však kované.) Jejich použitelnost je omezena hlavně teplotou a druhem korozního prostředí. Doporučuje se proto taková konstrukce armatur, kde matice je mimo aktivní prostor (třmenové provedení).
2. Vyhoví-li pevnostně, je možno použít šedé litiny. Pro nejběžnější rychlosti má očkovávaná litina o něco horší kluzné vlastnosti.
3. Je-li použito jen ocelových dvojic, pak jeden z členů musí mít vysokou tvrdost (cementování, nitridování, tvrdé chromování, ev. povrchové kalení). Tvrdost povrchu by neměla klesnout pod 700 H_V . Bez mazání nutno počítat s vysokým koeficientem tření.
4. Jestliže podmínky provozu vyžadují použití pouze nerezavějících ocelí, je nejvhodnější použít jen ocelí martensitických (chromových), z toho jeden člen o tvrdosti alespoň 500 H_V (na př. Poldi AK 5). Kromě toho je nutno zajistit alespoň nouzové občasně mazání. Ocelí austenitických by se ve vzájemné kombinaci nemělo užívat vůbec. Je výhodnější volit kombinace nerezavějících ocelí s maticemi bronzovými nebo cementovanými či nitridovanými, umístěnými mimo aktivní prostor.
5. Odolnost proti zadírání je za vyšších teplot u všech dvojic lepší než za teploty normální, v důsledku tvoření oxidických filmů. Použitelnost materiálů, osvědčených při normální teplotě i pro teploty vyšší je omezena poklesem pevnostních charakteristik, ev. změnou struktury, případně tečením. Nutno také vždy pamatovat na obtížnost mazání. Z tohoto důvodu je výhodné použít jeden z členů dvojice nitridovaný. To platí i v případě, že současně s teplotou působí i korozní prostředí. Použitelnost nerezavějících ocelí chromových je dána hranicí 500 °C.
6. Doporučuje se, aby k zamezení zadírání bylo v největší míře používáno difusního sírování či selenování, a to i za vyšších teplot (500 °C), s výjimkou případů, kdy působí korozivní prostředí [52].

Závěr.

Dosavadní volba materiálů pro vřetena a matice armatur se dělá pouze podle provozních zkušeností. Je pochopitelné, že s vývojem armatur pro méně obvyklé pracovní podmínky se vyskytla nutnost použít materiálů vyhovujících především těmto podmínkám. Některé neúspěchy, zaviněné volbou materiálů, byly podnětem k tomu, aby chování materiálů bylo sledováno také po stránce zadírání. Tímto thematem se dosud u nás nikdo hlouběji nezabýval a nejsou prakticky ani známy zahraniční literární prameny, pojednávající souhrnněji o tomto úkolu.

Za tohoto stavu jsme mohli volit dvě cesty. Buď se zabývat základním výzkumem jevů při suchém tření na malém počtu typických dvojic a z nich odvozovat theoreticky obecně platné závislosti, podle nichž by se mohl dít výběr materiálů, nebo použitím jednoduché, ale citlivé metody vyzkoušet co největší počet materiálových dvojic a vybrat

nejvhodnější přímo podle výsledků těchto zkoušek. Za daných okolností jsme druhou cestu považovali za správnější, již proto, že i užitá zkušební metoda dávala možnost hlouběji vniknout do dějů při suchém tření.

Celou prací byl sledován tento cíl. Buď je možno výběrem vhodných dvojic dosáhnout takového jejich chování, na jaké byli dosud konstruktéři zvyklí u osvědčených materiálů, jako ocel-bronz, pak je zbytečné na př. bronzů používat a ušetří se tím buď cenné suroviny, nebo se umožní vývoj armatur, kde tyto materiály již nestačí, nebo takového cíle pouhým výběrem nelze dosáhnout, pak je nutno hledat cesty, jak vhodnou úpravou povrchu dosáhnout alespoň přijatelných vlastností.

Ukázalo se skutečně, že pouhý výběr materiálů, zvláště podle dosud hojně rozšířeného názoru, že k odstranění zadírání postačí poměrně málo rozdílná tvrdost ($40 H_V$), nestačí, a že jedině správným směrem, kterým musí být zaměřeny i další práce v tomto oboru, je účelné využití různých povrchových úprav.

Jako úspěšné se ukázaly úpravy, zvyšující podstatně tvrdost povrchu, zejména nitridování a cementování. Zkoušky prokázaly, že tyto úpravy umožňují použití materiálů i se značným sklonem k zadírání, na př. austenitických, pokud jeden z členů dvojice tuto úpravu dovoluje. Okolnost, že koeficient tření je podstatně vyšší než u dříve obvyklých dvojic ocel-bronz, nemusí být na závadu, je-li s ní již při návrhu počítáno. Stejně tak nesmí být na závadu, že tyto úpravy poněkud zdražují cenu výrobků. Zvýšení ceny bude vždy vyváženo větší spolehlivostí.

Nesmíme stále zapomínat, že spoléhání se na odstranění zadírání mazáním není u vřeten a matic armatur na místě. Materiály pro ně musí být voleny vždy podle jejich chování za suchého tření tak, aby jejich funkce nebyla narušena ani při nejnepříznivějších podmínkách.

V současné době je nejen v zahraničí, ale i u nás sledováno použití úprav, které odstraňují nedostatky úprav dříve zmíněných. Je to sycení povrchu sírou, selenem a pod., které se vyznačují nejen tím, že činí povrch součásti odolný vůči zadírání, ale snižují i koeficient tření na hodnotu blízkou hodnotám osvědčených antifrikčních materiálů. Úspěchy dosažené touto cestou naznačují další směr vývoje, který musí být v budoucnu sledován. Podaří-li se odstranit některé z nedostatků, které zatím možnost plného uplatnění zmenšují (na př. menší odolnost vůči korozi a pod.), bude to znamenat další krok na cestě k zjednodušení volby materiálů pro kluzné tření i k jejich hospodárnějšímu využití.

ИСПЫТАНИЯ НА ЗАЕДАНИЕ ПАР МАТЕРИАЛОВ ДЛЯ ГАЕК И ШПИНДЕЛЕЙ АРМАТУР.

Д-р И. Слон

Резюме:

В статье помещены результаты работ по изучению сопротивляемости заеданию пар материалов для шпинделей и гаек арматур. Приведены фундаментальные теоретические соображения, объясняющие различные поведения пар и дано определение заедания исходя из величины и колебаний коэффициента трения в процессе взаимного контакта трущихся поверхностей.

Описаны 3 метода испытаний, способы расшифровки результатов испытаний и собственная испытательная аппаратура.

В качестве материалов для испытаний применялись конструкционные стали во взаимных сочетаниях, а также и в сочетании с антифрикционными материалами. Особое внимание уделялось хромистым и хромо-никелевым нержавеющейим сталям.

Испытания проводились в диапазоне температур от 20 °С до 600 °С, при скоростях от 0,026 до 0,375 м/сек. Испытания позволили разделить сталей на 3 основные группы, из которых только первые две являются пригодными для шпинделей и гаек арматур. Не пригодными оказались в особенности некоторые пары нержавеющейим сталей.

На основе результатов испытаний даны руководящие материалы для конструкторов, позволяющие выбор материалов для шпинделей и гаек арматур.

REIBVERSUCHE MIT WERKSTOFFPAAREN, FÜR SPINDELN UND MUTTERN VON ARMATUREN

Ing. Dr. J. Shon

Der Artikel gibt die Ergebnisse von Arbeiten wieder, deren Zweck es war, die Einfressfestigkeit bestimmter Werkstoffpaare für Muttern und Spindeln von Armaturen zu ermitteln. Es werden grundlegende theoretische Erwägungen angeführt, welche das verschiedene Verhalten der Werkstoffe erklären und eine Definition des Fressens wird gegeben, welche die Grösse und das Schwanken der Reibungszahl berücksichtigt.

Beschrieben werden die Prüfmethode, die Auswertungsmethode der Versuchsergebnisse und der Prüfapparat eigener Konstruktion.

Verschiedene Konstruktionsstähle wurden geprüft und zwar in Kombination mit einander oder mit Antifrikationswerkstoffen. Rostfreie, Chrom- und Chromnickelstähle wurden mit besonderer Aufmerksamkeit untersucht. Die Versuchstemperaturen lagen zwischen 20 und 600 °C, wobei die Geschwindigkeit 0,026 bis 0,375 m/s betrug.

Diese Versuche ermöglichten, eine Einteilung der Werkstoffpaare in drei Hauptgruppen zu treffen. Nur die ersten zwei davon eignen sich für die Verwendung als Spindeln und Muttern bei Armaturen. Als ungeeignet erwiesen sich insbesondere einige Paare von rostfreien Stählen.

Auf Grund der Versuchsergebnisse wurden Richtlinien für Konstrukteure festgelegt, welche eine Wahl der für Spindeln und Muttern von Armaturen geeigneten Werkstoffe ermöglichen.

SEIZING TESTS MADE WITH COUPLES OF MATERIALS TO BE USED FOR SPINDLES AND NUTS ON FITTINGS

Ing. Dr. J. Shon

The paper indicates the results of some experimental work done with various couples of material to state their resistance against seizing when used for nuts or spindles on fittings. The author exposes fundamental theoretical considerations able to explain the different behaviour of different couples and derives a definition of seizing from the magnitude and variation of the friction coefficient of the contacting faces.

Three testing methods are indicated, various possibilities of evaluation are mentioned and the testing apparatus of own make is described.

Several kinds of constructional steel have been tested by combining them mutually or with some antifrictional materials. Special attention was paid to the testing of stainless steels of the chromium and chrome-nickel type.

Temperatures between 20 and 600 °C were used for testing and the test speed was varied from 0,026 to 0,375 meters per second.

The experimental work permitted the tested couples to be divided into three principal groups. Only the first two of them were found suitable for spindles and nuts of fittings while the third one, mainly concerning some kinds of non-corrosive steels, does not lend itself to the purpose.

On the base of the test results obtained, instructions for designers have been worked out enabling them to choose proper materials for the construction of spindles and nuts of fittings.

ESSAIS DE GRIPPAGE FAITS AVEC DES COUPLES DE MATERIAUX DESTINES POUR DES TIGES ET ECROUS D'ARMATURES

Ing. Dr. J. Shon

Ce compte rendu contient les résultats de travaux exécutés dans le but d'établir le degré de résistance contre le grippage de quelques couples de matériaux destinés à servir de tiges ou d'écrous d'armatures. L'auteur expose des considérations théoriques fondamentales qui expliquent pourquoi les couples individuelles se comportent différemment et donne une définition du grippage basée sur la grandeur et la variation du coefficient de frottement des deux surfaces à leur contact.

Il indique trois différentes méthodes d'essai, explique les méthodes employées pour l'évaluation des résultats d'essai et décrit l'appareil d'essai de construction spéciale.

Les matériaux employés étaient des aciers de construction que l'on a combinés l'un avec l'autre ou avec des matériaux d'antifriction. On s'est occupé avec beaucoup d'attention des aciers inoxydables au chrome ou chrome-nickel.

Les expériences se poursuivaient en variant les températures de 20 °C à 600 °C et les vitesses de 0,026 à 0,375 m/s.

Les résultats obtenus ont permis de diviser les couples en trois groupes principaux, mais dont les premières deux seulement sont susceptibles d'une utilisation comme tiges ou écrous d'armatures. On a trouvé que certains groupes d'aciers inoxydables ne se prêtent pas à cet effet.

Sur la base de ces résultats, l'auteur a élaboré des instructions générales pour les constructeurs afin qu'ils puissent choisir le matériel le plus propre pour la construction de tiges et d'écrous d'armatures.

SEZNAM LITERATURY:

1. *H. Mayer*: Verschleiss und Verschleisswiderstand - Werkstoff Handbuch Stahl und Eisen 1937.
2. *B. Kehl, E. Siebel*: Untersuchungen über das Verschleissverhalten bei gleitender Reibung. V, 1935, Arch. Eisenhüttenwesen 9, čis. 11, str. 563/570.
3. *E. Siebel, R. Kobitsch*: Verschleisserscheinungen bei gleitender trockener Reibung. VDI Verlag 1941.
4. *A. Beneš*: Opořebení uhlíkových ocelí a nánosových svaru. Techn. knihkup., Praha 1942.
5. *E. Siebel*: Verschleisserscheinungen bei gleitender trockener Reibung. III, 1942, Z. VDI 86, čis. 9/10, str. 157.
6. *G. D. Polosamkin*: Materialy po fizike iznosa i trenija. 1946, Žurnal tech. fiz. 16, čis. 12, str. 1427/1440.
7. Changes in steel by friction. IV, 1947, Chem. Age 56, čis. 1447, str. 409/412.
8. *D. V. Konvisorov*: Vněšněje trenije i iznos metallov. Mašgiz 1947.
9. *A. K. Zajcev*: Osnovy učeniya o treniji, iznose i smazke mašin. Gos. nauč. tech. izd., Moskva 1947.
10. *S. M. Savčenko*: Iznos i vosstanovlenije detalej oborudovanija. Oborongiz, Moskva 1948.
11. *W. Bottenberg*: Betrachtungen zum Verschleissproblem. II, 1949, N. Giesserei 36, č. 2, str. 39/45.
12. *H. Wahl*: Praktische Verschleissprüfung. IV, 1949, Arch. für Metallkunde 3, č. 4, str. 121/128.
13. *E. N. Maslov*: Ispytanije materialov na iznosoustojčivost. IV, 1949, Zavodskaja laboratorija 15, č. 4, str. 464/465.
14. *I. V. Kragelskij, E. M. Švecova*: O vidach processa iznašivaniya v uslovijach suchogo trenija. 1950, Doklady akad. nauk SSSR 75, čis. 5, str. 681/684.
15. *J. T. Burwell Jr.*: Mechanical Wear. Amer. soc. for Metals, 1950.
16. *H. Meincka*: Die Prüfung der Verschleissfestigkeit von Oberflächen. X, 1950, Metalloberfläche 4, č. 10, str. A 145/151.
17. *N. P. Voinov*: Metodika opredelenija iznosostojkosti poverchnostej trenija. 1950, Vestnik mašinstroj. 30, č. 4, str. 11/15.
18. *B. I. Kosteckij*: Iznosostojkost detalej mašin. Mašgiz, 1950.
19. *P. Dimichert*: Abrasion et polissage, frottement et usure. IX, X, 1951, Microtecnic 5, č. 5, str. 107/112, 225/232.
20. *F. T. Barwell*: Research on friction and wear. 23. XI. 1951, Engineering 172, č. 4478-9, str. 651/659, 697/699.
21. *T. L. Oberle*: Properties influencing wear of metals. VI. 1951, Journal of Metals 3, č. 6, str. 438/439.
22. *W. Späth*: Bemerkungen zum Verschleissproblem. VII. 1951, Schweizer Archiv 17, č. 7, str. 214/219.
23. *V. V. Černyšev*: K voprosu ob iznosostojkosti stalnych poperečnostej. VI. 1952, Věstnik mašinostr. 32, č. 7, str. 54/57.
24. *I. Ja. Alšic*: Sravnitel'naja ocenka vlijanija truščichsja materialov i sorta masla na zajedanije. VII. 1952, Věstnik mašinostr. 32, čis. 7, str. 34/37.
25. *I. V. Kragelskij*: O razčetě intensivnosti iznašivaniya truščichsa poverchnostej. I. 1952, Žurnal tech. fiz. 22, č. 1, str. 44/54.
26. *J. T. Burwell, C. D. Strang*: On the empirical law of adhesive wear. I. 1952, Journal of applied physics 23, str. 18/28.
27. *E. Rabinowicz*: The Nature of the Static and Kinetic Coefficient of Friction. 1951, Journal of Applied Physics 22, č. 11, str. 1373/1379.
28. *I. Ming Feng*: Metal Transfer and Wear. 1952, Journal of Applied Physics 24, str. 1011/1019.
29. *Ing. Dr Jos. Němec*: Nové svařovací slitiny. 1952, Spoj. ocel., n. p., Kladno.
30. *R. L. Johnson, M. A. Swikert, E. E. Bisson*: Wear and Sliding Friction Properties of Nickel Alloys Suited for Cages of High-Temperature Rolling Bearings, Part I. 1952, Nat. Advisory Committee for Aeronautics, Tech. note 2758.
31. *E. Rabinowicz*: Metal Transfer During Static Loading and Impacting. 1952, Proc. of the Physical Society 65, str. 630/640.
32. *N. S. Gorbunov, V. P. Lazarev*: K voprosu iznosostojkosti difuzionnych chromovych pokrytij. 1952, Doklady Akademiji nauk SSSR 86, č. 2, str. 345/347.
33. *F. S. Korotkov*: Antifrikcionnye kačestva fosfatnych pokrytij truščichsja stalnych poverchnostej. 1953, Avtomobilnaja i traktornaja promyšlenost, č. 1, str. 17.
34. *N. Späth*: Physikalisch-chemische Grunderscheinungen des Verschleisses. 1953, IV, Glasers Ann. 77, č. 4, str. 88/91.

35. *G. Niemann, K. Banaschek*: Der Reibwert bei geschmierten Gleitflächen. 21. 2. 1953. Z. VDI 95, č. 6, str. 167/173.
36. *I. Ming Feng, B. G. Rightmire*: The Mechanism of Fretting. VI. 1953, Lubrication Engineering 9, č. 3, str. 134/136, 158/161.
37. *K. Germer*: Vermeidung des Fressens von Maschinenteilen mit Hilfe von Phosphatschichten. VI. 1953, Fertigungstechnik 3, č. 6, str. 217.
38. *V. B. Ljadskij*: Iznosoustojčivost fosforistych perlitnych čugunov. VIII. 1953, č. 8, str. 16/17.
39. *W. E. Campbell*: Solid Lubricants. VIII. 1953, Lubrication Engineering 9, č. 4, str. 195/225.
40. *W. E. Jominy*: How Metals Wear. VIII. 1953, SAE Journal 61, č. 8, str. 23/25.
41. *W. C. Leone, F. F. Ling*: An Apparatus for Determining Galling Characteristics and Measuring Coefficients of Kinetic Friction. 1953, Proc. Exper. Stress Analysis 11, č. 1, str. 239/248.
42. *P. E. Djačenko, T. V. Smušková*: Iznosostojkost i ostatočnyje naprjaženija v poverchnostnych slojach metalla. 1954, Izv. Ak. nauk SSSR, otd. tech. nauk, č. 4, str. 73/79.
43. *G. Spengler*: Molybdändisulfid, ein neuartiges Schmiermittel. 11. VI. 1954, VDI Zeitschrift 96, č. 17/18, str. 506/512.
44. *Skutsch*: Längere Lebensdauer und verringerte Reibungsabnutzung durch neuen Trockenschmierfilm (Western Metals 11, 64–66, Aug. 1953). 1954, Technisches Zentralblatt-Maschinenwesen 3, č. 8, str. 915.
45. *Czyzewski*: Mechanical Aspect of Seizing in Metal Wear. IV. 1954, Transaction ASME, str. 381/385.
46. *A. G. Tarrant*: Measurement of Friction at Very Low Speeds. 20. VIII. 1954, Engineer 198, č. 5143, str. 262/263.
47. *Ĵepifanov-Sološko*: Novyj metod opredėlenija koefficienta trenija skolženija i jego primenėnija k issledovaniju adsorbconno-smazočnogo dėjstvija. 1954, Doklady Akademii nauk SSSR 99, č. 5, str. 801–804.
48. *Ĵ. Šon*: K otázce zadírání materiálu pro vřetena a matice armatur. 1953, Strojřrenství č. 7, str. 516/523.
49. *Ĵ. Šon*: Zpráva VÚMT Z-52-094.
50. *Ĵ. Šon*: Zpráva VÚMT Z-53-139.
51. *Ĵ. Šon*: Zpráva VÚMT Z-54-202.
52. *Ĵ. Nainar*: Zpráva VÚMT Z-54-170.

Ing. Dr Vladimír Vrzal

REKRYSALISACE A MEZIOPERAČNÍ TEPELNÉ ZPRACOVÁNÍ PŘI TVÁŘENÍ NÍZKOUHLÍKOVÝCH OCELÍ ZA STUDENA

1. Úvod.

Tváření kovů za studena je technologický pochod, umožňující především dodání tvaru kovu prakticky bez odpadu při současném dosažení konečného tvaru poměrně velmi přesného rozměrově. Je to tedy pochod, který proti jinému způsobu tvarování, na př. obrábění, je úspornější co do množství materiálu při stejném konečném výrobku. To je okolnost velmi důležitá, uvědomíme-li si, že v jiných způsobech tvarování je využití výchozího materiálu často velmi malé a pohybuje se podle druhu technologie a složitosti konečného tvaru mezi 10–90 %.

Průměrná hodnota je asi 70 %.

Znamená to prakticky, že asi 30 % materiálu je buď znehodnoceno, nebo prakticky ztraceno pro další zpracování. V každém případě nutno zde počítat se ztrátami přísadových prvků, zejména deficitních.

Nutno tedy dát při zpracovávání přednost technologii tváření před jinými způsoby tvarování.

Není účelem článku podrobně rozebírat výhody tváření za studena s hlediska výrobního a proto nebudeme zde určovat ekonomické podmínky použití toho způsobu tvarování. Stačí jen uvést, že se hodí vždy v tom případě, jedná-li se o výrobu většího počtu kusů, tedy o výrobu seriovou, a je-li již při konstrukci součástí možnost použití tváření za studena uvažována a tvar je příslušným způsobem navržen.

2. Fyzikální jevy při tváření za studena.

Tvářením za studena rozumíme vynucenou změnu kovu, t. j. změnu tvaru vyvolanou působením vnějších sil při teplotách ležících níže než jistá teplota každému kovu či slitině vlastní.

Tato teplota je teplotou rekrystalisační. Na rozdíl od teploty tání není pro určitou slitinu hodnotou stálou, ale její hodnota se mění se stupněm přetvoření, a to tak, že při vyšších stupních deformace teplota rekrystalisační klesá.

Při tváření za studena využíváme vlastnosti kovů a jejich slitin, které souhrnně nazýváme plasticita či tvárnost. Je to schopnost kovů a jejich slitin změnit trvale tvar působením vnějších sil, aniž by došlo k porušení jejich celistvosti.

Tváření, t. j. změna vnějšího tvaru působením vnějších sil je doprovázena též změnou vnitřní. Abychom si ji mohli blíže určit, popíšeme si zhruba pochody odehrávající se v kovu při jeho tváření.

Vnitřní změny lze rozčlenit do několika fází. K jejich popsání nutno si uvědomit, že kovy a jejich slitiny jsou látkami krystalickými, ve kterých jsou krystaly, které zde nazý-

váme též zrn, neuspořádaný vzhledem ke směru krystalových os. Tato poznámka je značně důležitá pro vysvětlení některých jevů.

Působíme-li na shluk těchto neuspořádaně orientovaných krystalů vnější silou, projeví se tato dvojím způsobem. První z nich nastává při silách menších a je dána pouze změnou mřížkových parametrů, t. j. krystalové mřížky se prodlouží ve směru (při tahu) působící síly a zkrátí se ve směrech příčných. Deformace mřížky však bude různé velikosti u různých krystalů. Tato skutečnost je důsledkem toho, že odpor kladený mříží má vektoriální charakter a je závislý na směru působení vnější síly. Deformace však nebude jednoznačně určena odporem mřížky, ale též meznou podmínkou, že na styku jednotlivých krystalů nedojde k porušení souvislosti. Znamená to, že obecně bude napjatost a tím i deformace mřížky dána jednak účinkem vnější síly, jednak působením vnitřních sil, podmíněných růzností orientace krystalů sousedních.

Tato napjatost bude tedy v určitém řezu kovů pro každý krystal jiná a odlišná od t. zv. napjatosti normální, vyjádřené podílem plochy a působící síly. Bude tedy tato normální napjatost, kterou zpravidla vyjadřujeme působení vnější síly, jakousi střední či statistickou hodnotou napjatosti jednotlivých krystalů. Odchytky v hodnotě napjatosti mřížek mohou být velmi značné a dosáhnout i více než 100 % v případě, že ve výchozím stavu, t. j. při nulové vnější síle, není kov bez pnutí vnitřních podmíněných jeho genésí. Přestane-li vnější síla působit, deformace jí vyvolaná vymizí. Překročí-li napjatost mřížky, vyvolaná vnější silou, určitou hodnotu, nastane kromě změny parametru mřížky ještě kluz bloků mřížky ve směru největšího napětí smykového v tom případě, že s tímto směrem souhlasí některá z kluzných rovin mřížky vyznačující se nejhustším obsazením atomy (ionty). Blokem je zde míněna vrstva v krystalu o tloušťce rovné řádově 10^2 až 10^3 parametru. V tomto případě je pak deformace krystalu nevratná a nevymizí, přestane-li působit vnější síla. Této deformaci říkáme trvalá či plastická. Jak je patrné, nenastává tato deformace současně ve všech krystalech, ale má charakter selektivní. Jest jasné, že při tomto selektivním charakteru trvalé deformace lze prakticky předpokládat, že mez napjatosti, při které nastanou trvalé deformace v rámci určitého krystalu, bude podstatně nižší než napjatost určená z trvalých deformací vnějšího tvaru celého tělesa podrobeného působení vnější síly. Prakticky to znamená, že kov namáháním vnějšími silami se deformuje v určitých místech svého objemu při působení sil blízkých nule, i když vnější tvar se nemění, nebo - správněji - je tato změna prakticky neměřitelná.

Důsledky popsaných jevů jsou následující:

Především se mění energetický stav krystalů a vnitřní obsah energie stoupá. Část zmařené vnější práce se současně mění v teplo zvyšující teplotu tvářeného objemu. Dále se mění energetické poměry na hranicích krystalů zrn. Vnitřní napjatost stoupá, a to nejen makroskopicky, ale i v rámci mřížky samotné. Odpor proti přetvoření stoupá, t. j. nastává zpevnění materiálu za současného vyčerpávání přetvárné schopnosti daného kovu, nebo slitiny. To má za následek, že při tvarování za studena nelze udělit objemu tvářeného kovu libovolný tvar, ale jen tvar nevyžadující plné vyčerpání přetvárné schopnosti uvažovaného kovu nebo slitiny.

Nehomogenitu vnitřního stavu působí též skutečnost, že přenos vnějších sil do nitra tvářeného objemu nelze uskutečnit bezprostředně, ale pouze prostřednictvím vnějších vrstev. Dále to bude též tření mezi tvářeným kovem a zprostředkujícím článkem, nástrojem, kterým působení vnější síly uskutečňujeme. Konečně pak to bude též přetvárná rychlost. Vliv rychlosti možno prozatím vynechat, neboť rychlost šíření deformace je podle dnešních našich znalostí rovna rychlosti zvuku, tedy řádově daleko vyšší než rychlosti při tváření skutečně se vyskytující.

Po tváření kovu za studena tedy získáme přetvořený objem, jehož vlastnosti budou

dány vcelku stupněm přetvoření, avšak nebudou v průřezu tohoto objemu homogenní, při čemž rozdíly mohou dosáhnout až 100 i více procent. Kromě toho bude přetvárná schopnost vyčerpána u určitých částí objemu do té míry, že další tváření těchto oblastí by znamenalo porušení souvislosti, a tím zničení tvářeného kovu.

Aby bylo možno dosáhnout požadovaného přetvoření, musíme znát pochody, kterými lze navrátit kovu přetvárnou schopnost a kterými lze docílit co největší homogenizace vnitřního stavu.

Prakticky se omezíme na krátkodobé pochody. Je to především ohřev na vyšší teploty, při kterých v důsledku vyšší pohyblivosti atomů (iontů) v mřížce nastává návrat do původního stavu rychleji. Návratem do původního stavu zde ovšem míníme především návrat přetvárné schopnosti.

Podle výše teploty nastane nejdříve vyrovnání deformací mřížek. Tento proces nazýváme zotavováním. Poté, při vyšších teplotách, nastává vyrovnávání dislokací a tvorba nových, v rovnovážném stavu se nacházejících krystalů. Tato druhá část procesu návratu se nazývá rekristalizací. Přitom za určitých předpokladů daných především stupněm přetvoření, nastává pohlcování některých deformovaných krystalů jinými, t. j. dochází k vytvoření jedinců větších. Růst krystalů (zrn) nastane pak jen tehdy, jsou-li uvnitř deformovaných krystalů a zejména na jejich hranicích vytvořeny takové energetické podmínky, které umožní rekristalizaci v nové mřížce zaujímající objem několika krystalů bývalých. Nutno však připomenout, že tímto pochodem nejsou odstraněna krystalizační centra původních krystalů a zároveň, že mřížka nového krystalu není zcela homogenní svou orientací. Důkazem toho je především skutečnost, že po překristalizaci se vytvoří opět krystaly menší, shodné prakticky s krystaly původními.

Redukce, při kterých vzniknou optimální podmínky pro růst zrna při následném ohřevu nazýváme kritickými. Velikost redukce se udává obecně procenty změny průřezu ve směru tváření u pochodů, kterými je materiál prodlužován (kování, válcování, tažení), nebo změnou výšky (při přetváření tlakem). Tento způsob určení redukce, obvykle v procentech původního průřezu nebo výšky, není zcela přesný a vcelku nám neříká mnoho o stavu napjatosti a energetickém stavu jednotlivých míst uvažovaného objemu materiálu. Bylo by rozhodně správnější volit za měřítko přetvoření stupeň zpevnění, vyjádřený na př. zvýšením tvrdosti (HB, HV). I když tento způsob je pro praktické účely značně pracovní, měl by být při porovnávání laboratorním vždy prováděn přednostně. To je důležité zejména v těch případech, kdy není možno použít jednoduchého přepočtu redukce (na př. při protlačování) nebo v těch místech tvářeného objemu, které se do jisté míry vymykají početnému vyjádření redukce vůbec.

3. Rekristalizace a návrat původních vlastností žháním.

Tvářením získáme z výchozího polotovaru výrobek, který nabyl jistého tvaru, avšak nikoliv tvar konečný a tento - můžeme-li tak říci - meziproduct je nutno uvést do stavu, ve kterém bude schopen dalšího přetváření. Tento meziproduct není však homogenní a jednotlivá místa jeho objemu jsou v různém stavu přetvoření.

Abychom mohli posoudit vlivy ohřevu na tento nehomogenní meziproduct, nutno určit některé hodnoty.

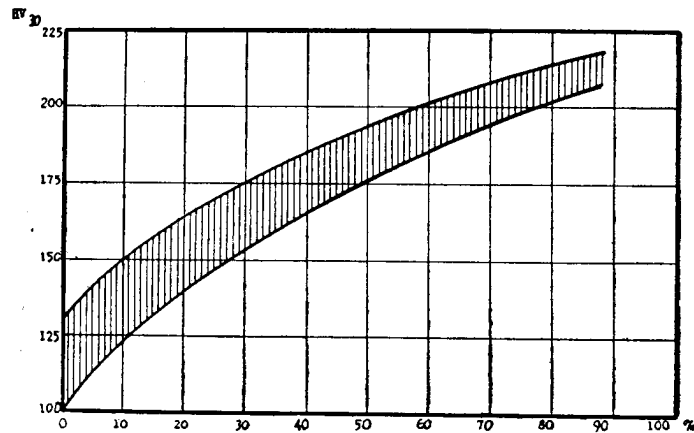
Především to bude křivka zpevnění. V naší práci byly hodnoceny dvě oceli, a to se jmenovitým obsahem uhlíku 0,06 % a 0,15 %. Obsah uhlíku, jak jsme uvedli již výše, se pohyboval mezi 0,05 a 0,20 %. Poněvadž měl být též posouzen vliv výchozího stavu, byly určeny křivky zpevnění pro následující alternativy výchozího tepelného zpracování: u materiálu s 0,06 % C to bylo normalizační žhání (920 + 10 °C s výdrží 45 min.), normalizační žhání s rychlejším následným ochlazením v proudu vzduchu, měkké žhání

(při 690 °C s výdrží 5 hodin) a zušlechtní, sestávající z kalení do vody (z teploty 920 + 10 °C/30 min.) a popuštění na teplotu 590 °C s výdrží 30 min.

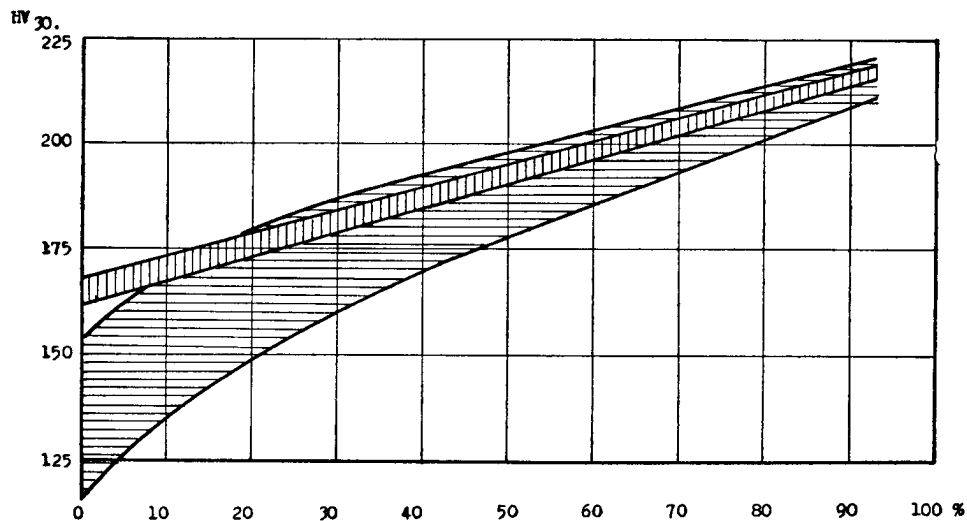
U materiálu s 0,15 % C to bylo normalisační žhání 900° + 10 °C s výdrží 45 min. a měkké žhání při teplotě 690 °C s výdrží 5 hodin.

Křivky zpevnění byly určovány na páslech válcovaných za studena, při čemž stupeň přetvoření byl určen zmenšením původního průřezu pasu ve směru válcování v %.

Křivky pro ocel 0,06 % C jsou na diagramu 1, pro ocel s 0,15 % C na diagramu 2.



Obr. 1.



Obr. 2.

Jak je z diagramů patrné, je průběh zpevnění v závislosti na stupni redukce zhruba shodný, avšak křivky pro jednotlivé druhy tepelného zpracování jsou proti sobě posunuty.

V diagramu 1 je uvedeno pole omezené nahoře křivkou zpevnění normalisačně žháné oceli a dole křivkou měkce žháné oceli.

Křivka pro zušlechťenou ocel je prakticky ekvidistantní s oběma a leží uvnitř tohoto pole, blíže k dolní mezi.

Pro stav normalisačně žíhaný s rychlejším ochlazením platí prakticky křivka horní.

V diagramu 2 je stejné pole omezené křivkami pro zpevnění oceli normalisačně žíhané, měkce žíhané a oceli v dodaném stavu. Tato poslední je vlastně posunutou křivkou dolní meze, neboť struktura oceli vykazuje stopy měkkého žíhání bez úplné sferoidisace cementitu a ocel po tepelném zpracování byla za studena převálcována.

Porovnáme-li oba diagramy, vidíme, že počáteční tvrdosti jsou dosti odlišné, kdežto konečné tvrdosti se prakticky shodují. Lze předpokládat, že tato skutečnost je podmíněna růzností obsahu uhlíku, jehož vliv je vyšší při feritu nepřetvářeném, kdežto při vyšších obsahách uhlíku by byl jeho vliv patrný i u vyšších redukci.

Z těchto diagramů je dále patrné, že rozdíl mezi různým tepelným zpracováním při vyšších redukci se zmenšuje, avšak s hlediska zpevnění je měkké žíhání výhodnější, t. j. stejné zpevnění nastane při vyšších redukci.

Zpevnění samo dosahuje 100% výchozí hodnoty, po případě o něco výše, t. j. tvrdost se zvyšuje při tváření za studena na dvojnásobek.

K určení tepelného zpracování, kterým znovu získáme tvářecí schopnost, musíme se blíže zabývat pochody, které se odehrávají v materiálu při ohřevu po tváření za studena. Jedná se zde o zotavování a rekrystalisaci, při čemž zotavování se omezuje pouze na nápravu dislokace v původních mřížkách, kdežto rekrystalisaci se vytváří nové krystaly stejné mřížky. Rekrystalisace je pak doprovázena za určitých okolností růstem zrna. U uvažovaných ocelí růst nastává u krystalů (zrn) základní feritové hmoty.

Teplota rekrystalisace je závislá na řadě činitelů, z nichž můžeme vytknout dva hlavní. Je to především stupeň tváření a za druhé výchozí tepelné zpracování.

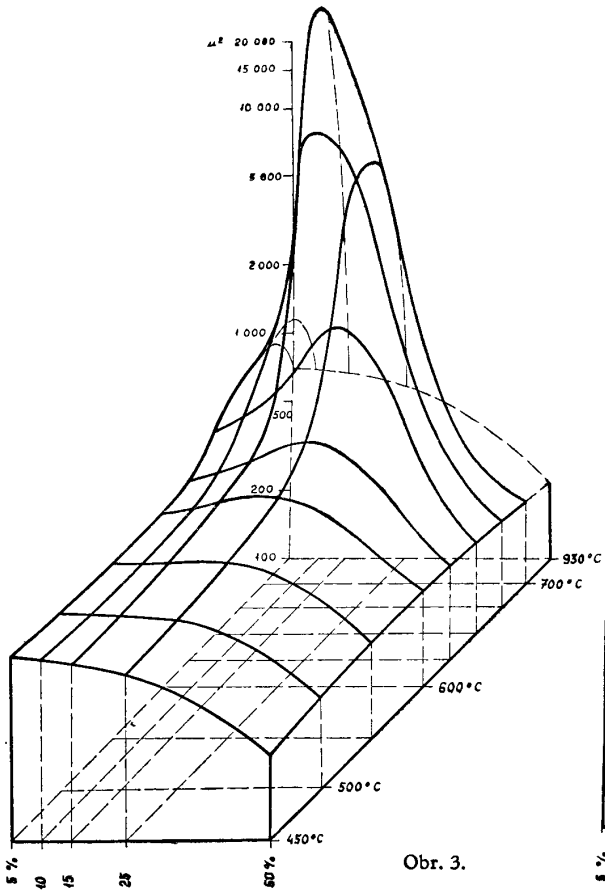
Protože lze říci, že rekrystalisace je podmíněna ohřevem oceli v energeticky nerovnovázném stavu s porušenými mřížkami, je možno předpokládat, že bude nejvýhodnější tváření oceli, která ve výchozím stavu bude co nejbližší energetické rovnováhy. V takovém stavu se pak nachází ocel, která byla dlouhodobě žíhána těsně pod A_{c1} , tedy při teplotách do 700 °C. To však je ocel měkce žíhaná. Jak vidíme dále, byl tento předpoklad potvrzen jen částečně a není vyloučeno, že zde působí i další vlivy, které zatím nebyly postíženy.

K posouzení chování obou sledovaných ocelí při rekrystalisaci a pro určení prahu rekrystalisace byly z obou ocelí připraveny válcováním vzorky výše uvedeného výchozího tepelného zpracování, a to s redukci 5, 10, 15, 25 a 50 %. Takto připravené vzorky byly podrobeny žíhání při teplotách 450 až 700 °C a též normalisačně žíhány. Kromě vlivu teploty byl sledován též vliv prodlevy na teplotě, a to pro časy 15, 30, 45 a 60 min.

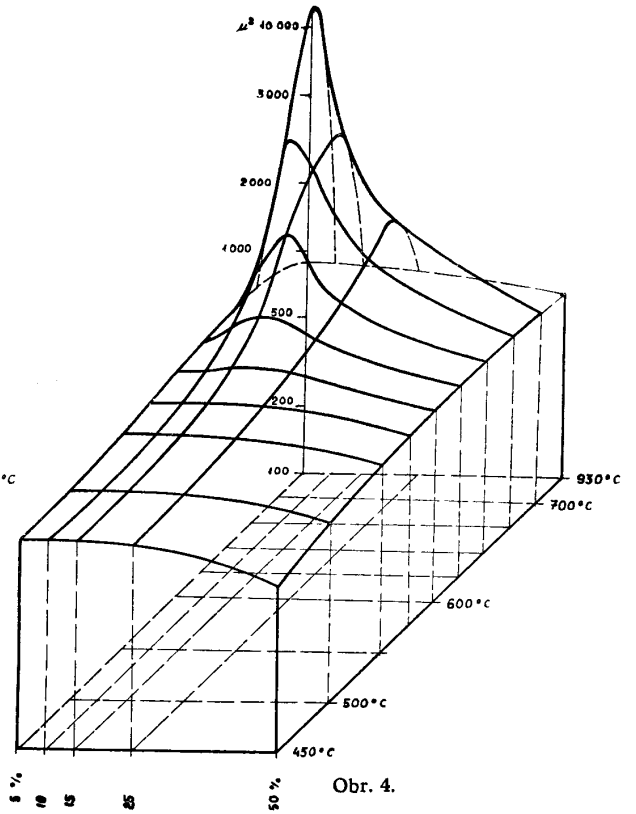
Vliv žíhání byl sledován jednak určováním velikosti zrna, jednak změnami tvrdosti a konečně též mikroröntgenograficky. Získané výsledky byly zpracovány a graficky vyrovnány. Z takto upravených hodnot pak byly sestrojeny prostorové diagramy rekrystalisace pro jednotlivé výchozí stavy a pro sledované parametry, t. j. velikost zrna a změnu tvrdosti. Mikroröntgenogramy byly použity pouze pro kontrolu výsledků obou ostatních metod, neboť jejich vyhodnocení je dosti obtížné a registrační mikrofotometr nebyl k dispozici.

Na obrázcích č. 3, 4, 5 a 6 jsou prostorové diagramy rekrystalisace oceli s obsahem 0,06 % C pro růst zrna, na obrázcích 7, 8, 9 a 10 pak prostorové diagramy pro tutéž ocel a stejné výchozí stavy pro změnu tvrdosti. Z diagramů změn velikosti zrna (jejich růstu) byly dále určeny stupně kritického tváření, které číselně jsou 9–15 %. Kromě těchto diagramů, z nichž diagramy růstu zrna jsou celkem běžné, byly určeny křivky prahu rekrystalisace pro změnu velikosti zrna a změnu tvrdosti a kromě toho byly určeny též

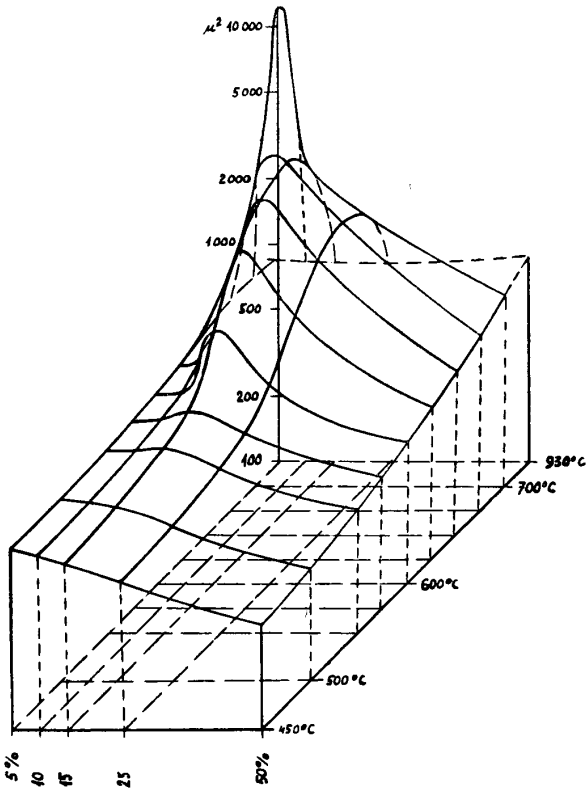
69



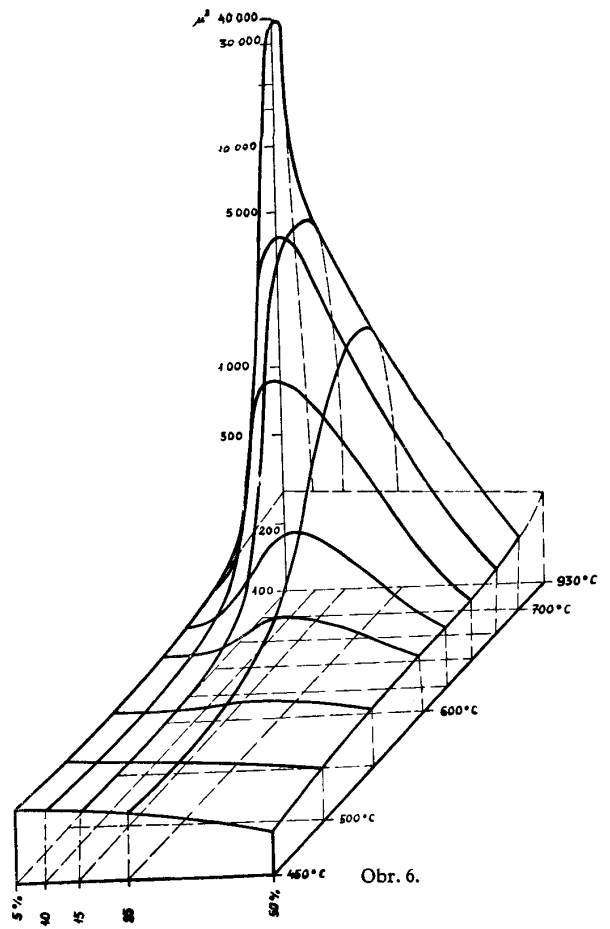
Obr. 3.



Obr. 4.

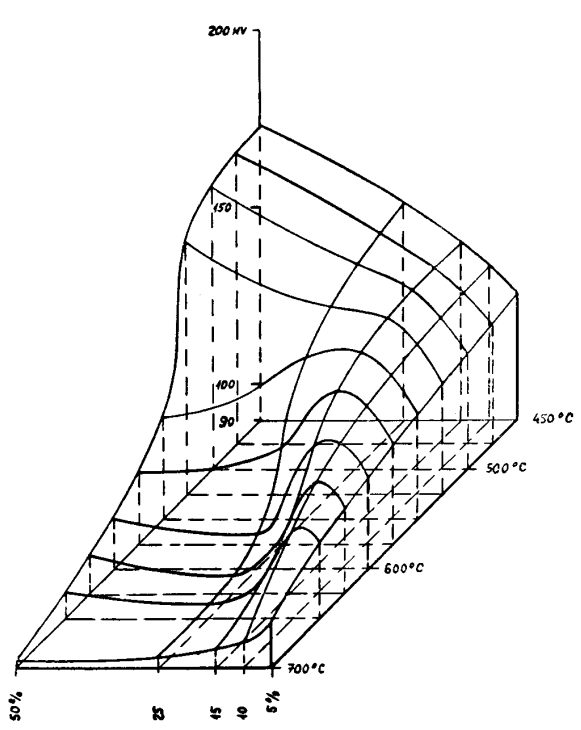


Obr. 5.

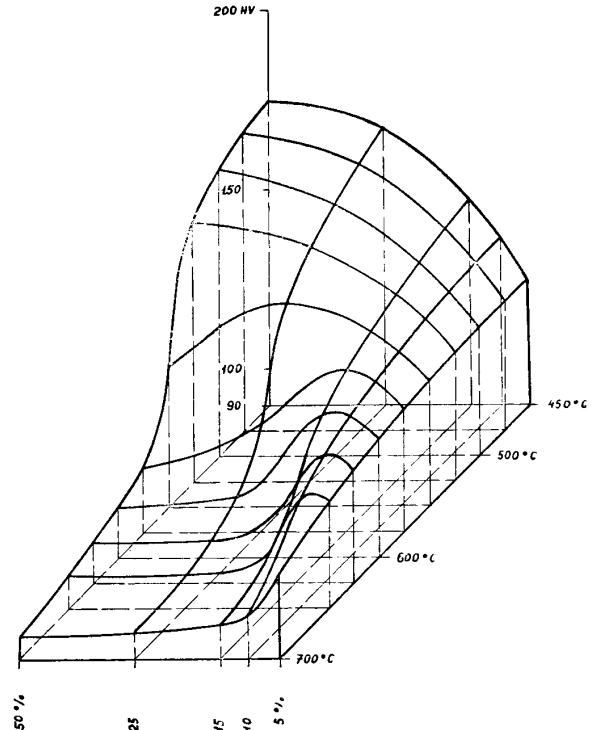


Obr. 6.

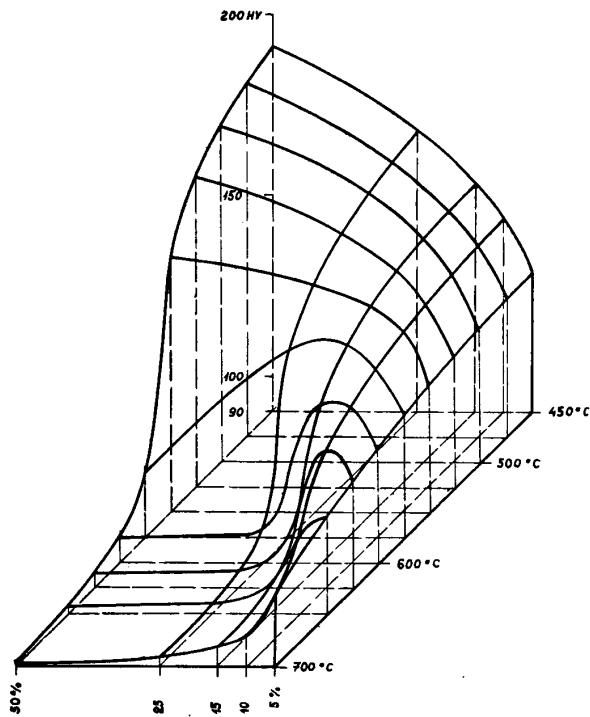
62



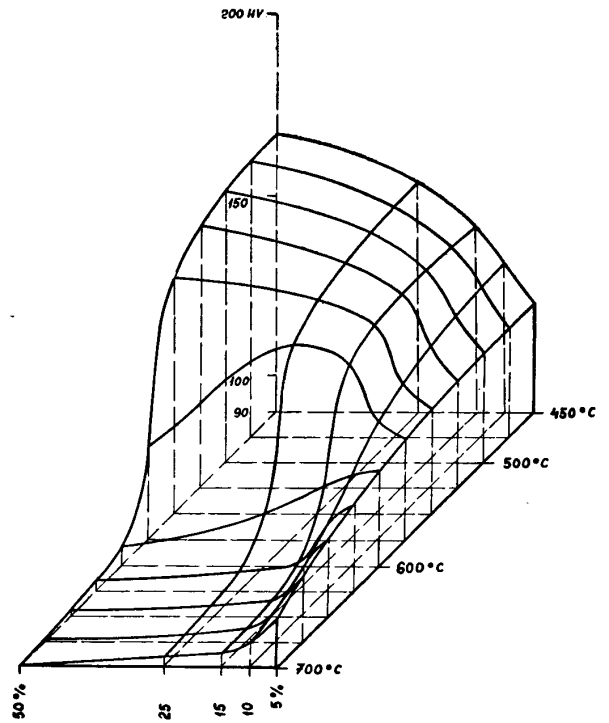
Obr. 7.



Obr. 8.



Obr. 9.



Obr. 10.

křivky konce změny tvrdosti. Diagramy těchto křivek jsou na obr. č. 11, 12, 13 a 14 pro prah změny velikosti zrna a v obr. č. 15, 16, 17 a 18 pro změny tvrdosti.

Oba druhy křivek se liší prakticky v tom, že křivky počátku změny velikosti zrna leží níže, t. j. tyto změny nastávají při nižších teplotách a jejich průběh je odlišný tím, že zatím co počátek změny velikosti zrn je téměř lineárně závislý na stupni redukce a stále klesá, je průběh počátku změny tvrdosti zakřiven a pro vyšší redukce se křivka asymptoticky blíží určité teplotě. Lze předpokládat, že tato skutečnost je podmíněna nehomogenitou mřížky při rekrystalisaci vznikajících nových krystalů a tím podmíněného stavu vnitřní napjatosti, působícího, že takto vytvořené krystaly jsou tvrdší a teprve při vyšší teplotě nastane vyrovnání a tím pokles tvrdosti.

Současně se při stoupající redukci zmenšuje interval teplot, mezi nimiž proběhne změna tvrdosti. To jen podporuje výše uvedený předpoklad, neboť tyto krystaly budou více vzdáleny od energeticky rovnovážného stavu, čímž budou vytvořeny příznivější podmínky pro změny tvrdosti, které pak proběhnou při nižších teplotách.

Pro ocel s obsahem uhlíku 0,15 % byly pak určeny diagramy a křivky analogické.

Aby bylo možno posoudit platnost těchto diagramů a křivek, resp. změn tvrdosti a změn velikosti zrna na skutečných výrobcích, bylo sledováno chování výtazků při žihání na teplotách 450, 530 a 620 °C s prodlevou 30 min. Změny byly sledovány na radiálních řezech. Protože se jedná o výtazky různě přetvořené ve svém objemu, bylo nutno určit průběh tvrdosti a oblasti stejné tvrdosti na těchto řezech. Za tím účelem byla na upravené ploše řezu určována tvrdost podle Vickerse, a to v případech oceli s 0,06 % C při zatížení 30 kg a u oceli s 0,15 % C při zatížení 5 kg. Tvrdost byla určována v pravouhlé síti s roztečí 1, resp. 0,5 mm pro základní diagramy isodur.

K určování tvrdosti bylo použito souřadnicového stolku konstruovaného k těmto účelům (obr. 19) ve spojení s tvrdoměrem TP (obr. 20). Síť vtisků na výtazcích obou typů je vidět na snímcích v obr. 21. a 22.

Pro další diagramy isodur po tepelném zpracování byla volena síť řidší.

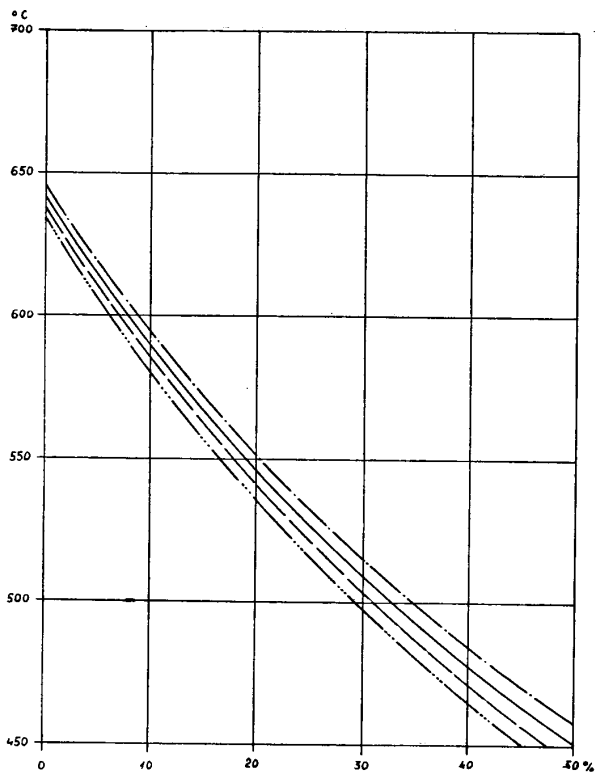
Síť byla vždy uvedena v geometrickou souvislost s vnějším obrysem řezu. Číselné výsledky byly jako kotované body vyneseny na zvětšený obraz řezu a body stejné tvrdosti byly spojeny čarami. Při prokládání těchto čar stejné tvrdosti, t. j. isodur, bylo současně provedeno grafické vyrovnání. Isodury byly zakresleny pro rozdíly deseti čísel podle Vickerse. Základní diagram těchto isodur pro jeden výtazek z oceli s 0,15 % C tepelně nezpracovaný, je vidět na obr. 23. Po žihání na 450 °C s výdrží 30 min. je diagram isodur na dalším obr. 24, po žihání na 530 °C se stejnou výdrží na obr. 25 a po žihání na 620 °C s výdrží 30 min. na obr. 26. Jak je vidět, nenastane ani po tomto žihání vyrovnání tvrdosti v celém objemu výtazku. Vyjdeme-li z křivky zpevňování, můžeme v každém bodě výtazku určit stupeň přetvoření a současně kontrolovat, zda změna tvrdosti vyvolaná žiháním souhlasí s dříve určenými diagramy.

Tento souhlas je velmi dobrý. Další kontrola spočívá v tom, že byla určena pole příslušná zpevněním kritickému stupni tváření a kontrolován růst zrna. I v tomto případě je souhlas velmi dobrý.

Zcela analogicky bylo postupováno i u oceli s 0,06 % C. Výsledky jsou prakticky stejné.

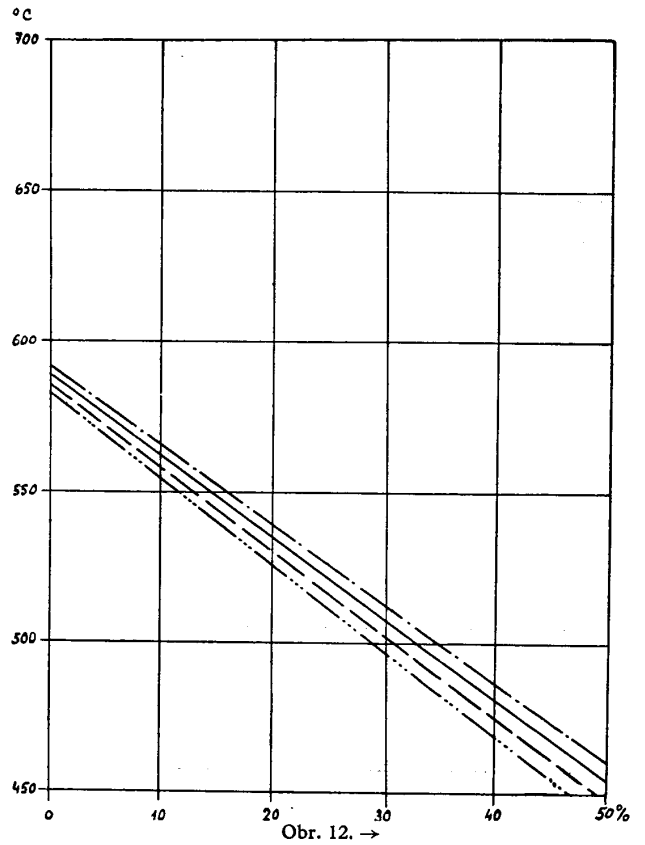
Na základě těchto experimentálních výsledků možno přikročit k úvaze o nejnvhodnějším výchozím tepelném zpracování. Prozatím jsme uvedli, že by to mělo být měkké žihání, které dodává oceli největší přetvárnou schopnost a současně dovoluje vyšší stupně přetvoření. Zkoumáme-li tento závěr ve světle získaných výsledků, dospíváme k určitému rozporu danému tím, že maximální růst zrna u oceli s 0,06 % C nastane v zušlechťeném stavu, kdy dostáváme po rekrystalisačním žihání zrna velikosti až sto tisíc mikronů čtve-

Material. Spornik - 5

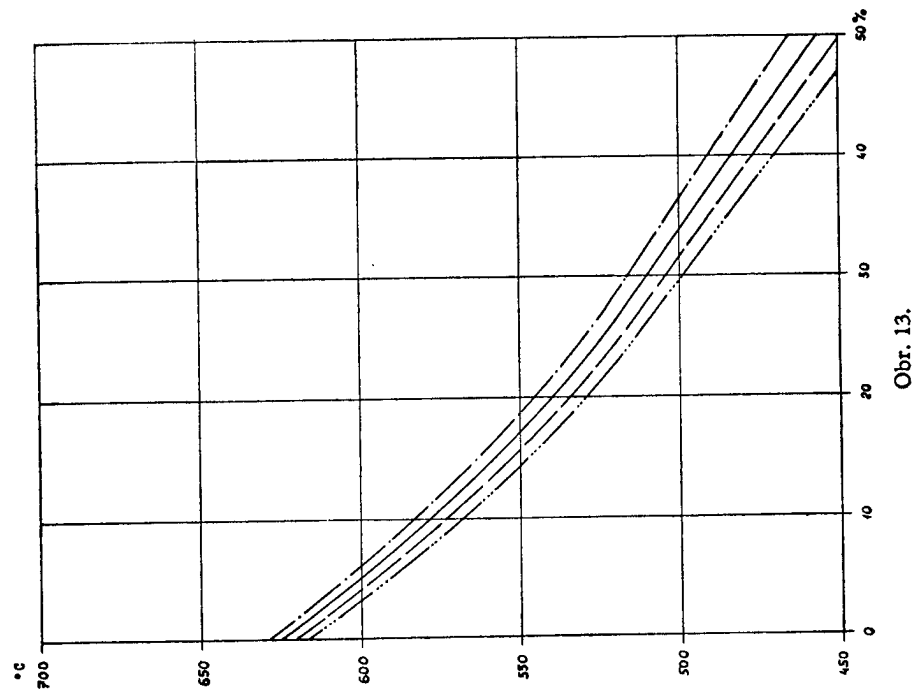
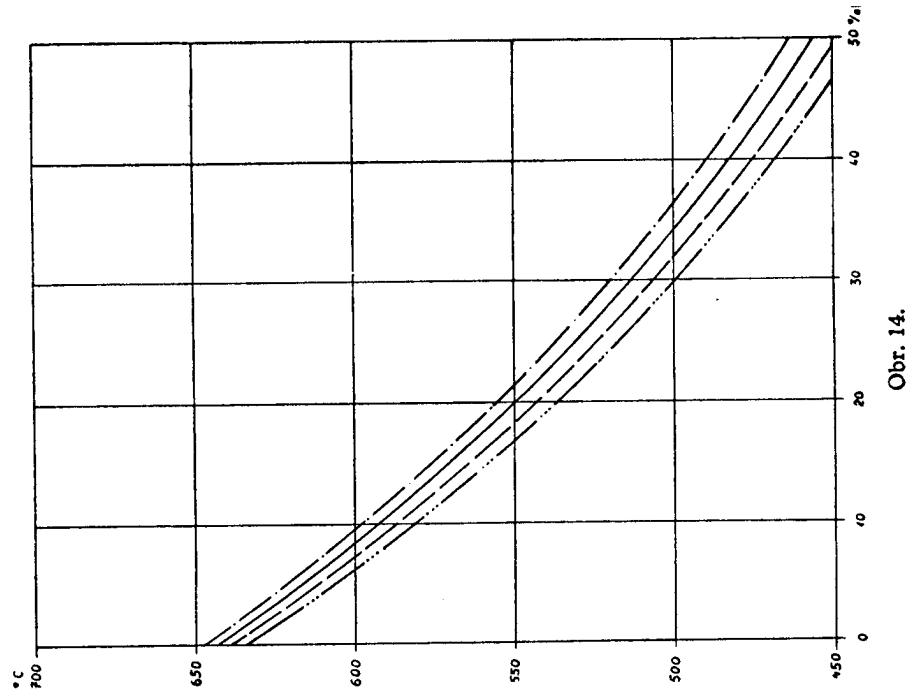


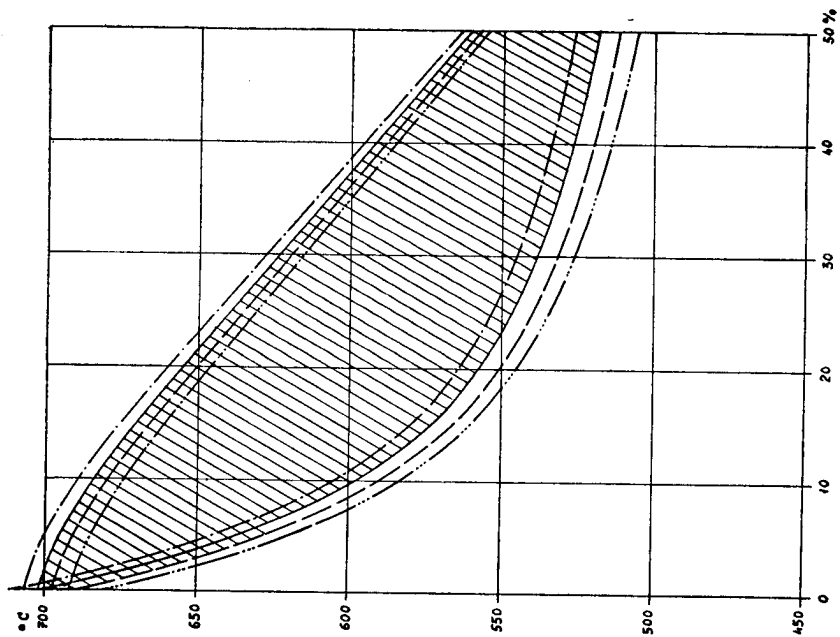
Obr. 11.

65

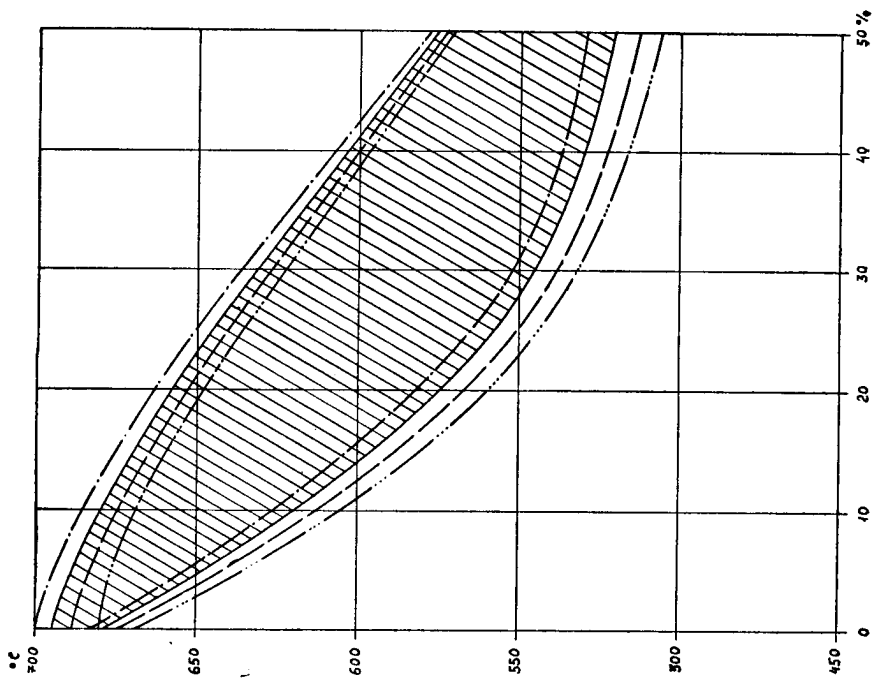


Obr. 12. →

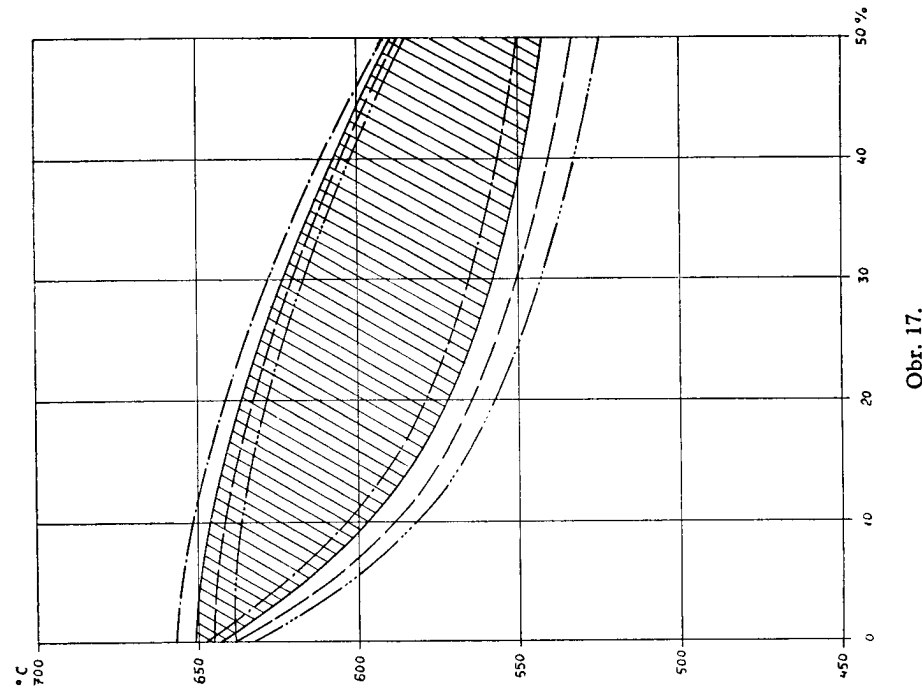
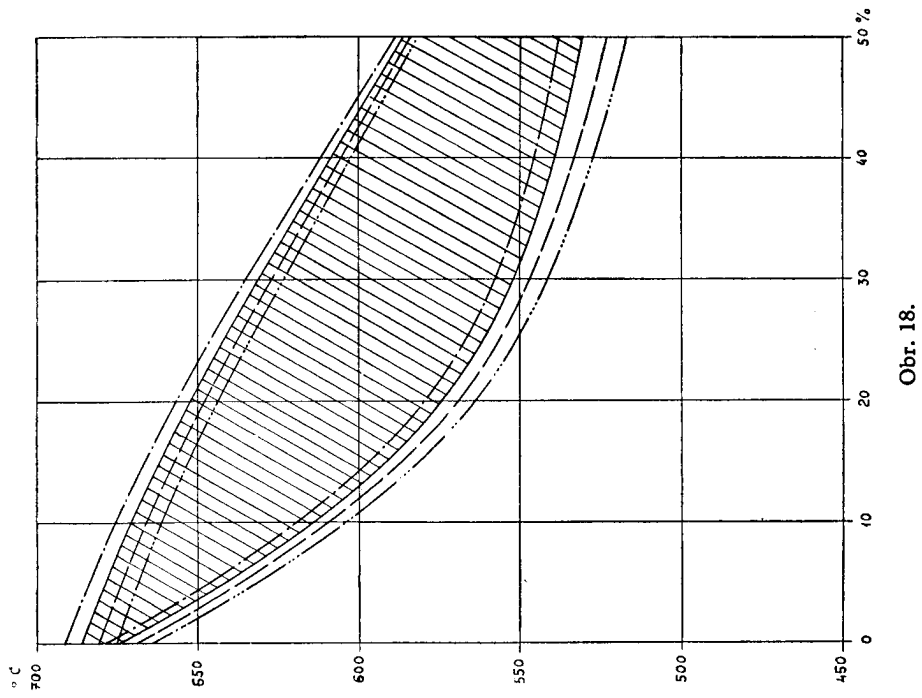




Obr. 16.

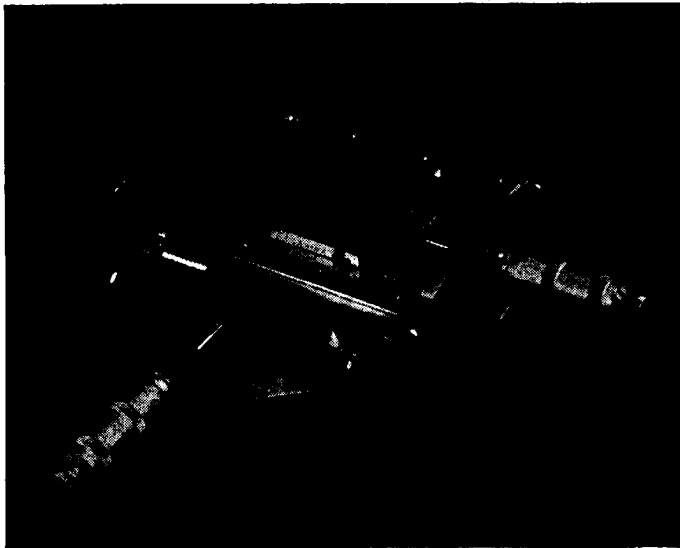


Obr. 15.



rečních. Pak následuje ocel normalisačně žíhaná s rychlým ochlazením v proudu vzduchu (velikost zrn kolem $45\ 000\ \mu^2$); třetí v pořadí je normalisace normální se zrny asi $25\ 000\ \mu^2$ a čtvrtá, měkké žíhání se zrny kolem $20\ 000\ \mu^2$.

Toto pořadí jednoznačně vyhovuje výše uvedenému předpokladu. U oceli s 0,15 % C však toto pořadí je jiné, t. j. nastal tam větší růst u výchozího stavu měkce žíhaného než u oceli normalisované. Jisté vysvětlení by mohlo být v tom, že rozdíl mezi růstem zrna u normalisačně žíhané oceli a oceli měkce žíhané je poměrně malý, takže při účinku nahodilých vedlejších vlivů může být pořadí opačné.

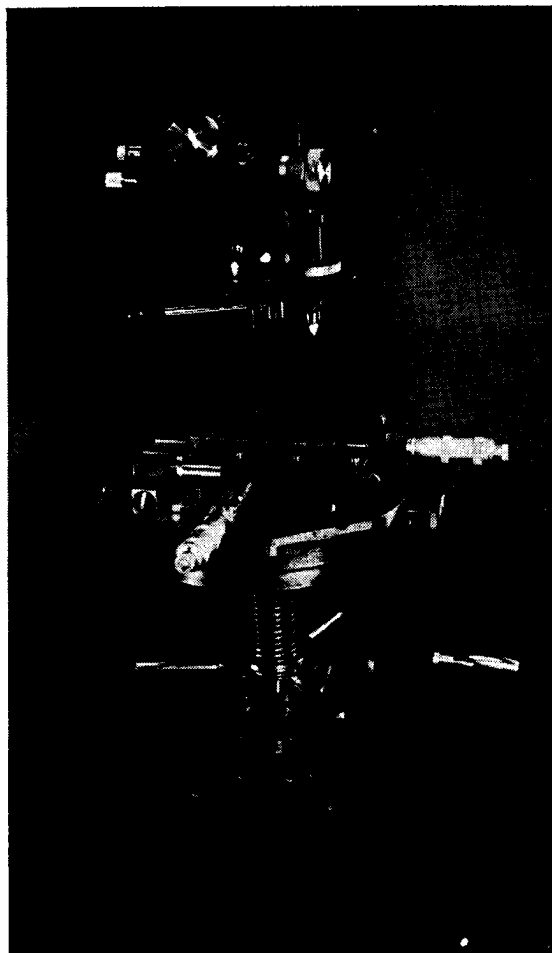


Obr. 19.

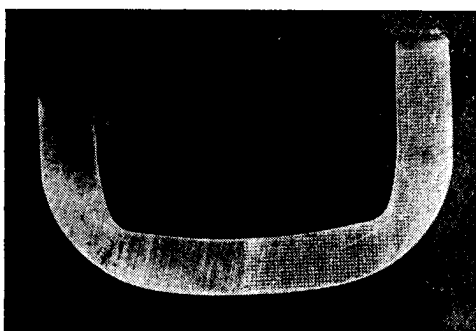
Další vysvětlení by mohlo být v provedeném tepelném zpracování, ačkoliv metalograficky jsou struktury v obou případech normální. Není však vyloučeno, že zde spolupůsobí okolnost, že měkkému žíhání byla ocel podrobena po určitém tváření za studena a nikoliv po normalisaci. To by znamenalo, že i po provedeném měkkém žíhání byl energetický stav nerovnovážený, a to ve větší míře než u oceli normalisované. Toto platí i pro ocel s nižším obsahem uhlíku ve stavu zušlechťeném. Takto by byl zmíněný rozpor vysvětlen a odstraněn.

Pro posouzení vhodného výchozího tepelného zpracování je však nutno určit ještě jeden činitel, a to je stárnutí oceli. V tomto případě se ukázalo u oceli s nižším obsahem uhlíku, že je výhodnější zušlechťení. V tomto případě je možno fáze podmiňující vznik stárnutí včetně terciárního cementitu uchovat v tuhém roztoku ve větší míře, než je tomu po měkkém žíhání.

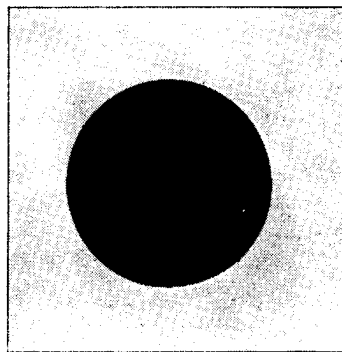
Důležitá je zde teplota popouštěcí, která má být asi $650\ ^\circ\text{C}$. Při vyšších teplotách popouštěcích nedává zušlechťování již jednoznačné výsledky v tomto směru. Otázka je řešena samostatně a není předmětem naší práce.



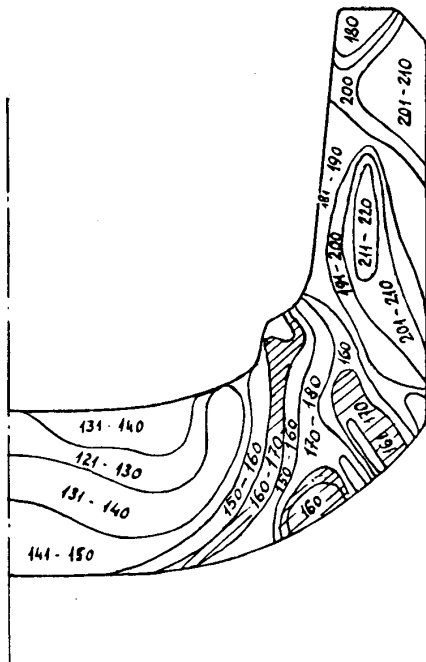
Obr. 20.



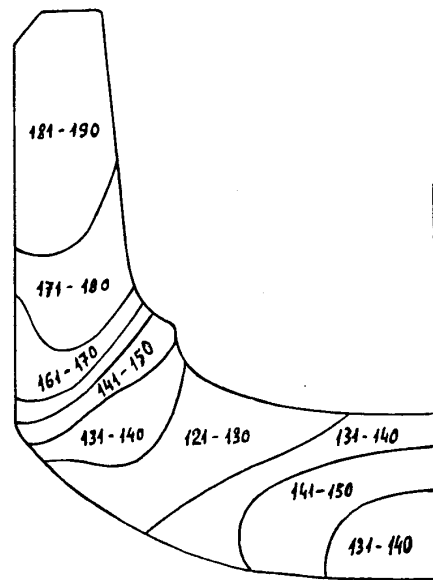
Obr. 21.



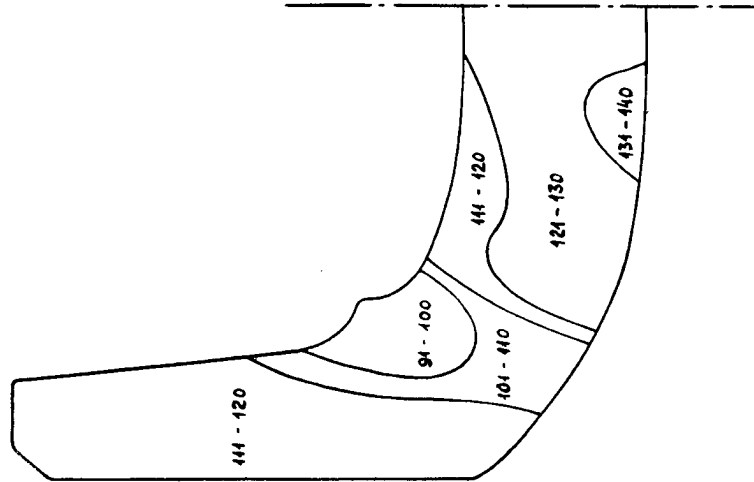
Obr. 22.



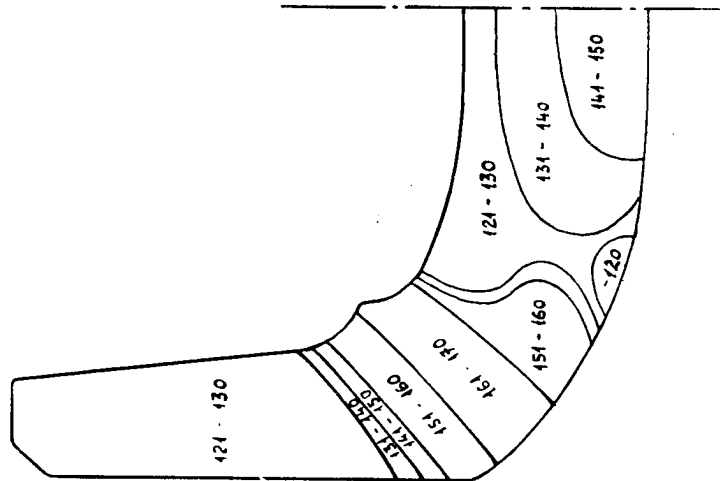
Obr. 23.



Obr. 24.



Obr. 26.



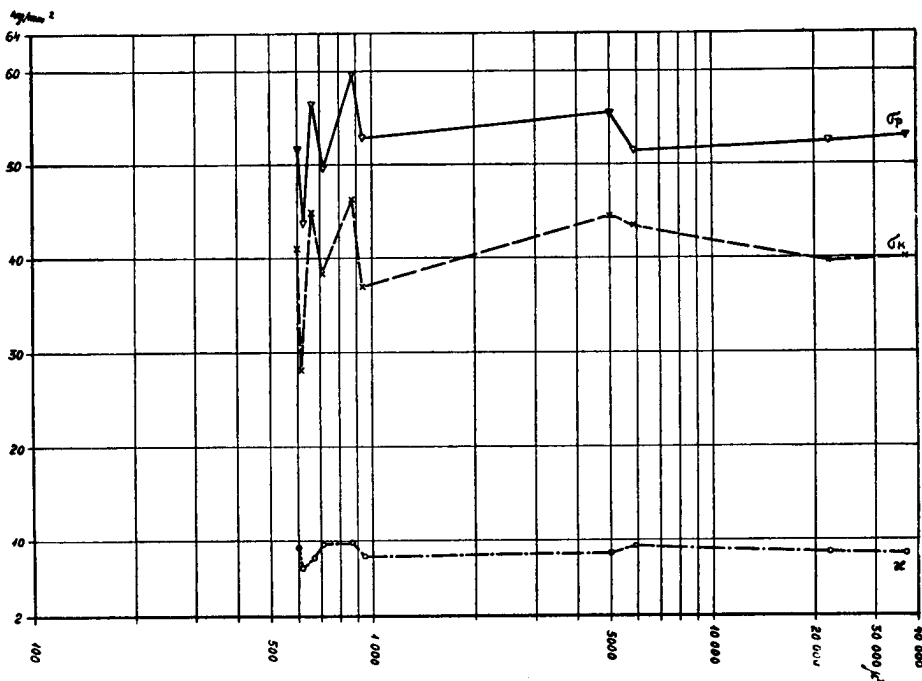
Obr. 25.

4. Mezioperační tepelné zpracování.

Mezioperační tepelné zpracování je mimo požadavek návratu přetvárné schopnosti vázáno ještě na požadavky určitých mechanických vlastností konečného výrobku a určité maximální velikosti zrna v konečném výrobku.

Požadavek první je poměrně snadno splnitelný, poněvadž je závislý pouze na stupni redukce po posledním tepelném zpracování.

Požadavek druhý je závažnější a jeho splnění je méně jednoduché.



Obr. 27.

Byl zkoumán vliv velikosti zrna na mechan. vlastnosti obou zkoumaných ocelí po přetvoření 25 % a 50 %, aby mohla být posouzena důležitost požadavku určité velikosti zrna. Ukázalo se však, že staticky určené mechan. vlastnosti se prakticky nemění s velikostí zrna. Dynamické vlastnosti nebylo možno zkoušet pro příliš malé rozměry zkušebních těles. Lze však předpokládat, že v tomto případě určitý vliv se projeví. Lze proto pokládat požadavek maximální velikosti zrna za oprávněný aspoň do jisté míry.

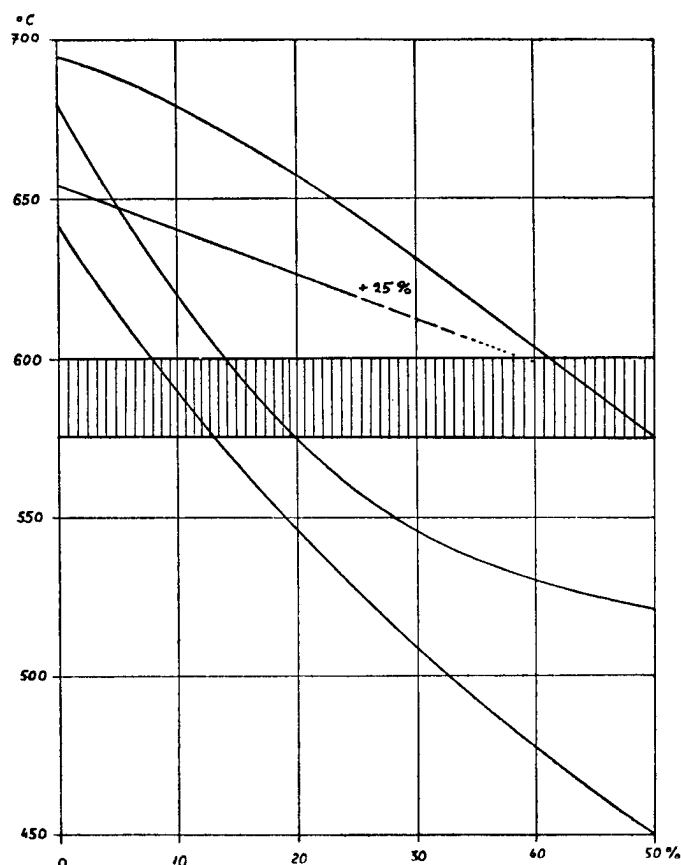
Vliv velikosti zrna na mech. vlastnosti je na tab. v obr. 27.

Naším úkolem tedy bylo určit takové mezioperační tepelné zpracování, které by zaručilo návrat přetvárné schopnosti při současném zajištění minimálního růstu zrna.

K tomuto účelu byly nakresleny diagramy, obsahující křivky počátku a konce změny tvrdosti, křivku počátku růstu zrna a křivku vzrůstu zrna o 25 %. V tomto diagramu byly určeny meze tepelného zpracování. Maximální teplota je s ohledem na růst zrna prakticky nezávislá na výchozím tepelném zpracování a její maximum pro růst zrn nejvýše o cca 15 % je pro ocel s 0,06 % C 600 °C a pro ocel s 0,15 % C asi 610 °C. Dolní mez je odvo-

zena z požadavku co největšího návratu přetvarné schopnosti. V tomto směru je nejdůležitějším poznatkem skutečnost, že pokles tvrdosti u vyšších redukci je podstatně rychlejší než u redukci malých. Z diagramu změn tvrdosti vyplývá, že návrat přetvarné schopnosti nastane u oceli s 0,06 % C při teplotě asi 575 — 586 °C. Zakreslíme-li si obě tyto meze do výše uvedeného diagramu, můžeme si zhodnotit vliv žíhání. Diagram je na obr. č. 28.

Jak je patrné, nastane pro spodní mez pokles tvrdosti od redukce asi 20 % a bude ukončen pro redukce vyšší než 50 %. Pro horní mez nastane pokles tvrdosti od redukce asi 14 % a bude ukončen pro redukce nad 40 %.

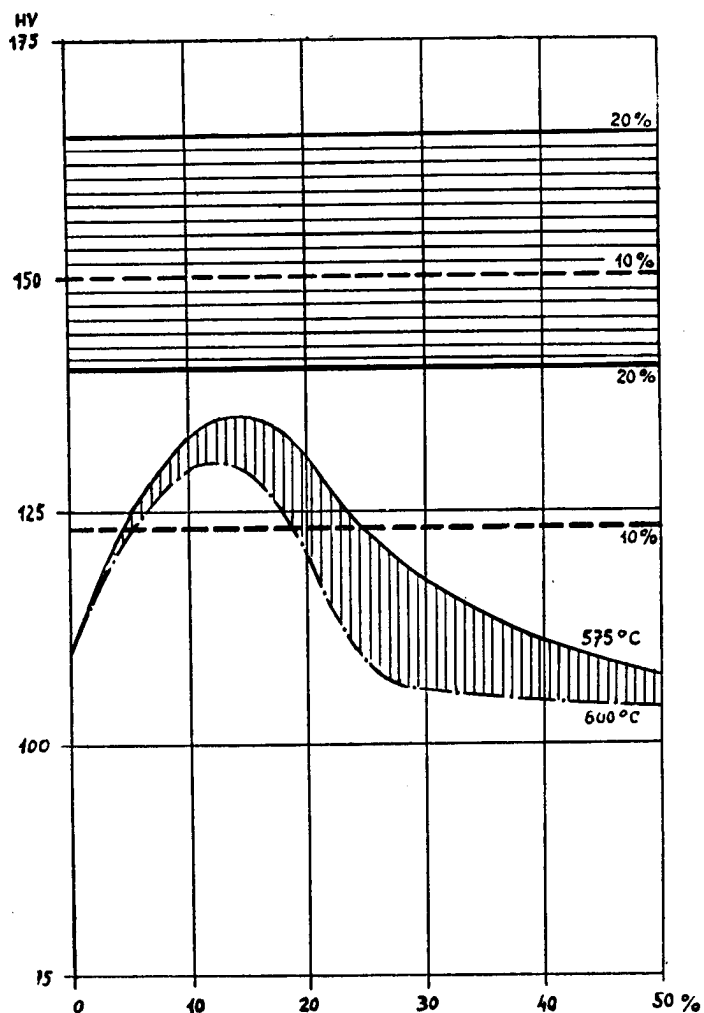


Obr. 28.

Abychom si mohli určit efektivní pokles tvrdosti, nakreslíme si ještě diagram isothermálních řezů prostorovými diagramy změn tvrdosti. Vidíme ho na obr. 29. Jak je patrné, úplný návrat tvrdosti nenastane ani v jednom případě. Nejmenší změny nastanou v oboru kritického tváření. Tato skutečnost byla již dříve vytčena. V tomto diagramu jsou současně zakresleny pásy určující pro různé výchozí tepelné zpracování obor tvrdostí. Jak je v diagramu vidět, bude po navrženém tepelném mezioperačním zpracování maximální tvrdost příslušná redukci asi 13 %, t. j. kritickému stupni tváření. Tato redukce je již poměrně malá a v další operaci lze redukovat dále v dostatečné míře.

Zcela podobná je situace u oceli s 0,15 % C, pouze s tím rozdílem, že meze jsou poněkud širší jak ve směru nahoru, tak i dolů. Zde můžeme počítat s tím, že vyšší obsah uhlíku je současně činitelem zmenšujícím velikost růstu zrna.

Zvolené teploty současně jsou dostatečně nízké, aby se na povrchu zpracovaného výrobku netvořily oxidy a není nutné je odstraňovat.



Obr. 29.

Mělo-li by dojít při mezioperačním tepel. zpracování k úplnému návratu přetvárné schopnosti a současně zrušen růst zrna při rekrystalisaci proběhlý, bylo by nutno součásti podrobit normalisačnímu žhání. V tomto případě se zruší vliv předchozího tváření a zrna, která se zvětšila při předchozím rekrystalisačním žhání, se opět rozpadnou a feritové zrno nabude prakticky stejné velikosti jako v původním stavu.

5. Závěr.

Z předneseného je možno vytknouti následující základní poznatky pro tváření ocelí s nízkým obsahem uhlíku za studena.

a) Nejvýhodnějším tepel. zpracováním výchozího materiálu je měkké žhání při teplotě 690 °C po dobu několika hodin. Výhodnější je delší doba.

b) Mezioperační žhání, zaručující dostatečný návrat přetvárné schopnosti musí se omezit na poměrně úzký obor teplot, který je dán u oceli s 0,06 % C rozmezím 575 až 600 °C, u oceli s 0,15 % C rozmezím 560—615 °C.

c) V případech, kdy by byl požadován úplný návrat přetvárné schopnosti, je nutné provést normalisační žhání při teplotě 920, resp. 900 °C. Teploty uvedené pod bodem b) nelze zvyšovat, neboť pak nastane nežádoucí růst zrna. Pro normalisaci jako tepelné zpracování mezioperační je nutno však vypracovati zařízení, které by umožnilo toto žhání bez vzniku oxidů na povrchu žháných výrobků. Tedy zařízení buď s neutrální atmosférou, nebo vakuové.

d) Tváření za studena u studovaných ocelí je tvářením pod teplotou asi 420 °C, což je dolní hodnota počátku rekrystalisace. S ohledem na zpevnění platí teplota vyšší, a to asi 500 °C. Tyto teploty budou mít značnou důležitost u součástí vyráběných protlačováním, u kterých možnost místního dosažení této teploty je možná, zejména v místech velmi silně tvářených při provádění operací na mechanickém lise.

e) Doba žhání nemá podstatný vliv a projeví se teprve při zcela kritických ohřevech, na př. indukčními metodami. Pak lze uplatnit jiný typ diagramu, který byl vypracován v zahraničí. V tomto diagramu se meze teplot určí podobně jako v našem případě, t. j. určí se křivky vymezující pro kritické stupně tváření teploty přípustného růstu zrna a určí se jejich časová závislost. Se zkracující se dobou nutná výška teploty roste.

РЕКРИСТАЛЛИЗАЦИЯ И МЕЖДУОПЕРАЦИОННАЯ ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА ПРИ ХОЛОДНОЙ ШТАМПОВКЕ МАЛОУГЛЕРОДИСТЫХ СТАЛЕЙ

Инж. Д-р Вл. Врвал

Резюме:

Статья занимается вопросами, связанными с междуоперационной термической обработкой малоуглеродистых сталей при холодной штамповке. На основе общего анализа физических явлений, протекающих в стали в процессе деформирования и на основе экспериментально определенных пространственных диаграмм изменений твердости и роста зерна в процессе отжига в зависимости от температуры и от степени обжатия (сужения) устанавливается для 2 исследуемых сталей междуоперационная термическая обработка, при которой получится достаточное восстановление пластических свойств металла без повышения роста зерна в критически деформируемых областях. Для обеих сталей с номинальными содержаниями углерода 0,06 % и 0,15 % были установлены величины критической деформации, а именно от 12 до 15 % и 11 %. Температура междуоперационного отжига для первой стали при выдержке около 30 мин. составляет 575⁰—600 °C, для второй стали 560⁰—615 °C. Действие такого отжига объяснено на изотермических сечениях пространственных диаграмм изменений твердости. Восстановление

пластических свойств происходит в сверхкритически деформированных областях. Полная гомогенизация после холодной штамповки осуществляется только путем нормализации.

REKRISTALISATION UND ZWISCHEN-WÄRMEBEHANDLUNG BEI DER KALTVERFORMUNG VON KOHLENSTOFFARMEN STÄHLEN

Ing. Dr. Vrzal

Der Artikel behandelt Probleme, welche mit der Zwischen-Wärmebehandlung von kohlenstoffarmen Stählen bei der Kaltverformung in Zusammenhang stehen. Auf Grund einer allgemeinen Analyse der physikalischen Vorgänge, die sich im Stahl bei der Verformung abspielen, und auf Grund experimentell gewonnener Raumdiagramme der Härteänderung und des Kornwachstums beim Glühen (in Abhängigkeit von der Temperatur und der Reduktion) wurde bei zwei untersuchten Stählen jene Zwischenwärmebehandlung ermittelt, welche eine genügende Erneuerung der Bildsamkeit des Stahles herbeiführt, ohne dass in den kritisch umgeformten Bereichen ein übermässiges Anwachsen des Kornes eintritt. Für die beiden Stähle, von denen der eine nominell einen Kohlenstoffgehalt von 0,06 %, der andere einen solchen von 0,15 % hatte, wurde der kritische Umformungsgrad zu 12—15 % bzw. 11 % ermittelt. Beim erstgenannten Stahl beträgt die Glühetemperatur zwischen den Operationen bei einer Glühdauer von 30 Minuten 575 bis 600 °C, beim zweiten 560 bis 615 °C. Der Einfluss dieses Glühens wird an Hand von isothermalen Schnitten durch die Raumdiagramme der Härteänderungen erörtert. Die Erneuerung der Bildsamkeit erfolgt in den überkritisch verformten Bereichen. Eine vollständige Homogenisation nach der Kaltverformung kann nur durch Normalisierung (Ausglühen) erfolgen.

RECRYSTALLISATION AND INTERMEDIATE THERMAL TREATMENT OF LOW-CARBON STEELS DURING COLD WORKING

Ing. Dr. V. Vrzal

The paper is concerned with the problem of the intermediate thermal treatment of cold worked low-carbon steels. On the base of a general analysis of the physical processes going on within the steel during working and on the base of experimentally determined spatial diagrams of hardness variation and grain growth during annealing (depending upon temperatures and reductions) the author determines, for two kinds of steel, the intermediate thermal treatment by which a sufficient renewal of the ductility of the worked steel is obtained without causing too high a grain growth in the critically worked regions. For the two steels, one having nominally 0,06 per cent, the other 0,15 per cent of carbon, the critical degrees of working transformation have been found to be 12—15 % and 11 % respectively. For the first steel, the temperature of intermediate annealing was found to be 575—600 °C, for the second one 560—615 °C, the annealing time being 30 minutes. The influence of this annealing process was studied by means of isothermal cuts through the spatial diagrams of hardness variation. The renewal of the workability occurs in the critically worked parts. A complete homogenisation after cold working can only be reached by normalising.

**LA RECRYSTALLISATION ET LE TRAITEMENT THERMIQUE
INTERMEDIAIRE DES ACIERS A BASSE TENEUR DE CARBONE
PENDANT L'ECROUISSAGE**

Ing. Dr. Vrzal

Le compte rendu s'occupe du problème du traitement thermique intermédiaire des aciers à basse teneur de carbone pendant l'écrouissage. L'auteurs base ces considérations sur une analyse générale des phénomènes physiques qui se produisent dans l'acier pendant l'écrouissage et sur des diagrammes spatiaux des variations de dureté aussi bien que de la croissance du grain pendant le recuit, en dépendance de la température et du degré de réduction. Pour deux types d'acier il détermine un traitement thermique intermédiaire qui est à même d'assurer le retour de la ductilité sans que la croissance du grain devienne démesurée dans les régions d'écrouissage critique. Pour ces deux aciers dont l'un a une teneur en carbone de 0,06 %, l'autre de 0,15 %, il a trouvé que le degré d'écrouissage critique est de 12 à 15 % pour l'un et 11 % pour l'autre. La température de recuit intermédiaire est de 575 à 600 °C pour l'un et de 560 à 615 °C pour l'autre acier, la durée du recuit étant 30 minutes. L'influence de ce recuit est étudiée au moyen de coupes isothermales par les diagrammes spatiaux des variations de la dureté. Le retour de la ductilité se produit dans les régions d'écrouissage critiques. Pour obtenir une homogénéisation complète après l'écrouissage, il n'y a pas d'autre moyen que le recuit normalisé.

Ing. Josef Zbořil - VÚMT Praha

NITRIDOVÁNÍ PROTI KOROSI

Přehled literatury. Zařizent. Nitridování různých materiálů a zkoušky. Nitridace v provozu.

Odolnost nitridovaných vrstev proti korozi je známa celou řadou let. Byla a je to zejména sovětská věda, která využívá tohoto jevu na široké základně v průmyslu.

Odolnost nitridované vrstvy proti korozi, na př. ve vodě lze vysvětlit snížením koncentrace vodíkových iontů (zvyšováním pH) uvedeného prostředí, které jsou vázány rozpouštějícími se nitridy z vrstvy za vzniku čpavku. Zvýšení elektrodového potenciálu nitridované vrstvy v uvedeném prostředí blíží se pak hodnotám nerezavějící ocele typu 18-8 (D. 1).

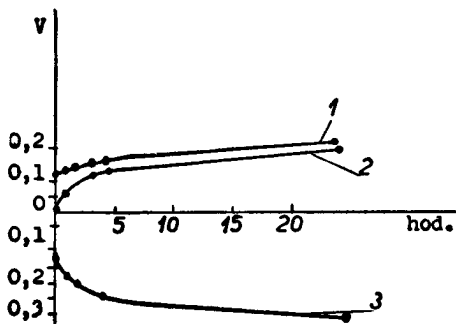


Diagram 1. Změna potenciálu ocele ve vodovodní vodě (1 = nerezavějící ocel 18/8; 2 = ocel St 5 (ČSN 11501) nitridovaná při 600 °C/1,5 hod.; 3 = ocel St - nenitridovaná).

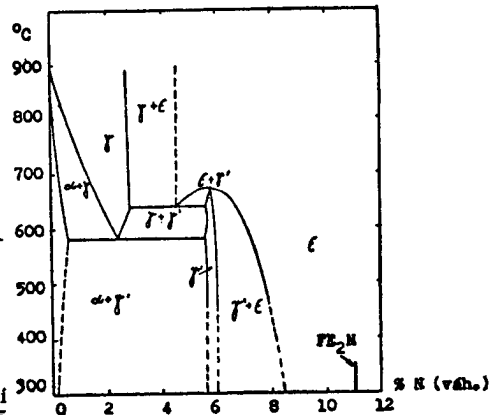


Diagram 2. Rovnovážný diagram Fe - N.

Maximální odolností proti korozi v soustavě železo-dusík vyznačuje se strukturální fází ϵ (tuhý roztok nitridu Fe_2N v železe), která, jak patrně z diagramu č. 2, může obsahovat 4,35 až 11,1% N. Tato fáze vzniká na povrchu nitridovaného předmětu, a to v určitém intervalu, tím intenzivněji, čím vyšší je teplota nitridace a nižší stupeň disociace. Pokud se týká mechanických vlastností, je ϵ fáze poměrně křehká a její tvrdost se pohybuje kolem 300 Hv. Z toho důvodu je nežádoucí na povrchu součástí, jejichž povrch je vystaven vyšším specifickým tlakům a má být odolný proti opotřebení.

Přehled literatury.

Vrstvy nitridované proti korozi nejsou zásadně odolné vůči silným kyselinám a zásadám. Dobře odolávají korozi v prostředích, jako je na př. voda (vodovodní, mořská), atmosférická, některá průmyslová ovzduší atd.

Pokud se týká vlastního procesu, doporučuje sovětská literatura, která je na údaje nejbohatší, běžně nitridaci při teplotách 600—700 °C po dobu 15 min. až 3 hodin s následujícím prudkým ochlazením ve vodě neb oleji za účelem dosažení houževnatější vrstvy.

U výrobků, kde je požadována určitá pevnost jádra (jedná se obvykle o výrobky zušlechtnuté), volí se nitridační teplota zpravidla o 20 až 30 °C nižší, než byla teplota pouštění.

Požaduje-li se u výrobků tvrdé jádro, provádí se zakalení s patřičné teploty buď zvlášť po nitridaci, nebo se ohřev ke kalení kombinuje s nitridováním.

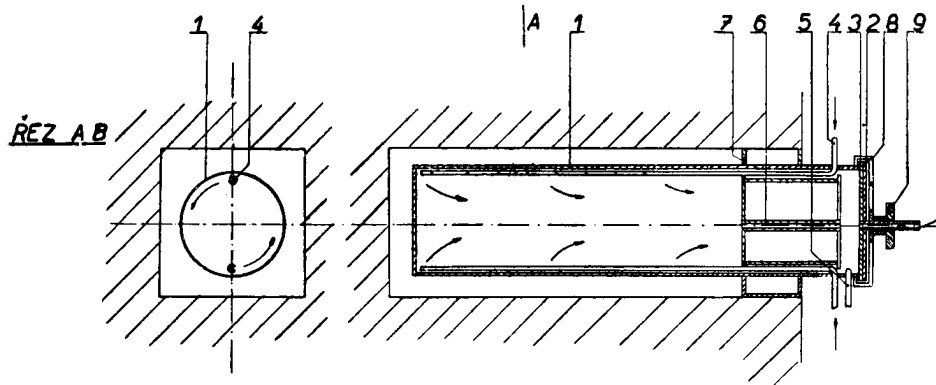
Povrch předmětů před nitridováním musí být jemně opracován (broušen), zbaven rezu a všech nečistot. Zejména odmaštění je v každém případě nutné, má-li být dosaženo správných výsledků. Příznivý vliv krátkodobé nitridace proti korozi na mez únavy zjišťovali Kudrjajcev a Rjabčenkov. Floe sledoval vliv dissociace čpavku na hloubku a strukturu vrstvy při normálním nízkotepelem nitridování za účelem dosažení povrchové tvrdosti (cca při 525 °C). Zjistil, že ε fáze se tvoří ještě při 65% dissociaci.

Zařízení.

Běžná průmyslová zařízení pro nitridaci čpavkem jsou konstruována vesměs pro teploty do 550 až 600 °C. Jak bylo řečeno, pohybují se optimální teploty antikorozivního nitridování v rozmezí mezi 600 až 700 °C. Dále je nutno, za účelem dosažení houževnatější nitridované vrstvy, předměty bezprostředně po nitridaci prudce ochladit, nejlépe zamočením do oleje nebo vody.

Z těchto důvodů bylo nutno nejprve navrhnout těmto podmínkám vyhovující laboratorní zařízení a s ohledem na možnost bezprostřední realizace v průmyslu přizpůsobit je pro provozní poměry.

Navržené zařízení (obr. 1) je v podstatě válcová nádoba (pos. 1) vložená do normální komorové pece. Část mufle sahá mimo pecní prostor a je opatřena snímatelným víkem (pos. 2), těsněným asbestovou nebo klingeritovou vložkou (pos. 3), s otvorem pro výstup odpadních plynů. V části mimo pecní prostor ústí do mufle, na 180° proti sobě, 2 rozváděcí trubky (pos. 4), které dále vedou podél celé vnitřní stěny mufle a v partii nitridačního prostoru mají v sobě vyvrtány v určitých vzdálenostech, tangenciální ke stěně mufle, malé otvory. Konce trubiček (u dna nitridační komory) jsou zavařeny. Za účelem utěsnění proti tepelným ztrátám je na mufli v prostoru dvířek pece navlečena těsnicí komora (pos. 7), vyplněná pískem nebo jinou žáruvzdornou izolační hmotou. Komoru lze pak snadno obložiti žáruvzdornými, netvarovanými cihlami.

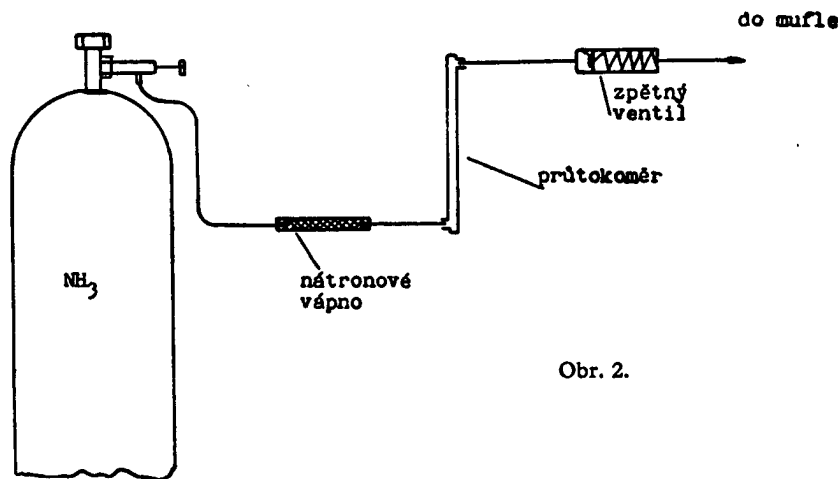


Obr. 1.

Aby bylo zabráněno ochlazování nitridačního prostoru, je vložena na části komory, vyčnívající z pece, izolační zátka (pos. 6), zhotovená z plechu a vyplněná rovněž izolační žáruvzdornou hmotou.

K zamezení vnikání vzduchu do nitridačního prostoru při zakládání a vykládání je do části mufle sahající mimo pecní prostor zabudován štěrbinový hořák (pos. 5), který vytváří vějířovitou plamennou clonu. Víko je dotlačováno k otvoru nitridační komory pomocí třmene (pos. 8) a šroubu (pos. 9).

Schema celkového uspořádání je patrné z obr. 2. Čpavek z tlakové nádoby je přiváděn přes redukční ventil, odlučovač vody, průtokoměr (Vatrametr) a pojistku proti zpětnému šlehnutí do mufle. V nitridačním prostoru vytéká plyn tangenciálně ke stěnám



Obr. 2.

mufle, rotuje a zároveň postupuje směrem k odpadní trubce ve víku. Stupeň dissociace čpavku byl měřen adaptovanou byretou. Části mufle vystavené teplotě jsou zhotoveny ze žáruvzdorné Cr-Ni ocele, ostatní součásti z uhlíkové ocele.

Aby proces byl hospodárný, byl na navrženém zařízení sledován nejprve vliv světlosti rozváděcích trubek a trysek a natočení trysek na stupeň dissociace čpavku. Bylo shledáno, že tangenciální uspořádání trysek na rozváděcích trubkách zvyšuje proti radiálnímu uspořádání nepatrně stupeň dissociace. Vzhledem k tomu, že při tangenciálním uspořádání je cirkulace nitridujícího plynu v mufli podstatně lepší a tudíž i pravděpodobnost rovnoměrné nitridace vyšší, bylo nadále zvoleno uspořádání tangenciální.

Pokud se týká vlivu světlosti rozvodných trubek na stupeň dissociace, bylo shledáno, že s rostoucí světlostí trubek vzrůstá stupeň dissociace. Tento vliv se projevuje tím méně, čím vyšší jsou průtočná množství a čím větší je světlost trysek. Pokud se týká světlosti trysek a jejich celkového průřezu na stupeň dissociace, bylo zjištěno, že s rostoucí světlostí trysek a rostoucím celkovým průřezem klesá stupeň dissociace.

Z výše uvedeného je patrné, že světlost rozvodných trubek má být pokud možno nejmenší, což je užitečné i s hlediska optimálního využití nitridačního prostoru, zatímco trysky mají být pokud možno největší a má jich být co nejvíce. Celkový průřez trysek je ovšem omezen světlostí rozváděcí trubky a počet a velikost trysek vázána podmínkou zajištění dostačující cirkulace v nitridačním prostoru, což lze stanovit pouze pokusně.

Z uvedeného, jakož i z pokusně stanovených hodnot vyplynuly pak tyto všeobecné směrnice pro konstrukci mufle:

1. Tvar a velikost muflí navrhnout tak, aby byl optimálně využit ohřivací prostor pece. Přitom dlužno mít na zřeteli konstrukční, výrobní a provozní výhody muflí válcového tvaru.

2. Podle velikosti mufle (vsázky) stanoví se přibližně průtočné množství čpavku.

3. Počet rozváděcích trubek volí se podle průměru mufle (2 až 3 trubky u muflí do průměru 500 mm).

4. Průtočná rychlost čpavku ve studeném pásmu rozvodních trubek volí se cca 10 až 20 m/sec.

5. Poměr průřezu trubky a celkového průřezu všech trysek na trubce volí se v poměru 2 : 1.

6. Velikost a počet trysek volí se podle tvaru mufle. U delších muflí s menší světlostí volí se větší počet menších trysek a opačně.

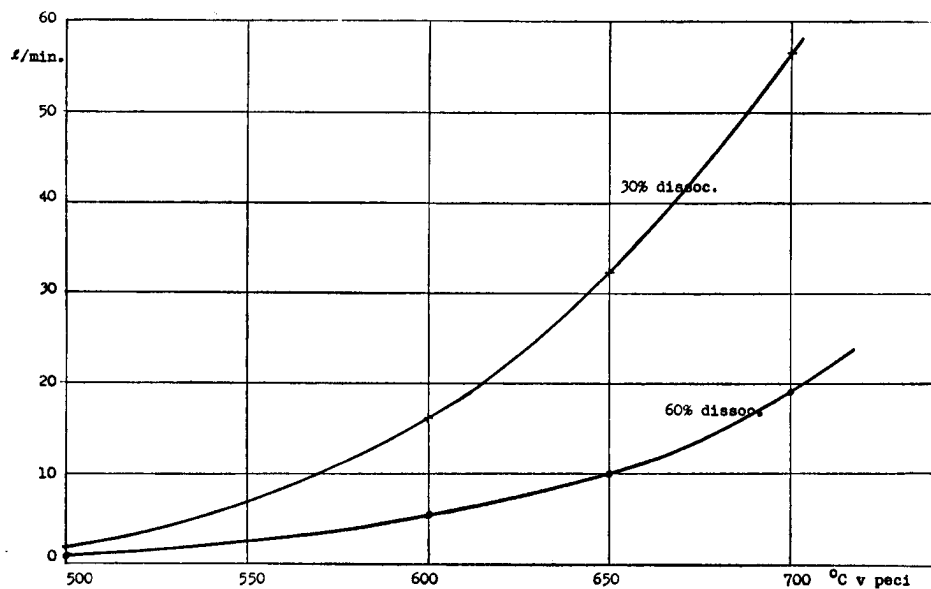


Diagram 3.

Předběžné zkoušky.

V prvé řadě bylo nutno zjistit přibližně podmínky, při kterých asi bude zařízení pracovat. Z tohoto důvodu byla pec s vloženou muflí postupně vytápěna na teploty 500, 600, 650 a 700 °C a při jednotlivých teplotách zjišťováno průtočné množství čpavku, potřebné k dosažení 30 a 60 % dissociace. Hodnoty jsou vyneseny do diagramu č. 3, z kterého je patrné, že maximální teplota nitridace bude se pohybovat kolem 650 °C. Průtočné množství čpavku při teplotě pece 700 °C jsou pro dané zařízení již neekonomická a byla by ještě podstatně vyšší v případě, že by uvažovaná teplota byla v nitridační komoře mufle.

Další serie zkoušek byla tudíž zaměřena na zjištění optimálních podmínek nitridace při teplotě pece 670 °C. Tyto podmínky byly posuzovány podle váhových přírůstků, průtočného množství čpavku a teploty v mufli.

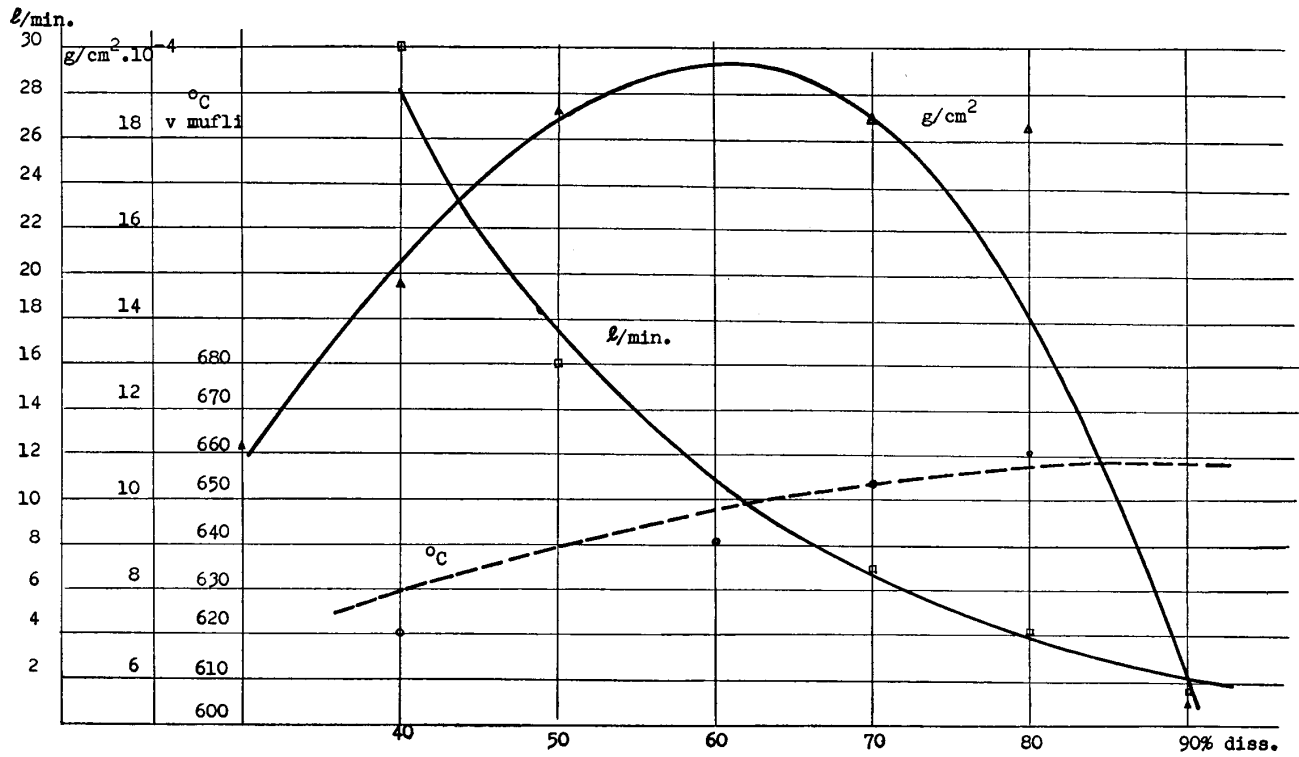


Diagram 4.

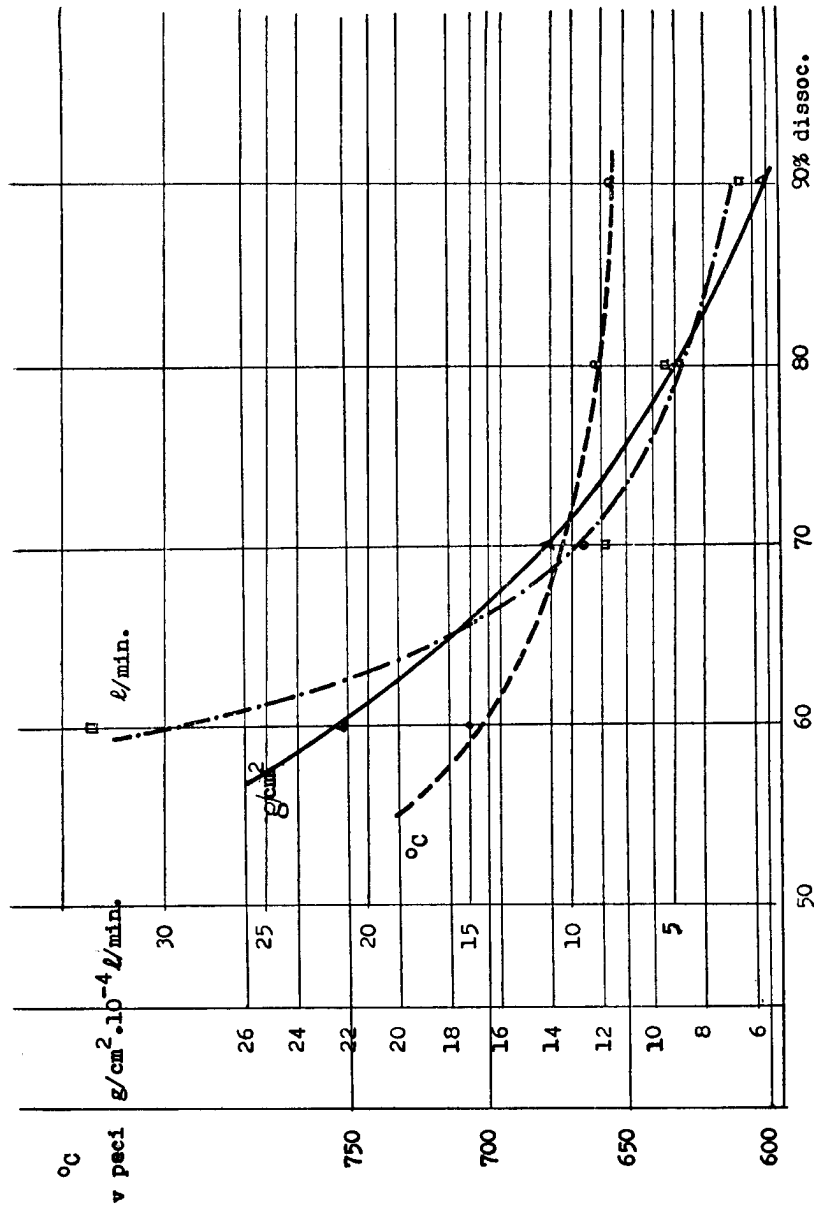


Diagram 5.

Zkoušky byly uspořádány tak, že pec byla vytopena na teplotu 670 °C a do muflie přiváděno takové množství čpavku, aby stupeň dissociace činil na př. 40 %. Při ustáleném stavu byly vloženy do muflie 2 zvážené zkušební tyčky $\varnothing 10 \times 100$ z ČSN 12 010 a ponechány v muflii 2 hodiny. Po dobu nitridace udržována v muflii konstantní teplota a dissociace. Po ukončení procesu 1 vzorek zakalen přímo z muflie do vody, druhý vychlazen cca během 5 minut v ochranné atmosféře na teplotu místnosti. Oba vzorky opět zváženy a zjištěny váhové přírůstky v gramech na plochu 1 cm². Postupně byl měněn stupeň dissociace a hodnoty vynášeny do diagramu č. 4. Z diagramu je patrné, že s klesajícím průtočným množstvím roste stupeň dissociace a teplota v muflii. Pokud se týká váhových přírůstků, jsou malé při nižších dissociacích, dosahují maxima při 60% dissociaci a klesají k minimu při 90% dissociaci. Při nižších stupních dissociace jsou váhové přírůstky menší hlavně vlivem klesající teploty v muflii, zatím co při vyšších dissociacích jsou malé váhové přírůstky způsobeny nedostatkem zdroje atomárního dusíku, t. j. čpavku. Považujeme-li v prvním přiblížení velikost váhových přírůstků za úměrnou odolnosti proti korozi, pak optimální výsledky za daných podmínek dává 60% dissociace při teplotě v muflii cca 645 °C (teplota pece je přitom cca 670 °C).

Aby bylo možno dále rozlišit vliv teploty a dissociace, byla poslední serie předběžných zkoušek uspořádána tak, že byla dodržována zvolená teplota 650 ± 3 °C v muflii a sledován vliv různého stupně dissociace na váhové přírůstky. Přitom byla měřena teplota pece a průtočná množství čpavku. Z výsledků vynesných do diagramu č. 5 je patrné, že při dané teplotě nitridačního prostoru rostou hodnoty váhových přírůstků s klesajícím stupněm dissociace, neboli s rostoucím průtočným množstvím čpavku a současně stoupající teplotou ohřívací pece. Dosažení nižšího stupně dissociace by nebylo vzhledem k velkým průtočným množstvím čpavku ekonomické.

Posuzováno s hlediska technicko-ekonomického jeví se tudíž teplota 650 °C pro dané zařízení jako horní hranice. Při těchto teplotách je proces nejkratší. Při teplotách vyšších dochází k enormní spotřebě čpavku, při teplotách nižších trvá proces déle, ale je výhodný s jiného hlediska, jak bude zmíněno v dalším.

Nitridování různých materiálů.

Podmínky pro vysokotepeelnou nitridaci a odolnost proti korozi byly sledovány na 2 ocelích uhlíkových ČSN 12 010 (W 8) a ČSN 11 700, jedné cementační oceli manganochromové ČSN 14 220 (CE 2), úsporné cementační oceli niklochromové ČSN 16 220 (BEV 2) a nitridační oceli ČSN 14 340 (Al 16).

Pracovní postup při zkouškách byl tento: Zkušební tyčky byly opracovány z průměru 12 na $\varnothing 10 \times 100$ (povrch přebroušen), označeny, zváženy, změřeny v průměru a před vložením do muflie odmaštěny tetrachlormethanem. V muflii byly tyčky upevněny pomocí držáku (v košíčku) tak, aby jejich osa byla rovnoběžná s podélnou osou muflie.

Před založením vzorků byla muflie vyhřívána na pracovní teplotu 650 °C a dissociace ustálena na 60 %. Teplota ohřívací pece pohybovala se přitom v rozmezí 700—715 °C, průtočná množství kolem 30 až 35 l/min. Po otevření muflie zapálena plamenná clona, která zabráňuje vnikání vzduchu do muflie, vytažena isolační zátka, založeno 6 vzorků z téhož materiálu, zasunuta zátka, utěsněno víko a zastaven přívod svítiplynu do hořáku clony. Během procesu udržována v muflii konstantní teplota a dissociace. Vzorky vyjímány z muflie po dvou, v časových intervalech 1, 2 a 4 hodiny a to tak, že jeden vzorek byl zamoučen přímo z muflie z nitridační teploty do vody, druhý vychlazen pod ochrannou atmosférou (v prostoru muflie mimo pecní prostor) během 5 minut na pokojovou teplotu. Oba vzorky opět zváženy, zjištěny váhové přírůstky a rozřezány na tři díly. Na nejmenším z dílů píchány tvrdosti HV₅, HV₅₀ a proveden metalografický výbrus za účelem posouzení

struktury a hloubky vrstvy. Na dvou zbylých dílech zjišťována odolnost proti korozi v prostředí 0,001 n roztoku chloridu draselného a poréznost v 5% roztoku síranu měďnatého. Nenitridovaná čela zkušebních vzorků byla chráněna navléknutím zaslepené gumové hadičky. Před vložením do roztoků byly zkušební vzorky odmaštěny etherem. V roztoku 0,001 n KCl vzorky ponechány 30 dní, načež byly zjištěny váhové úbytky. V roztoku 5% CuSO_4 ponechány vzorky 6 dní.

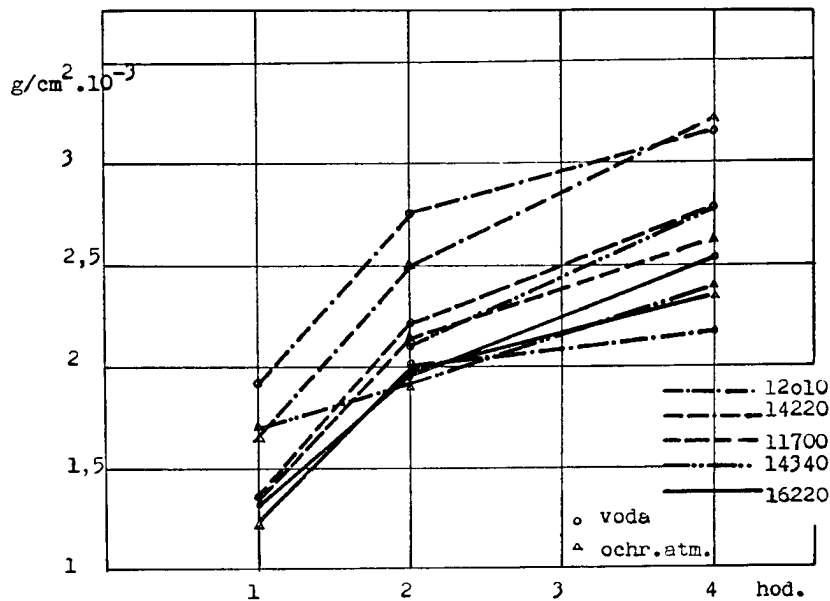


Diagram 6. Srovnání váhových přírůstků ČSN 12010, 14220, 11700, 14340, 16220.

Váhové přírůstky.

Váhové přírůstky vzorků z uvedených ocelí nitridovaných při dissociaci 60%, teplotě 650 °C, po dobu 1, 2 a 4 hodin ochlazovaných v ochranné atmosféře a vodě, jsou vyneseny v diagramu č. 6.

Z diagramů je především patrné, že vzorky ochlazované ve vodě mají všeobecně poněkud větší váhové přírůstky, což lze vysvětlit vznikem oxidů na povrchu vzorku během zamáčení (vzorek naběhl zpravidla na modrou barvu).

Pokud se týká jednotlivých materiálů, největší přírůstky byly zaznamenány u ČSN 14 220, poněkud menší u ČSN 11 700 a 14 340, zatím co u zbylých dvou ocelí jsou nejnižší.

Zkoušky tvrdosti.

Povrchové tvrdosti (průměrné hodnoty 3 vpichů), měřené Vickersovou metodou při zatížení 5 kg vzorků, tepelně zpracovaných výše uvedeným způsobem, jsou vyneseny v diagramu č. 7. Z diagramu je především patrné, že vzorky ochlazované ve vodě vykazují vyšší tvrdosti, což je pravděpodobně způsobeno tvrdším podkladem - dusíkovým martenitem - vlastní vrstvy odolné proti korozi - ε fáze.

Pokud se týká jednotlivých materiálů, nejvyšší tvrdosti vykazují ocele ČSN 14220 a 16220, poněkud nižší tvrdosti ČSN 11700 a nejnižší ČSN 14340 a 12010.

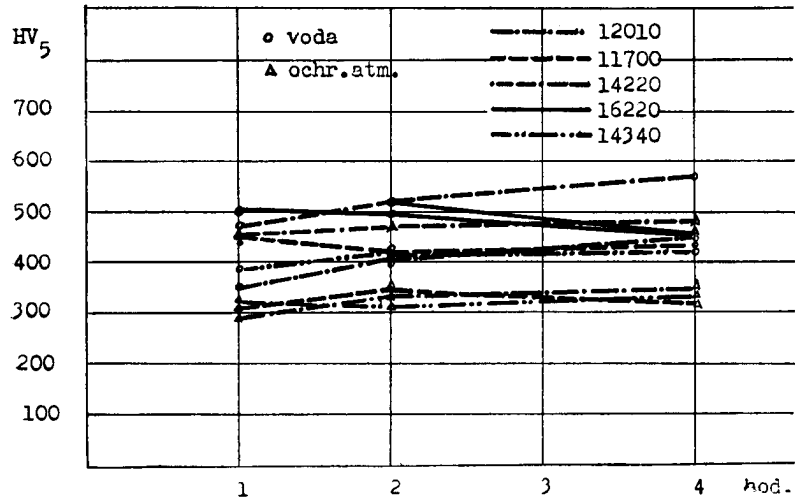
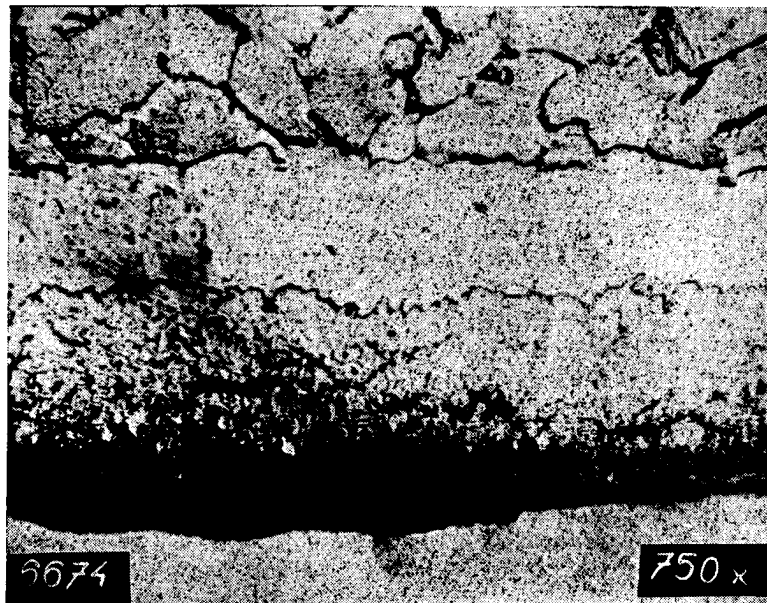


Diagram 7.



Mikrofoto 1.

Metalografické rozbory.

Z metalografického šetření je patrné, že vrstvy všech materiálů jsou obdobné a obsahují fázi ϵ a γ , případně směs dusíkového austenitu a martensitu, které navazují téměř bez přechodu na jádro. Mikrofotografie č. 1 znázorňuje vrstvu vzorku z ČSN 12 010

nitridovaného při 650 °C, 60% dissociaci po dobu 4 hodin, ochlazovaného ve vodě. Hloubky nitridačních vrstev jednotlivých ocelí jsou uvedeny v diagramu č. 8. Z diagramu je patrné, že největší hloubky vrstvy při 4 hod. procesu bylo dosaženo u ČSN 14 340 a 11 700, zatím co u ostatních ocelí jsou hloubky přibližně stejné.

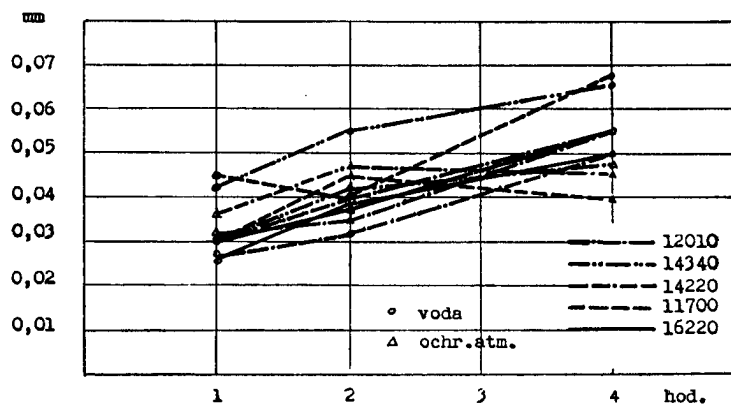


Diagram 8.

Zkouška odolnosti proti korosi.

Výsledky zkoušky odolnosti proti korosi v prostředí 0,001 n roztoku KCl jsou uvedeny v tabulce č. I. Z tabulky je patrné, že většina vzorků zůstala beze změny. Pokud v některých případech zčernaly části vzorků těsně u gumou chráněných míst, nebo pod ní, lpěl tento černý povlak pevně na povrchu, nebylo jej možno kartáčem odstranit a nezpůsobil váhových změn vzorků. Nenitridované čelo tyčky zůstalo ve všech případech neporušeno. Voštinové vyleptání části vzorků, nebo pravidelná korose celého povrchu vzorku bylo pozorováno ve 2 případech a bylo způsobeno řádkovitými inklusemi, sahajícími až k povrchu zkušební vzorku.

U několika vzorků byla nitridovaná vrstva mechanicky porušena během rozřezávání nebo další manipulací. Na takových místech nebo v případech, kdy drobné inkluse sahaly k povrchu zkušební vzorku, vznikaly někdy ojedinělé důlky, jindy shluky důlků o průměru zlomku až i několika milimetrů. Ostatní povrch nejevil známek porušení. V takových případech nelze vyčíslit míru korose v obvyklých hodnotách úbytku váhy v g na m² a den a je uveden pouze váhový rozdíl.

Pro porovnání byly zkoušeny za stejných podmínek vzorky z těchto ocelí, jenže nenitridované a vzorky z korosivzdorných ocelí ČSN 17 153 (AKX), 17 021 (AK 1) a 17 246 (AKVS). Výsledky zkoušek jsou uvedeny v tabulce č. II. Z tabulky je patrné, že zatím co vzorky z nerezavějících ocelí zůstaly beze změny, nenitridované vzorky zkoušených ocelí začaly rezivět již během jedné hodiny po celém povrchu a během zkoušky vytvořila se na nich silná vrstva rzi.

Zkouška poréznosti.

Výsledky zkoušek poréznosti nitridovaných vrstev v 5% CuSO₄ při 20 °C jsou uvedeny v tabulce č. III. Na 2 vzorcích počala se měď vylučovat již během 5 minut pravidelně na celém povrchu. U většiny nitridovaných vzorků se porézní místa objevila během 20 až 48 hodin. Slabý nános mědi objevil se po 120 hodinách téměř na všech vzorcích.

Tabulka I.

Materiál Č. S. H.	Číslo Osmě.	Povrch vzorku cm ²	Doba nitr. hod.	Ochlas.	Vážený rozdíl g	Úbytek g/m ² /den	Poznámka
12010	2-36	9,4	1	voda	0,0001	<0,1	Beze změny.
	2-34	9,6	1	atm.	0,0002	<0,1	Beze změny.
	2-209	8,8	2	voda	0,0001	<0,1	Beze změny.
	2-33	10,0	2	atm.	0,0001	<0,1	Nepatrné zčernání vzorku u chráněných krajů, jinak beze změny.
	2-210	9,4	4	voda	0,0004	<0,1	Beze změny.
	2-35	9,75	4	atm.	0,0001	<0,1	Malý náznak koroze blízko chrán.kraje.
11700	11-1	9,75	1	voda	0,0049	-	Po 72 hod.drobná rez.skvřina,zčernáním chráněných krajů,několik drobných důlků.
	11-6	9,75	1	atm.	0,0033	-	Zčernání na krajích,vyleptaný důlek.
	11-4	9,1	2	voda	0,0120	-	Po 48 hod.plochy rzi,vyleptán shluk důlků.
	11-2	9,75	2	atm.	0,0003	<0,1	Zčernání krajů,jinak beze změny.
	11-5	10,7	4	voda	0,0005	<0,1	Drobná místa rzi a zčernání na krajích.
	11-3	9,5	4	atm.	0,0907	-	Po 3 hod.se objevila rez,po 24 hod.povlak rzi po celém povrchu.
14220	3-20	9,6	1	voda	0,0109	-	Ve středu vzorku,vyleptaný důlek.
	3-45	8,5	1	atm.	0,0010	-	Zčernání a nepatrné naleptání krajů.
	3-19	10,0	2	voda	0,0002	<0,1	Beze změny.
	3-21	10,1	2	atm.	0,0001	<0,1	Malé zčernání na kraji.
	3-17	9,6	4	voda	0,0001	<0,1	Beze změny.
	3-23	9,6	4	atm.	0,0024	-	Zčernání a drobné naleptání krajů.
14340	00-4	8,5	1	voda	0,0005	<0,1	Beze změny.
	00-5	10,1	1	atm.	0,0008	-	Zčernání a drobné naleptání krajů.
	00-6	9,1	2	voda	0,0002	<0,1	Beze změny.
	00-5	9,75	2	atm.	0,0005	<0,1	Zčernání a rezavé skvrny na krajích.
	00-1	8,8	4	voda	0,0005	<0,1	Drobné zčernání na krajích.
	00-2	10,1	4	atm.	0,0010	-	Zčernání a drobné vyleptání krajů.
	5-19	8,5	1	voda	0,0132	-	Po 24 hod.rezavé skvrny,vyleptané důlky.
15220	5-34	8,2	1	atm.	0,0567	-	Voštinové vyleptání shruba třetiny zkouš.povrchu.
	5-24	8,8	2	voda	0,0005	<0,1	Beze změny.
	5-39	9,1	2	atm.	0,0002	<0,1	Nepatrná změna barvy na krajích.
	5-16	8,5	4	voda	0,0006	-	Zčernalé kraje,malé pórky.
	5-30	8,5	4	atm.	0,0051	-	Po 72 hod.,rez,vyleptaný důlek,zčernalé kraje.

TAB.I. Zkoušky koroze nitr. vzorků v 0,001 n roztoku KCl při 20°C.(Nitr.při 650°C/60% disoc.)

Pro porovnání byly zkoušeny za stejných podmínek vzorky z těchto ocelí, jenže nenitridované a vzorky z korosivzdorných ocelí ČSN 17 153 (AKX), 17 021 (AK 1) a 17 246 (AKVS). Na nenitridovaných vzorcích počala se vylučovat měď ihned po ponoření do roztoku. Naproti tomu vzorky z nerezavějící oceli zůstaly beze změny.

Tabulka II.

Materiál Č S N	Označ.	Povrch vzorku cm ²	Váhový rozdíl g	Úbytek g/m ² /den	Poznámka
17153	AKX	25,12	0,0020	0,03	Beze změny.
17021	AK1	34,96	0,0012	0,01	
17246	AKVS	30,91	0,0002	0,002	
12010	2-37	16,29	0,0573	1,17	Rezavění po 1 hod.
13340	00-7	16,35	0,0529	1,08	
11700	11-7	16-61	0,0604	1,21	
14220	3-24	16-28	0,0496	1,02	
16220	5-14	16-01	0,0637	1,33	

TAB.II. Zkoušky koroze nenitridovaných vzorků v 0,001 n roztoku KCl při 20°C.

Z provedených zkoušek odolnosti proti korozi je patrné, že v uvedeném prostředí se nejlépe choval ČSN 12 010 (100 %), zatím co u ČSN 14 340, 14 220, 16 220 a 11 700 zůstalo neporušeno pouze 75, resp. 50, 33 % vzorků. Pokud se týká poréznosti, jeví se situace nitridovaných vrstev méně příznivá. Literatura, která uvádí, že vrstvy nitridované za obdobných podmínek jsou bezporézní, neuvádí bohužel dobu, po kterou byly vzorky ponechány v roztoku. Rovněž prostředí ke zkoušení odolnosti proti korozi není blíže specifikováno, než jako na př. vodovodní voda. Z uvedeného lze soudit, že podmínky zkoušení v našem případě byly poměrně přísné. Vzorky nitridované za těchto podmínek a vystavené prostředí laboratorního ovzduší, jakož i častému dotyku rukou, nedoznaly během 4 měsíců žádné změny. Naproti tomu je zřejmé, že nitridované vrstvy nedosahují té jistoty odolnosti proti korozi, jakou se vyznačují nerezavějící ocele.

Abychom si ověřili, zda vrstvy nitridované při nižších teplotách a nižších disociacích nejsou odolnější proti korozi a méně porézní, nitridovali jsme vzorky z ČSN 14 340 při teplotě 550 °C, disociaci 30% po dobu 1, 2 a 4 hodin a podrobili těmže zkouškám jako vzorky nitridované při 650 °C/60% disociaci.

Zkoušky odolnosti proti korozi dopadly obdobně, zatím co poréznost byla poněkud vyšší.

Tabulka III.

Materiál Č S N	Číslo Označ.	Doba nitř. hod.	Ochlas.	Síla Cu povlaku graf.	Poznámka
12010	2-56	1	voda		Po 24 hod. Cu na několika místech.
	2-54	1	atm.		Po 96 hod. částec. změna barvy povrchu na žlutozelenou, jinak beze změny.
	2-209	2	voda		Po 96 hod. částec. změna barvy povrchu na žlutozelenou, jinak beze změny.
	2-55	2	atm.		Po 24 hod. 2 tečky mědi, po 72 hod. vyluč. Cu na ploše vzorek slabě vyleptán.
	2-210	4	voda		Po 96 hod. částec. změna barvy povrchu na žlutozelenou, jinak beze změny.
	2-55	4	atm.		Po 24 hod. usazování mědi na celém vzorku-vzorek silně vyleptán.
11700	11-1	1	voda		Po 24 hod. na jednom místě Cu, po 96 hod. na jiných místech, porovitý povrch.
	11-6	1	atm.		Po 24 hod. vylučování mědi téměř na celé ploše-vzorek vyleptán.
	11-4	2	voda		Po 96 hod. žlutozelená usazenina-bezvadný povrch.
	11-2	2	atm.		Po 96 hod. menší množství mědi po celém povrchu.
	11-5	4	voda		Po 96 hod. malé množství mědi na celé ploše.
	11-5	4	atm.		Po 5 min. silné usazeniny mědi-vzorek silně vyleptán.
14220	3-20	1	voda		Po 24 hod. místní vyluč. mědi, po 96 hod. na celé ploše.
	3-45	1	atm.		Po 24 hod. místní vyluč. mědi, po 96 hod. na celé ploše.
	3-19	2	voda		Po 96 hod. slabý povlak mědi na celé ploše.
	3-21	2	atm.		Žlutozelená usazenina-bezvadný vzorek.
	3-17	4	voda		Po 120 hod. slabý povlak mědi na celé ploše.
	3-23	4	atm.		Po 2 hod. vyluč. na celé ploše-vzorek silně vyleptán.
14340	00-4	1	voda		Po 96 hod. žlutozelený povlak, jinak bezvadný vzorek.
	00-5	1	atm.		Po 96 hod. místy usazení mědi-několik pórů.
	00-6	2	voda		Po 96 hod. žlutozelený povlak, jinak bezvadný vzorek.
	00-5	2	atm.		Po 96 hod. žlutozelený povlak, jinak bezvadný vzorek.
	00-1	4	voda		Po 24 hod. usazování mědi na celém povrchu-vzorek silně vyleptán.
	00-2	4	atm.		Po 48 hod. usazování mědi na celém povrchu, vzorek dosti vyleptán.
16220	5-19	1	voda		Po 48 hod. místní usazeniny, po 96 hod. po celém povrchu. Póry.
	5-54	1	atm.		Po 48 hod. na 1 místě, po 96 hod. vyluč. mědi na celé ploše.
	5-24	2	voda		Bezvadný vzorek.
	5-59	2	atm.		Po 48 hod. na 1 místě, po 96 hod. vyluč. mědi na celé ploše.
	5-16	4	voda		Po 24 hod. nepravidelné usazeniny mědi-vzorek silně vyleptán.
	5-50	4	atm.		Po 5 min. vyluč. mědi. Vzorek silně vyleptán.

TAB. III. Zkouška porovitosti v 5% Cu SO₄ při 20°C nitr. vzorků (při 650°C/60% disoc.).

Mezi váhovými přírůstky, hloubkami vrstev (ev. jejich tvrdostmi), odolností proti korozi a porézností vrstvy nejsou patrné zřejmé korelace. Je to způsobeno jednak nestejnou čistotou materiálů, jednak poměrně malými rozdíly mezi jednotlivými hodnotami a v neposlední řadě malým počtem zkoušek.

Je zřejmé, že nejzávažnější jsou zkoušky odolnosti proti korozi a poréznosti vrstvy, zatím co ostatní zkoušky dlužno považovat za doplňující.



Foto 2.

Nitridace v provozu.

První zařízení uvedeného typu bylo dáno do provozu v n. p. Modřanské strojírny ČKD, Modřany u Prahy.

V zařízení se provádí jednak nitridace proti korozi, jednak nitridace za účelem dosažení vysoké tvrdosti. Zpracovávají se převážně armaturní součásti. Vlastní mufle má v průměru 480 mm, délku 1570 mm a je umístěna v komorové, el. odpory vytápěné peci na vozíku pojíždějícím po kolejkách. Aby bylo zabráněno ochlazování nitridačního pro storu v blízkosti dveří pece, je isolační zátka na čele směrem do nitridačního prostoru ještě odporově přitápěna.

Zakládání muflí (jsou dvě v jedné peci) provádí se zpravidla mimo pec pomocí páky a jeřábu (F2). Po utěsnění víka propláchne se mufle dokonale čpavkem (jinak nebezpečí výbuchu) a jakmile se pec uvolní, zasune se dovnitř. Mufle, která právě vyjela z pece, se mezitím proplachuje malým množstvím čpavku do vychlazení. Po vyložení nitridovaného zboží se mufle opět založí a cyklus se opakuje. Během 5 minut po ukončení

nitridace lze pec připravit k provádění jiných způsobů tepelného zpracování. Průměrně se zakládá ca 300 kg zboží, což je ca 3–4násobek toho, co se zakládalo do téže pece, pokud se nitridovalo v krabicích (těsněných na žlábek komposicí).

Vzhledem k tomu, že u armaturních součástí je požadována zpravidla poměrně vysoká pevnost jádra (součásti jsou zušlechťeny), provádí se antikorozi nitridování poněvíc při různých teplotách podle dokumentace takto: $540 \div 560 \text{ }^\circ\text{C} / 40 \div 60\%$ dissociaci/3,5 hod. — $500 \div 510 \text{ }^\circ\text{C} / 20 - 35\%$ dissociaci/2 hod., nebo $500 \div 510 \text{ }^\circ\text{C} / 20 - 35\%$ dissociaci/2 hod. — $540 \div 560 \text{ }^\circ\text{C} / 40 - 60\%$ dissociaci/8 hod. Pro nízkotepeelnou nitridaci používá se nejčastěji cyklus $510 \div 520 \text{ }^\circ\text{C} / 30 - 35\%$ diss./60 hod. nebo cyklus úsporný $500 \div 510 \text{ }^\circ\text{C} / 20 - 35\%$ diss./12 hod. + $550 \div 570 \text{ }^\circ\text{C} / 50 - 70\%$ diss./15 hod. + $570 \text{ }^\circ\text{C} / 90 - 100\%$ diss./2 hod.

Odolnost proti korozi zkouší se podle dokumentace ponořením předmětu do 5% roztoku CuSO_4 po dobu 30 až 60 vteřin.

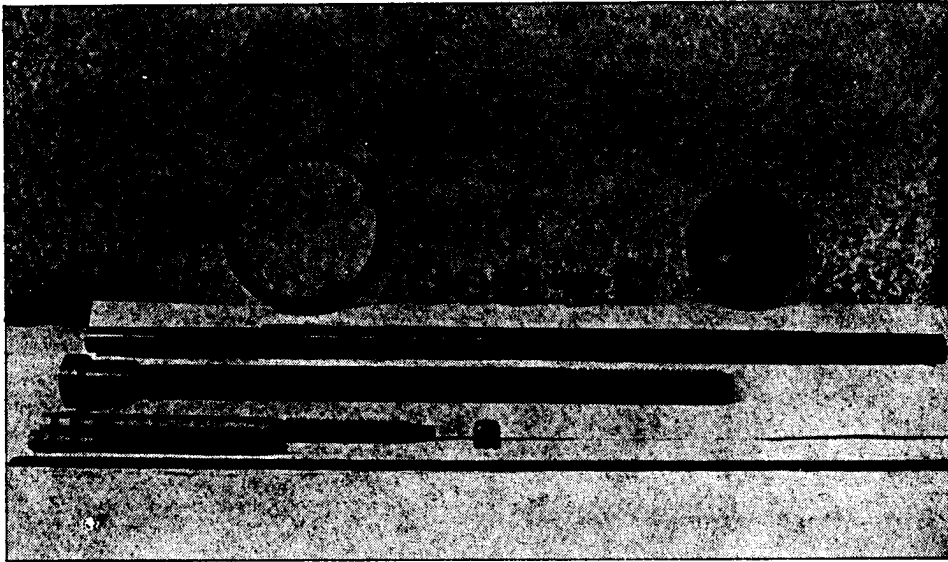


Foto 3.

Během 13měsíčního provozu byla v zařízení úspěšně nanitridována celá řada nejrůznějších výrobků, z nichž některé jsou patrné na fotografii č. 3. Odolnost nitridovaných součástí proti korozi je sledována dále v provozu; dosud nedošlo k žádným reklamám.

Zdověř.

1. Navržené zařízení pro nitridaci proti korozi v normálních (speciálně netěsněných) pecích komorových pomocí muflé se osvědčilo jak v laboratorním provedení, tak i v provozu. Z technologických výhod dlužno uvést zejména dobré obtékání, zaručující stejnou nitridací výrobku, těsnění mimo pecní prostor, které je jednoduché a účinné a plamennou clonu, která zabraňuje oxidaci předmětů při zakládání a vykládání. Pokud se týká hospodářských výhod dlužno uvážit zejména jednoduchost, levnost, jakož i možnost zhotovení zařízení v závodě. Universálnost zařízení zaručuje zlepšení využití kapacity ohřívacích pecí. Pro konstrukci zařízení jsou uvedeny všeobecné směrnice.

2. Největší jistotu v odolnosti proti korozi z vzorků nitridovaných při 650 °C/60% diss. po dobu 1 až 4 hodin, ochlazovaných v ochranné atmosféře a vodě, v prostředí 0,001 n roztoku KCl, působícím po dobu 30 dní, vykazuje ocel ČSN 12 010 (vyhovělo 100 % vzorků), poněkud nižší ČSN 14 340 (vyhovělo 75 %) a ČSN 14 220 (vyhovělo 50 %) a nejnižší ČSN 16 220 a 11 700 (vyhovělo 33 % vzorků). Dlužno podotknouti, že zkoušky byly voleny poměrně přísně. Všechny uvedené vzorky byly dobře odolné proti korozi v prostředí laboratorního ovzduší (při častém dotyku rukou). Na výrobky z Al 30 provozně nitridované při 500÷510 °C/10÷35% diss./2 hod. + 540÷560 °C/40÷60% diss., pracující v prostředí páry, nedošly během 9měsíčního provozu reklamace. Jejich odolnost proti korozi je dále sledována. Nejmenší poréznost z uvedených vzorků, zjištěvanou v prostředí 5% roztoku CuSO₄ po dobu 6 dní, vykazují ČSN 12 010 a 14 340 (vyhovělo 50 % vzorků), zatím co u zbývajících materiálů vyhovělo pouze 17 % vzorků.

3. Za těchto podmínek vytvořila se na nemitridovaných vzorcích z výše uvedených ocelí silná vrstva rzi, zatím co vzorky z nerezavějících ocelí ČSN 17 153 (AKX), 17 021 (AK 1) a 17 246 (AKVS) nedoznaly změny.

4. Vrstvy nitridované proti korozi jsou choulostivé jednak na mechanické poškození, jednak na inkluze sahající k povrchu nitridovaného výrobku.

АНТИКОРРОЗИОННОЕ АЗОТИРОВАНИЕ

Инж. И. Эборжил

Резюме:

Учитывая повышенные температуры процесса и необходимость быстрого охлаждения слоя после азотирования предложена специальная установка, вкладываемая в нормальные камерные печи. В указанной установке определены оптимальные условия процесса и азотированы различные типы сталей. Результаты проверены испытаниями. Описано оборудование, установленное в эксплуатации и наиболее часто осуществляемые циклы.

KORROSIONSV ERHÜTUNG DURCH NITRIERUNG

Ing. J. Zbořil

Mit Rücksicht auf die ziemlich hohen Temperaturen des Prozesses und auf die Notwendigkeit einer schnellen Abkühlung der Schichte nach der Nitrierung wird eine besondere Einrichtung vorgeschlagen, welche in normale Kammeröfen eingelegt wird. Die optimalen Prozessbedingungen einer solchen Einrichtung wurden ermittelt und verschiedene Stahlsorten darin nitriert. Die Ergebnisse wurden durch Probeversuche beglaubigt. Es wird eine in Betrieb befindliche Einrichtung beschrieben und die am häufigsten durchgeführten Arbeitszyklen werden angegeben.

NITRATION AGAINST CORROSION

Ing. J. Zbořil

Considering the high temperatures of the nitrating process and in view of the necessity of the layer to be rapidly cooled after nitration, the author has developed a special device designed to be located inside a chamber furnace of the usual type. Using such a device, the author has stated the best process conditions to be applied. Various kinds of steel have been nitrated and the results verified by practical tests. A description is made of an installation already in operation and the most frequently applied cycles are exposed.

LA NITRATION COMME MOYEN ANTICORROSIF

Ing. J. Zbořil

En vue des températures assez élevées du procès et considérant la nécessité d'un refroidissement accéléré de la couche après la nitration, l'auteur a étudié un dispositif spécial que l'on place dans un fourneau à chambre de construction normal. En utilisant un de ces dispositifs, l'auteur a déterminé les meilleures conditions du procès et a nituré différentes sortes d'acier. D'autres épreuves ont vérifié les résultats obtenus. La description d'une installation en service est faite et les plus fréquents cycles sont indiqués.

LITERATURA

1. *Ĵ. Korecký*: Nitridování, povrchové tvrzení oceli dusíkem. Průmyslové vydavatelství 1951.
2. *A. N. Minkevič*: Chimiko-termičeskaja obrabotka stali. Mašgiz 1950.
3. *A. V. Rjabčenkov*: Korroзионносталостňaja pročnost stali. Mašgiz 1954.
4. *O. Hengstenberg*: Untersuchungen über die chemische Angreifbarkeit der Sonderstähle. Kruppsche Monatshefte 9, 1928.
5. *Ĵ. V. Kudrjajcev, A. V. Rjabčenkov*: Kratkovremennoe azotirovanie konstrukcionnoj stali dla povyšeniya ustalostnoj pročnosti. Věstnik mašinostrojenija 3, 1950.
6. *A. V. Smirnov*: Azotirovanie techničeski čistogo železa do vysokoj tverdosti. Věstnik mašinostrojenija 12, 1952.
7. *Ĵ. E. Kontorovič, A. A. Sovalova*: O prirode tverdosti stabilnych i metastabilnych struktur sistemy železo-azot.
8. *C. F. Floe*: A Study of the Nitriding Process, I. Effect of Amonia Dissociation on Case Depth and Structure. Trans. ASM. Vol. 32.
9. *Ĵ. Korecký*: Novinky tepelného zpracování. Práce 1953.

Ing. Dr. Jaroslav Pluhař, VÚMT Praha

PŘÍSPĚVEK KE STUDIU VLASTNOSTÍ ŽÁRUVZDORNÝCH SLITIN ŽELEZA A HLINÍKU

Zhodnocení dosavadních prací. Shrnutí vlastností karbidické slitiny železa a hliníku - Pyroferalu. Porovnávací zkoušky tečení v ohybu za vysokých teplot, svařování a žáruvzdornost svarů slitin Fe-Al. Otázka sklonu slitin k samovolnému rozpadu. Porovnávání vlastností Pyroferalu s jinými žáruvzdornými slitinami.

Příznivý vliv menších přísad hliníku na zvýšení žáruvzdornosti vysokolegovaných chromových ocelí je celkem známý a proto se hliník v množství 2 až 5 % objevuje v mnoha osvědčených ocelích zmíněného typu. Z tuzemských ocelí má přídavek hliníku na příklad ocel AKX 12 (ČSN N7 161), AKX 9 (ČSN 17 125), AKX 7 (ČSN N7 113).

Ke kvantitativnímu ocenění tohoto vlivu může posloužit tab. 1, uvádějící podle Lustmana (1) žáruvzdornost několika zahraničních chromových slitin s přísadou hliníku a bez ní, užívaných pro topné elektrické odpory. Z tabulky vysvítá, že typy s hliníkem mají žáruvzdornost vyšší o 150 až 200 °C proti stejným slitinám bez hliníku.

Tabulka 1.

Vliv přísady hliníku na žáruvzdornost ocelí (podle Lustmana).

Chemické složení %					Žáruvzdornost na vzduchu do °C
C	Si	Mn	Al	Cr	
0,1–0,2	0,5	0,5	–	4,0–6,0	650
0,10	0,5	0,45	0,6–6,5	5,0–6,5	800
0,10	0,5	0,5	–	12,0–14,0	750–800
0,12	0,5–1,0	0,5	2,5–3,5	12,0–15,0	900–1000
0,10	0,5	0,5	–	16,0–18,0	850–900
0,12	0,5–1,0	0,5	3,0–4,0	18,0–20,0	1200
0,10	0,5	0,5	–	25,0–30,0	1050–1100
0,10	0,5	0,5	5,0	30,0	1330

Je tedy zřejmé, že při vývoji žáruvzdorných slitin nezůstaly ani samotné slitiny železa a hliníku opominuty. Je třeba jmenovat především obsažné práce M. Ployé (2) a Thyssena (3). První sledoval soustavně vlastnosti slitin s vysokým obsahem uhlíku (tedy litin) až do přísady 18 % Al. Druhý se zaměřil na slitiny železo-křemík, železo-hliník a železo-hliník-křemík a jejich žáruvzdornost. Všechny jím studované slitiny legované hliníkem ležely v oblasti do 18,5 % Al při obsahu uhlíku nad 2,5 %. Pouze je-

diná ze slitin měla obsah 27,4 % Al při grafitické struktuře vlivem vysokého obsahu uhlíku. Pro špatné mechanické vlastnosti zůstaly slitiny s tak vysokými obsahy hliníku tímto autorem nepovšimnuty.

Tabulka 2.

Výsledek zkoušek litin legovaných hliníkem (podle Ployé)

Vlastnosti	Obsah hliníku					Poznámka
	0,5 až 1%	1 až 2%	2 až 8%	8 až 15%	15 až 18%	
Kalení						
Grafitisace						
Tvrдост						
Pevnost ve stříhu						
Pevnost v ohybu						
Opracovatelnost						řeznými nástroji broušením
Žáruvzdornost						
Tvrдост po nitrídaci						
Koroze	ve zředěných kyselínách	nezkoušená oblast				
	v mořské vodě	nezkoušená oblast				

Výsledek zkoušek M. Ployé, zachycený na tab. 2, ukázal sice pokles žáruvzdornosti a chemické odolnosti litin s obsahem hliníku rostoucím nad 15 %, naznačoval však možnost zlepšení mech. vlastností a obrábitelnosti.

Toho bylo využito u sovětské žáruvzdorné litiny „Čugalu“, o které se velmi stručně zmiňuje Giršovič (4) a později Popov (5). Čugal má díky hrubé grafitické struktuře při 22–25 % hliníku a více než 2 % uhlíku dobrou opracovatelnost (5, 6), avšak celkem nepříznivé slévárenské vlastnosti. Odlitky mají velmi nekvalitní bublinatý povrch a je třeba počítat s velkými přídávky na opracování (6). Mechanické vlastnosti 3 typů litin s přísadou Al podle prací Institutu odlewnictva jsou v tab. 3.

Tabulka 3.

Typy litin s hliníkem podle Institutu Odlewnictwa.

Typ	Obsah Al %	Pevnost v ohybu 2 kg/mm σ_g	Průhyb mm
I	7-9	20-22	2-3
II	14-18	10	1
III	22-25	15-20	do 2

Oblast slitin Fe-Al s nízkým obsahem uhlíku (0,15 a 0,8 %), legovaných hliníkem do max. 17 %, zpracovali Sykes a Bampfylde (7). Při všestranném vyšetřování vlastností těchto slitin měli na zřeteli zejména možnost tváření. Nepřekročili proto hranici 17% Al, nad níž jsou podle jejich výsledků slitiny daného typu neschopny jakéhokoliv tváření. U slitin s obsahem hliníku rostoucím od 5 do 16 % setkává se tváření za vysoké teploty se značnými potížemi, především vlivem křehkosti ingotů. To potvrzují také údaje Scheilovy (8), podle kterých je slitina železa s 0,04 % C a 16 % Al již naprosto nekujná.

S podobnými potížemi bude nutno počítat jistě i u tvárné slitiny „Thermonol“, legované 16 % Al a asi 5 % Mo (9, 10).

Velmi čistými slitinami železa a hliníku zabývala se řada autorů, nejnověji Nachman a Buchler (11), kteří vyšli z japonských prací v II. světové válce. Referují o tvárné slitině železa a hliníku s 16 % Al (obsah všech ostatních prvků i plynů pouze 0,0147 %!), která vykazuje vynikající magnetické a fyzikální vlastnosti a žáruvzdornost do 1350 °C. Obtížnost výroby tak čisté slitiny je nasnadě a dává představu i o pravděpodobné její ceně.

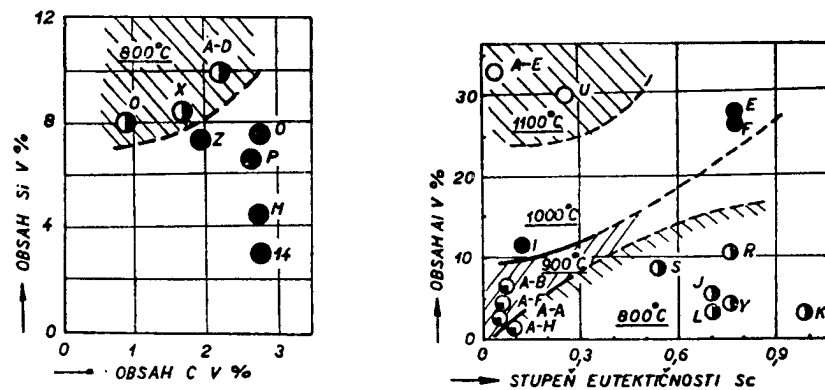
Také v patentových podkladech objevují se slitiny železa a hliníku, především v nových patentech německých a amerických. Slitiny však obsahují vždycky větší množství dalšího legujícího prvku, zejména chromu, molybdenu a vanadu.

Slitina železo-hliník s karbidickou strukturou.

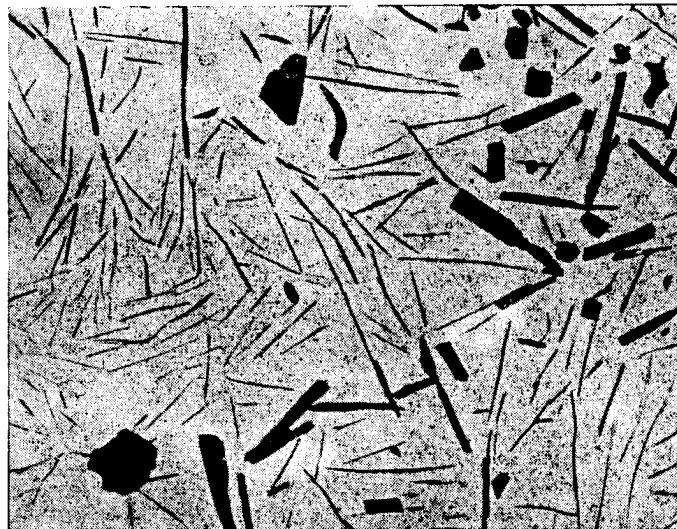
Výzkumný ústav materiálu a technologie zabýval se v roce 1953 a 1954 vývojem nedeficitní žáruvzdorné slitiny pro teploty okolo 1100 °C. Hledisko surovinové dostupnosti zúžilo výběr přísadových prvků, slibujících podle theoretických předpokladů (12, 13) oxidickou vrstvu o vlastnostech nutných k vysoké žáruvzdornosti na křemík, hliník, měď a nízké obsahy chromu. Vyhledávací zkoušky žáruvzdornosti velkého počtu zkušebních taveb s různými kombinacemi uvedených přísadových prvků ukázaly, že pro danou teplotu 1100 °C budou použitelné pouze slitiny Fe-Al s vysokým obsahem hliníku (obrázek 1). Omezení směrem k obsahu hliníku nad 35 % položil sklon slitin k samovolnému rozpadu karbidů hliníku, o kterém bude pojednáno později. Práce se proto soustředila na oblast slitin železa a hliníku majících okolo 30 % Al a nízký obsah uhlíku, takže neobsahují volný grafit, a mají strukturu karbidickou.

Zpřesňováním optimální oblasti slitin tohoto typu došlo se ke slitině o směrném složení 30 % Al, 1 % C, která byla pojmenována „Pyroferal“ a udělen na ni čs. patent.

Struktura této slitiny je tvořena tvrdou základní hmotou $FeAl_2$ s rozpuštěným uhlíkem (ϑ - fáze, podle 14), ve které jsou uloženy trávce velmi tvrdých karbidů hliníku. Typický vzhled této struktury, která je příčinou některých specifických vlastností Pyroferalu, je na obr. 2.



Obr. 1. Závislost žáruvzdornosti vzorků na chemickém složení: a) soustava Fe-C-Si, b) soustava Fe-C-Al.



Obr. 2. Struktura Pyroferalu (zvětšeno 200×, neleptáno).

Při porovnávacích zkouškách žáruvzdornosti vykázal Pyroferal vysokou odolnost až do teploty 1200 °C, rovnou žáruvzdornosti vysoko chromových ocelí typu AKX a převyšující žáruvzdornost austenitické oceli chromoniklové typu AKC. Při dalších zkouškách objevila se značná stálost této slitiny proti chemickému působení některých atmosfér (zejména s obsahem sirných sloučenin) za vysokých teplot, odolnost proti nahličování, proti vlivům některých roztavených solných lázní a proti taveninám někte-

rých kovů. Pozoruhodná byla i značná odolnost proti otěru za vysokých teplot a strukturní stálost, sledovaná až do teploty 1050 °C metalograficky a dilatometricky. Proti grafickým slitinám typu Čugalu vykazoval Pyroferal vedle vyšší žáruvzdornosti (asi o 150 až 200 °C) i lepší vlastnosti mechanické a slévárenské. Bližší údaje o metodice zkoušek a některé důležité fyzikální a mechanické hodnoty této slitiny byly již uveřejněny (15). Přehledně jsou shrnuty v tabulce 4. V dalším budou popsány výsledky některých zkoušek, o kterých dosud referováno nebylo a které doplňují celkový obraz o vlastnostech vyvinuté slitiny.

Tabulka 4.

Žáruvzdorná slitina na odlitky železo-hliníková (Pyroferal).

Směrné chemické složení	C	Mn	Si	Al	P	S
	1,2 1,4	max 0,5	max 0,5	28,0 30,0	max 0,4	max 0,1
Výrobek	odlitek					
Povrch	velmi čistý					
Stav ¹⁾	nežlhaný					
Průměr odlité zkušební tyče mm	20					
Teplota °C	20					
Pevnost v tahu min. kg/mm ²	20					
Pevnost v ohybu kg/mm ²	35–40					
Průhyb mm (vzdálenost podpor 400 mm)	5					
Únosnost za tepla kg/mm ² ²⁾	0,5					
Tvrdost inform. Hv	400–450					
Obrobitelnost za normální teploty ³⁾	300–350					
Obrobitelnost za tepla (600–700 °C)	velmi obtížná					
Svafitelnost tavná	značně zlepšená					
Korose za normální teploty	podmíněná					
Roztavená sklovina	normální					
Cementační solná lázeň (920 °C)	dobrá					
Nitridační solná lázeň (550 °C)	velmi dobrá					
Roztavený borax (1100–1150 °C)	dobrá					
Roztavená bronz (1100 °C)	dobrá					
Žáruvzdornost ve vzduchu 1150 °C	velmi dobrá					
Oxydační spaliny, red. spaliny	velmi dobrá					
Spaliny + SO ₂	velmi dobrá					
Odolnost proti opotřebení (normální teplota)	velmi dobrá					
Odolnost proti opotřebení při vysokých teplotách	velmi dobrá					
Měrná váha kg/dm ³	5,3					
Teplota °C	20	600	800	1000		
Měrný elektrický odpor	1,5	2,8	2,95	3,1		
Průměrný součinitel tep. roztaž. 20–1000 °C	22–23 × 10 ⁻⁶					
Odolnost proti zadírání do 500 °C ⁴⁾	velmi dobrá					
Poznámky:						
1) Dlouhodobým působením teploty 1000 °C se mechanické vlastnosti zlepšují. Žhánění do 1000 °C a doby 20 hod. nemá podstatný vliv.						
2) Únosnost byla stanovena porovnávacími zkouškami vzhledem k hodnotám pro ocel AKX a AKC.						
3) Zjišťována pouze subjektivně.						
4) Lepší než u austenitické oceli AKV Extra, stellite č. 12 a Realu BK. (Zatížení do 70 kg/cm ² .)						

Svařitelnost.

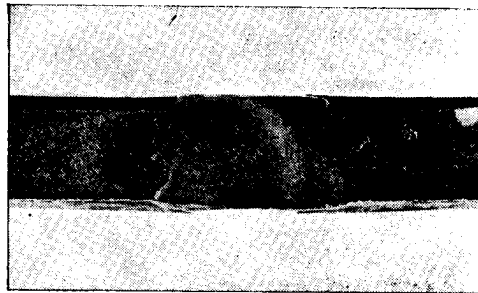
Zkoušky, provedené ve spolupráci s Výzkumným ústavem svářecích strojů a technologie svařování, byly zaměřeny jednak na vzájemné svařování částí z téhož materiálu, aby bylo umožněno opravovat menší vady odlitků zavařováním, jednak na možnost svařování Pyroferalu s austenitickými chromoniklovými a feritickými chromovými žáruvzdornými oceli. Bylo vyzkoušeno svařování kyslíko-acetylenovým plamenem za užití normálního hořáku i hořáku s ochrannou atmosférou, svařování elektrickým obloukem elektrodou z Pyroferalu, uhlíkem a austenickou elektrodou. I při obloukovém svařování bylo pracováno jednak bez ochranné atmosféry, jednak s vodíkovou a argonovou atmosférou. Ke zkouškám bylo užito desek o rozměrech $10 \times 100 \times 160$ mm, které byly svařovány na delší hraně s upraveným úkosem 45° a 1 mm širokou ploškou v kořeni. Pro informaci bylo provedeno i několik obvodových svarů litých trubek $\varnothing 40/27$ mm.

Jako vyhovující ukázal se při spojování stejných částí tento postup:

- a) Předehřívání na $650-700^\circ\text{C}$. Menší části je výhodné předehřát celé, nejlépe v peci.
- b) Svařování bez ochranné atmosféry uhlíkovou elektrodou za použití přídavného materiálu z téže slitiny ve tvaru odlité tyčky. Řídce tekoucí lázeň vyžaduje podložky.
- c) Dohřívání svaru a jeho okolí po cca 15 min. na předehřívací teplotu, u malých kusů dohřívání v peci.
- d) Volné ochlazování na klidném vzduchu, u malých kusů v otevřené peci.

Při svařování s jinou žáruvzdornou ocelí vyhovuje tentýž postup při použití austenitické elektrody P 388.

Svary pomocí uhlíkové elektrody jsou homogenní, bez bublin a pórů a na makrovýbrusu svarem nelze rozlišit ani naleptáním jednotlivé vrstvy svarového kovu, jak ukazuje obr. 3. Povrch svaru je čistý a hladký. Metalografickým vyšetřením svaru bylo prokázáno dokonalé metalurgické spojení základního a svarového kovu bez blan kysličníku hlinitého.



Obr. 3. Makrovýbrus svaru (základní, přídavný materiál Pyroferal). Leptáno elektrolyticky.

Svarový kov se strukturně neliší od základní kovové hmoty, pouze místy je jiná hrubost vyloučených tyčinek karbidů (obr. 4). Také ovlivněné pásmo neliší se ani strukturou, ani tvrdostí od vlastního svarového kovu nebo základního neovlivněného materiálu.

Při svařování Pyroferalu s jinými žáruvzdornými slitinami austenickou elektrodou vytváří se plynulý přechod

mezi oběma materiály, ve kterém se, vlivem nauhličení austenitu se strany Pyroferalu, objevuje eutektikum o značné tvrdosti (obr. 5).

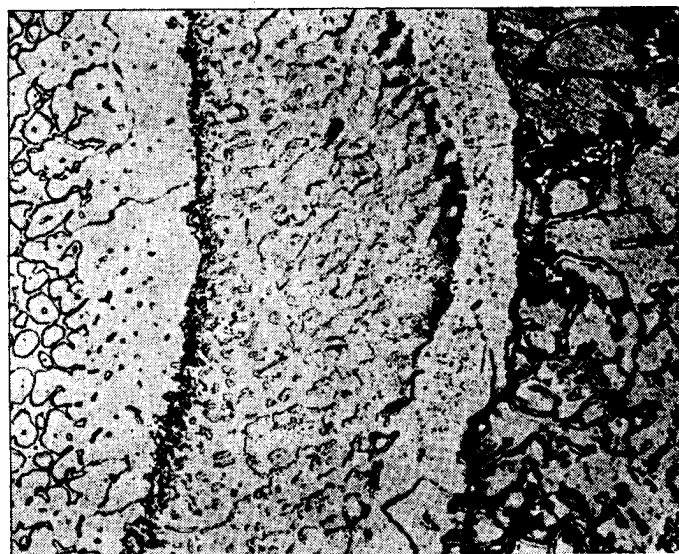
Uvedený postup svařování se provozně osvědčil v Leninových závodech v Plzni při opravování vad odlitků z Pyroferalu. V n. p. Inwald v Teplicích jsou dokonce s úspěchem svařovány pro použití ve sklářských strojích některé drobné odlitky z Pyroferalu s nelegovanými ocelovými součástmi pomocí elektrod BH 48.

Žáruvzdornost svarů.

Při stejné struktuře svarového kovu, přechodového pásma i základního materiálu u svarů Pyroferalu bylo možno očekávat i nesníženou žáruvzdornost svařených vzorků.



Obr. 4. Svar Pyroferalu. Různá hrubost karbidů ve svaru a základním materiálu.



Obr. 5. Mikrostruktura svaru Pyroferalu (pravá část snímku) za použití austenitické elektrody 18 Cr 8 Ni. Leptáno elektrolyticky.

Méně jasná byla otázka žáruvzdornosti u svarů provedených austenitickou elektrodou. Proto byly provedeny porovnávací zkoušky žáruvzdornosti při 1000 °C po celkovou dobu 500 hodin. Bylo užito zkušebních tělísek ve tvaru hranolků o přibližné velikosti 10 × 10 ×

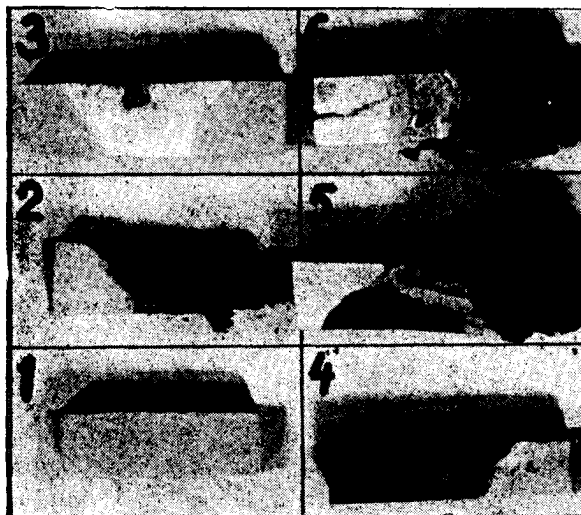
× 30 mm, které byly vyříznuty ze svařených vzorků tak, aby zahrnovaly mimo svarového kovu i oba základní materiály.

Byla volena nejobvyklejší metoda sledování váhových přírůstků vzorků v závislosti na čase, užitá již při dřívějších zkouškách (15, 16).

Zkouška potvrdila, že žáruvzdornost vzorků Pyroferalu se svarem neliší se o žáruvzdornosti základního materiálu. Porovnání s údaji Halletovými (17), který celkem stejnou metodikou a při přibližně stejném rozměru zkušebních tělísek zhodnotil a porovnal žáruvzdornost celé řady vysokolegovaných žáruvzdorných slitin na basi Cr-Ni, ukazuje, že žáruvzdornost Pyroferalu při teplotě 1000 °C vyrovná se nejlepším slitinám, které Hallet zkoušel.

Velmi názorný je i snímek některých vzorků po zkoušce (obr. 6). Vzorky z Pyroferalu mají po zkoušce čistý, matně šedý povrch, tvořený souvislou vrstvou Al_2O_3 a zcela ostré hrany. Většinou nelze odlišit svar a základní materiál. Vzorky kombinovaných svarů, na př. Pyroferal-AKC, svařované austenitovou elektrodou, ukazují jednak sníženou žáruvzdornost vlastního austenitického svaru, jednak umožňují již podle vzhledu a stupně opalu přímé visuální porovnání žáruvzdornosti obou základních materiálů.

Stohodinová zkouška stejných vložků při 1100 °C potvrdila výsledky zkoušky žáruvzdornosti při 1000 °C.



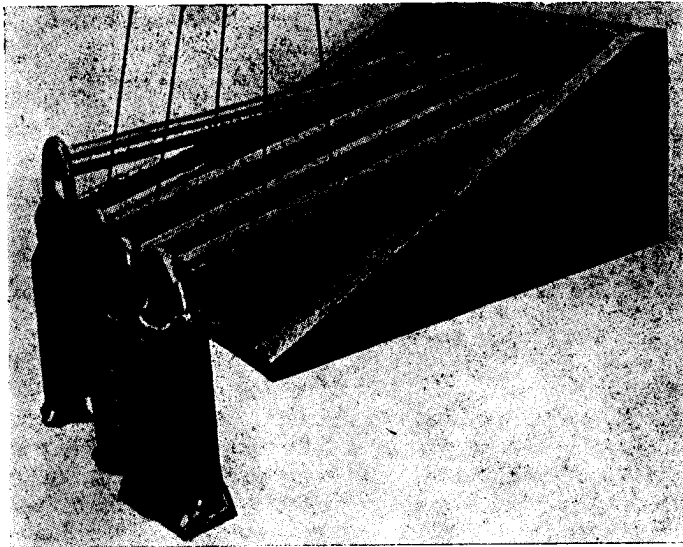
Obr. 6. Svařené vzorky po zkoušce žáruvzdornosti 1000 °C, 500 hod.

Označení materiálu: 1. Pyroferal-Pyrof.-Pyroferal. 2. Pyroferal-Austenit-AKC. 3. Pyroferal-Pyrof.-Pyroferal. 4. AKX-Austenit-Pyroferal. 5. Pyroferal-Pyrof.-AK 3. 6. Pyroferal-Austenit Rena.

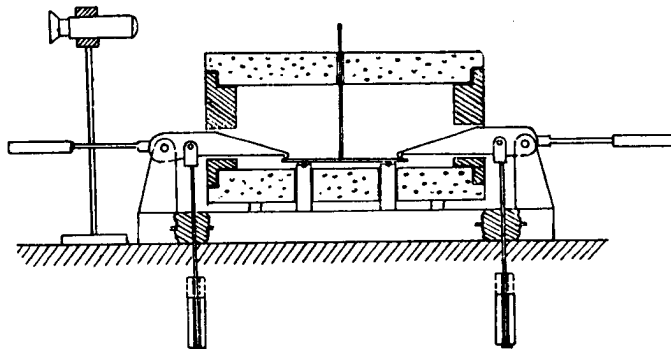
Únosnost za vysokých teplot.

Od žáruvzdorných materiálů se nepožadují tak vysoké mechanické hodnoty za provozní teploty, jako od materiálů žárupevných. Přesto je únosnost za tepla i zde velmi důležitým činitelem, neboť u řady konstrukcí, které nedovolují ochlazení, je třeba volit materiál pokud možno současně žáruvzdorný i žárupevný. Volba materiálu s vyšší únos-

ností za tepla dovoluje, i při malém mechanickém namáhání součásti (velmi často jen vlastní vahou), buď vylehčení celé konstrukce a tím úsporu materiálu nebo značné prodloužení životnosti, která je dána dovolenou deformací součásti.



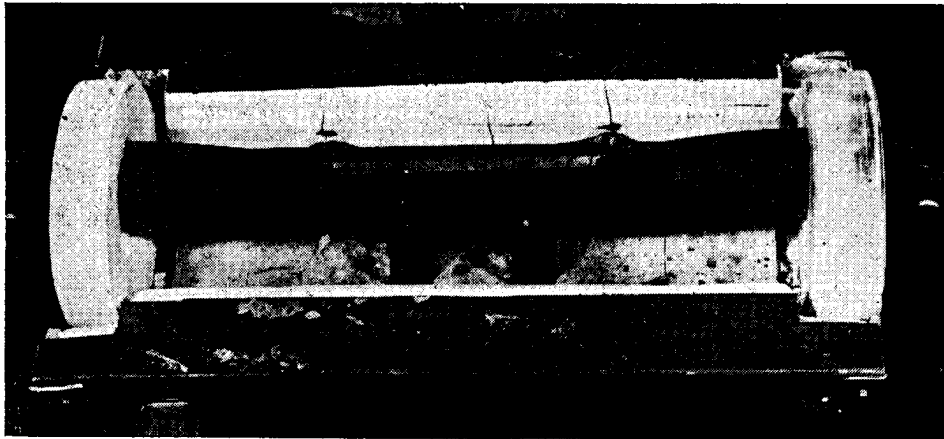
Obr. 7. Zkouška tečení v ohybu na vetknutých nosnících.



Obr. 8. Schema zkoušky tečení v ohybu.

Protože pro naše záruvzdorné oceli nejsou k dispozici přesné údaje o mezi tečení za vysokých teplot, bylo nutno provést zkoušku únosnosti za tepla především jako porovnávací. Byla volena zkouška tečení v ohybu. Její předností je jednoduchá prismatická zkušební tyč, kterou lze snadno vyrobit i při obtížné obrobiteľnosti zkušebných materiálů. Tato zkouška nevyžaduje také řešení nesnadné otázky spolehlivého upnutí hlav zkušebních tyčí, jako běžná zkouška tečení v tahu.

Zkouška tečení v ohybu v poměrně primitivním uspořádání, které ukazuje obr. 7, užívá se v zahraničí celkem běžně k hrubému ocenění odolnosti proti tečení při velmi

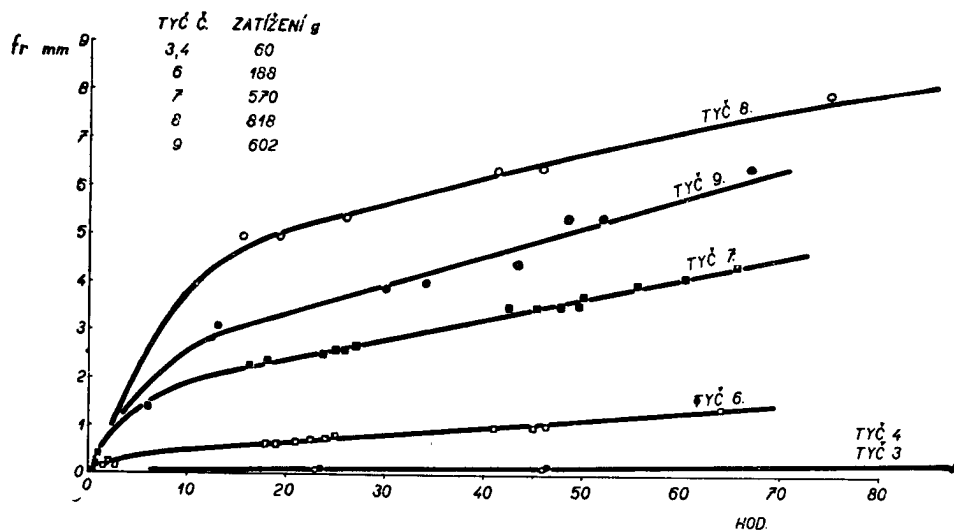


Obr. 9. Otevřená zkušební pírka se dvěma vzorky.

vysokých teplotách. Hlavní nevýhodou této zkoušky je namáhání měnicí se podél délky tyče a závislost výsledků na jakosti vetknutí zkušebních nosníků.

Pro naše zkoušky byla proto užita přesnější metoda ohybu prismatického nosníku o dvou podporách, zatíženého konstantním ohybovým momentem, kterou se zabýval v jednodušší úpravě a při nižších teplotách již Ryska (18, 19). Hlavní sledovanou veličinou je velikost průhybu ve středu tyče v závislosti na čase. V uspořádání VÚMT se průhyb měří opticky kathetometrem. Schema uspořádání zkoušky je na obr. 8. Pohled na otevřenou zkušební jednotku pro současné zkoušení dvou vzorků ve společném topném prostoru, která byla postavena ve VÚMT, je na obr. 9.

TEČENÍ V OHYBU MATERIÁLU PYROFERAL



Obr. 10. Křivky tečení Pyroferalu v ohybu při teplotě 1000 °C.

Zkoušky byly provedeny na tyčkách $4 \times 8 \times 160$ mm při vzdálenosti podpor 60 mm, s ramenem zatěžující síly 40 mm při teplotě 1000 °C. Ve zkouškách při dalších teplotách se pokračuje.

Výsledkem zkoušek jsou křivky tečení v ohybu, vyjadřující zvětšování průhybu zkušební tyče podle času při stálé teplotě a konstantním zatížení. Příklad křivek tečení v ohybu pro různé zatížené tyče Pyroferalu je na obr. 10.

Zkoušky byly provedeny dále na feritické žáruvzdorné oceli AKX, austenitické oceli AKC a 13% chromové litině na roštnice. Chemické složení těchto materiálů je na tab. 6. Vzájemné porovnání jejich odolnosti proti tečení umožňuje jednak obr. 11, jednak tabulka skutečných průhybů zkušebních tyčí v závislosti na počátečním napětí krajního vlákna, vypočteném za předpokladu rozdělení napětí v ohýbaném průřezu podle přímky (tab. 5).

Tabulka 5.

Velikosti skutečných průhybů po určité době tečení v ohybu v závislosti na počátečním napětí (teplota 1000 °C).

Počáteční napětí kg/mm ²	Skutečný průhyb mm			Materiál
	za 30 hod.	za 60 hod.	za 90 hod.	
0,0140	0,95	1,35	1,80	AKX 13% chromová litina
0,015	0,170	0,330		
0,019	—	0,060		Pyroferal AKX
0,020	1,05	1,50		
0,056	0,105	0,170	0,190	Pyroferal 13% chromová litina
0,070	1,70	2,70		
0,176	0,8	1,30		Pyroferal AKC
0,148	0,84	1,7		

*) Hodnoty získané extrapolací u zkoušek přes 80 hod.

Tabulka 6.

Chemické složení vzorků.

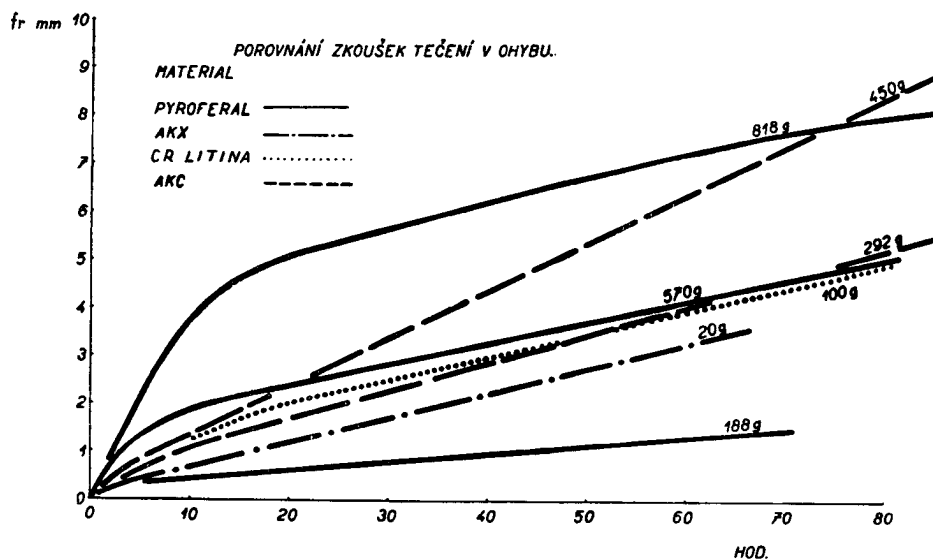
Materiál	C %	Mn %	Si %	Cr %	Ni %	Mo %	Analýza
AKC (ČSN 17255)	0,17	0,5	1,23	24,0	19,0		směrná
AKX (ČSN 17153)	0,12 0,11	0,5	0,35	25,0 25,6	1,25		směrná VÚMT
13% chromová litina	1,71			13,92			VÚMT

Zkoušku tečení v ohybu, trvající 90 hodin, je nutno podle dnešního názoru na tečení kovů považovat za příliš krátkou (20). Skutečnost, že při ohybu je k dosažení ustáleného stavu potřeba následkem postupného relaxování maximálně napjatých vláken průřezu delší doby než při napětí tahovém, mluví také pro nutnost zkoušek dlouhodobějších.

Přesto je možno výsledky porovnat a zhodnotit alespoň kvalitativně takto:

Při 1000 °C má Pyroferal únosnost několik desítek násobně vyšší než ocel AKX, několikrát vyšší než chromová 13% litina, asi dvojnásobnou než ocel AKC.

Z výsledku zkoušky u ocelí AKX a AKC je dále možno s ohledem na vysokou celkovou deformaci i poměrně značnou rychlost tečení krajního vlákna (vesměs řádově vyšší než hodnota $10 \times 10^{-4} \%$ /hod., předepsaná jako kritérium pro zkoušky tečení v tahu



Obr. 11. Porovnání křivek tečení v ohybu různých materiálů při 1000 °C.

podle ČSN označit hodnoty doporučených namáhání, které udává výrobce (21), za příliš vysoké. Rozsahy napětí, kterých bylo při našich zkouškách užito, zakreslené v diagramu doporučených namáhání podle výrobce, ukazuje obr. 12. Je nutno poznamenat, že pro tahové namáhání, pro které by mohla tabulka právě tak sloužit, byly by poměry ještě nepříznivější než pro ohyb a rychlost tečení i celková deformace ještě vyšší. Ze zakreslených hodnot pro Pyroferal je možno soudit, že únosnost Pyroferalu při 1000 °C vyrovná se únosnosti oceli AKC při teplotě 900 °C.

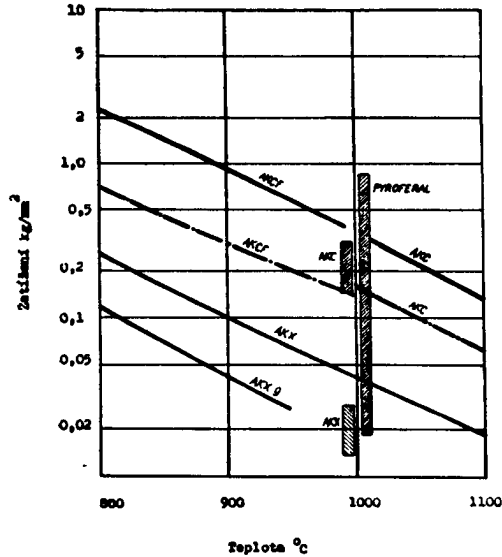
Tepelná roztaživost.

Pro některé případy použití a volbu poměrů při některých technologických pochodech je důležitou hodnotou lineární součinitel tepelné roztaživosti.

Lineární součinitel tepelné roztaživosti α byl určen v rozmezí 20–950 °C pro několik taveb Pyroferalu jednak v litém stavu, jednak po žíhání 100 hodin při teplotě 1000 °C k ověření vlivu dlouhodobého ohřevu na dilatometrickou křivku. Měření bylo provedeno na dilatometru Leitz - Bollenrath HTV. Průměrná hodnota součinitele α různých taveb je 22 až 23×10^{-6} , t. j. o něco vyšší než pro austenit. oceli. Dilatometrický záznam (obr. 13) svědčí o tom, že v užitém oboru teplot neprodělává slitina žádných vnitřních změn. Také dlouhodobé žíhání zůstalo bez vlivu.

Odolnost proti zadírání.

V době vyšetřování vlastností slitin železo-hliník byly v ústavu prováděny zkoušky odolnosti proti zadírání austenitových ocelí, určených pro návary těsnicích ploch vysokotlakých armatur. Pro informaci byly proměřeny i vzorky Pyroferalu. Podstatou zmíněné zkoušky je sledování růstu krouticího momentu, který se přenáší čelně po sobě klouzajícími vzorky. Vzorky jsou zatěžovány přítlakovým tlakem, který vzrůstá plynule až do 70 kg/cm² (22).

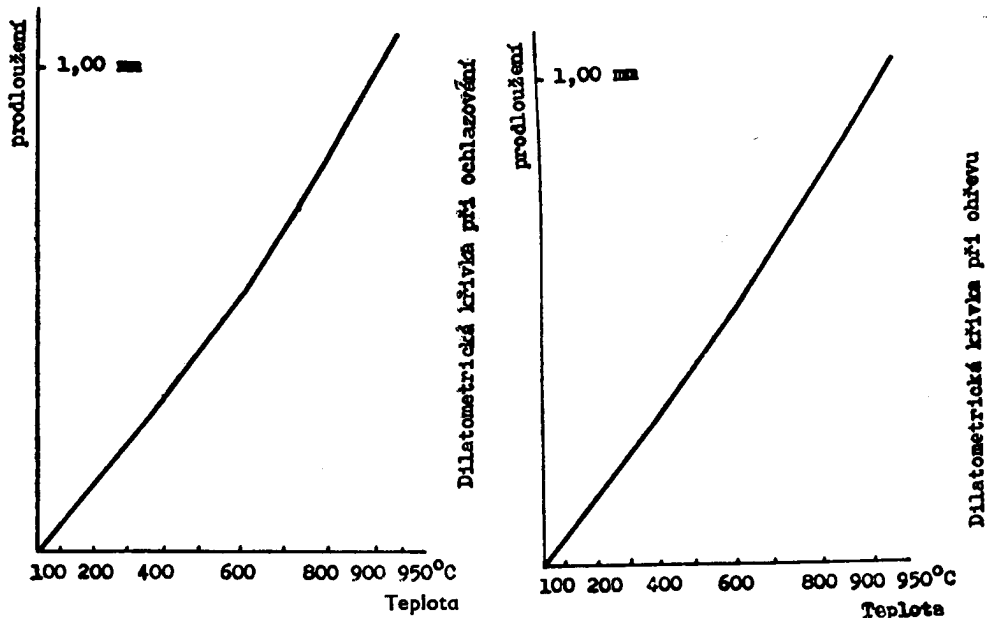


Obr. 12. Oblast napětí užitých při zkouškách Pyroferalu zakreslená v diagramu doporučených namáhání podle katalogu SONP.

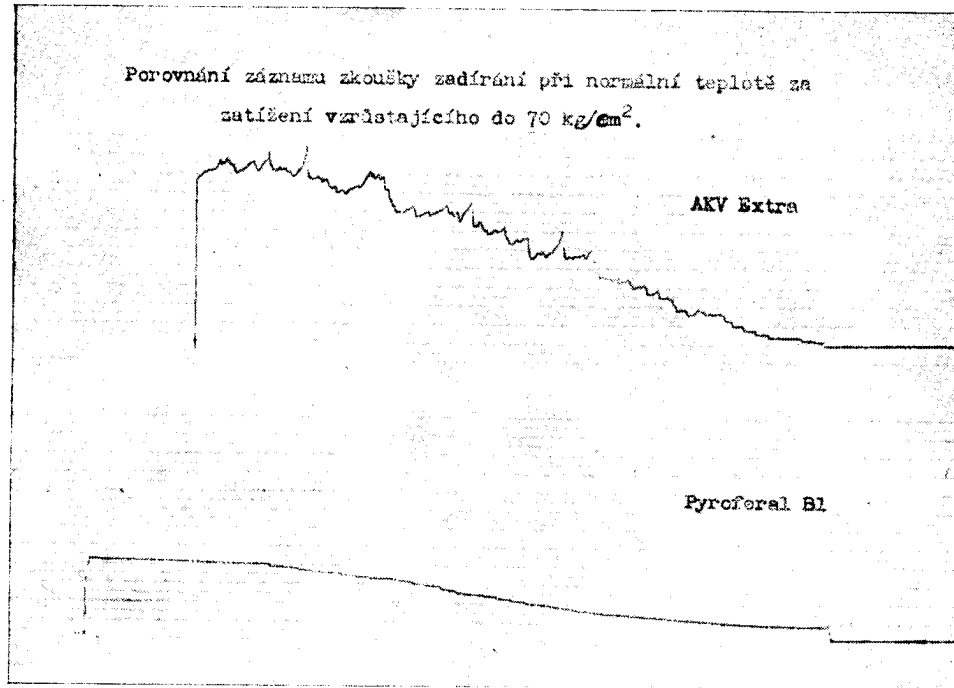
Při zkouškách provedených jednak při normální teplotě, jednak při 500 °C, vykázal Pyroferal velmi dobrou odolnost proti zadírání, a překvapivě nízký součinitel tření (tabulka 7). O vysoké odolnosti proti zadírání v porovnání proti oceli AKV Extra svědčí zápis růstu krouticího momentu v závislosti na zatížení (obr. 14), pořízený na zkušebním zadíracím stroji.

Otázka samovolného rozpadu slitiny.

U některých taveb slitin Fe-Al, natavených již v první etapě prací, byl pozorován sklon k samovolnému rozpadu slitiny. Bylo pozorováno, že tento rozpad probíhá pouze



Obr. 13. Dilatometrická křivka Pyroferalu.



Obr. 14. Záznam zadíracích zkoušek Pyroferalu a Austenit. ocele AKV Extra.

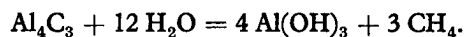
Tabulka 7.

Koeficient tření některých slitin, zjišťovaný při zatížení 70 kg/cm^2 .

Slitina	f_{70}
Pyroferal	0,28
AKV Extra (ČSN 16345)	0,66
Stellit číslo 12	0,33
Real BK	0,37

u některých taveb ze zkušební řady, je podporován vlhkostí a dochází k němu pouze za normální teploty za vzniku charakteristického zápachu po acetylenu. Za vyšší teploty k rozpadu v žádném případě nedošlo. Rychlost zmíněného rozpadu byla u některých taveb téměř nezatelná a jev se vyznačil po déle než jednom roce uskladnění pouze mírným zdrsňením opracovaného (na př. broušeného) povrchu. U několika taveb došlo k rychlému rozpadu během několika dní.

Metalografické sledování ukazovalo, že příčinou rozpadu mohou být rozpadávající se karbidy hliníku. S tím souhlasí i údaje literatury o možnosti rozkladu karbidu hliníku působením vody podle rovnice

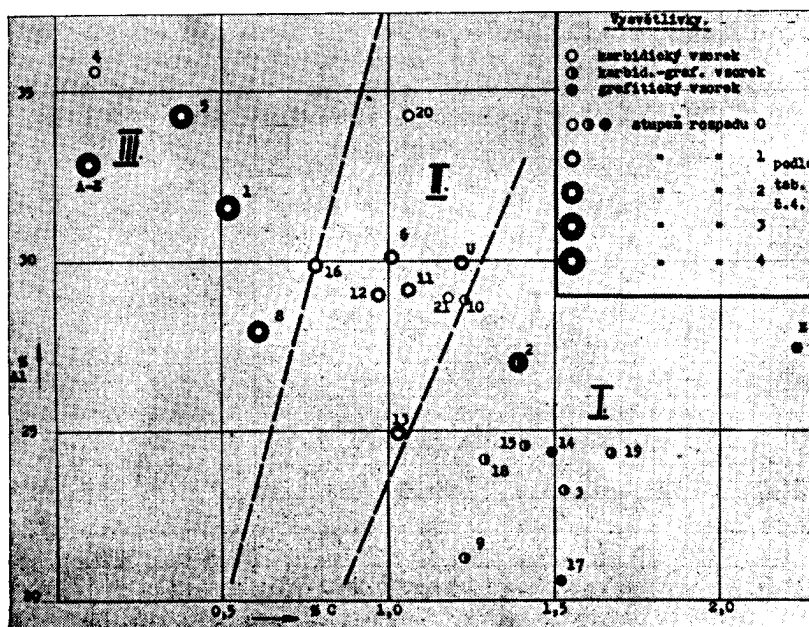


U jedné z taveb podléhajících rychlému rozpadu byl jímán vyvíjející se plyn. První podíly plynu hořely svítivým plamenem a páchly po acetylenu, další podíly hořely nesvítivým, slabě namodralým plamenem. Důkaz methanu v plynu proveden nebyl, avšak ve spalných produktech z tohoto plynu byl kvalitativně dokázán kysličník uhličitý a voda. Také hoření nesvítivým plamenem nasvědčuje uhlovodíku s velmi malou molekulou.

Protože rychlý rozpad znemožnil by použití některých taveb, byla tato otázka sledována během celé dosavadní práce. Byl pozorován jednak lící povrch, jednak opracovaná plocha odlitků všech taveb a subjektivně posuzovaná velikost rozpadu rozdělena do pěti tříd:

- 0..... naprosto žádný rozpad.
- 1..... rozpad velmi pomalý, jeví se pouze zdrsněním broušené plochy.
- 2..... rozpad o něco rychlejší, vedoucí k zdrsnění broušené plochy během 3—5 měsíců.
- 3..... rozpad, vedoucí k vydrolování a ulamování kusů materiálu během 3—5 měsíců.
- 4..... velmi rychlý rozpad na drť.

Takto klasifikované tavby byly zaneseny do diagramu chemického složení (obsah C a obsah Al), viz obr. 15. Zpracováním víc než 50 taveb ukazuje se celkem jasná závislost sklonu k rozpadu na chem. složení. V diagramu vznikají 3 oblasti:



Obr. 15. Závislost sklonu k samovolnému rozpadu na chemickém složení taveb.

Oblast I, ve které leží čistě grafitické slitiny s vysokým obsahem uhlíku typu asi Čugalu - (tavba E) a přechodové typy se strukturou karbidicko-grafitickou. Tato oblast je prostá rozpadu a je omezena přibližně čarou poměru $Al/C = 24$.

Oblast II, ve které leží čistě karbidické slitiny typu Pyroferalu. V této oblasti je rozpad velmi malý, případně žádný. Oblast je ohraničena čarou poměru $Al/C = 37$.

Oblast III, ve které leží karbidické slitiny nad uvedeným poměrem, ve které je rozpad velmi rychlý.

Domníváme se, že uvedené rozdělení oblastí diagramu může být vodítkem pro použitelnost slitin železa a hliníku i když je nejvýš pravděpodobné, že se tu projeví i další podružné vlivy, na příklad vliv naplynění tavby (zejména obsah vodíku) a přehřátí či lící teplota. Tyto vlivy, bližší objasnění sklonu k rozpadu a možnost úplné stabilisace slitin malými přísadami nedeficitních legujících prvků jsou předmětem další práce. Na základě vyšetření vysokého počtu taveb je však možno říci, že u slitin, u nichž bylo udrženo směrné chemické složení, není nutno se obávat nebezpečného samovolného rozpadu. Dosavadní, dosud neuzavřené výsledky v tomto směru jsou velmi slibné.

Slévárenské vlastnosti a technologie slitin Fe-Al.

Vypracování slévárenské technologie a ověření slévárenských vlastností Pyroferalu ujal se velmi iniciativně Výzkumný a zkušební ústav Leninových závodů v Plzni (23), který také umožnil obětavým odlitím řady zkušebních odlitků pro různé zájemce první provozní vyzkoušení. Výsledky této práce shrnul Zd. Eminger do samostatného příspěvku.

Zkušenosti z provozu.

Výroby některých dalších odlitků pro praktický provoz ujal se na základě směrnic vypracovaných v Leninových závodech národní podnik Kdyňské strojírny a Testroj v Teplicích. O výsledcích a zkušenostech z provozu typických odlitků, z nichž některé pracují již 10 měsíců, informuje v dalším příspěvku Míl. Vyklický (dále i 24).

Zhodnocení výsledků a závěr.

Souhrn základních vlastností Pyroferalu, sestavený v tab. 4 na podkladě dosavadní práce, umožňuje srovnání s jinými žáruvzdornými slitinami, užívanými pro oblast teplot 1000—1100 °C, především ocelí chromových a chromniklových. Je možno uvést tyto přednosti Pyroferalu:

a) Proti slitinám legovaným do 30 % chromu.

Není deficitní, je asi pětkrát levnější, má vyšší odolnost proti okujení, menší měrnou váhu, podstatně vyšší únosnost za teploty 1000 °C (několik desítenásobnou), nepodléhá zkřehnutí vlivem delšího provozu.

b) Proti austenitickým ocelím do 25 % chromu a 20 % niklu.

Není deficitní, je asi desetkrát levnější, má podstatně vyšší odolnost proti nauhlčení a vlivu sirných sloučenin, má vyšší odolnost proti okujení, nižší měrnou váhu a přibližně dvojnásobnou únosnost za teploty 1000 °C.

Porovnání Pyroferalu s hliníkovou litinou typu Čugalu, pokud mohly být vlastnosti slitiny posledně jmenované laboratorně ověřeny, resp. zjištěny v dosažitelné literatuře, dává tento obraz:

Pyroferal má podstatně lepší slévateľnosť a dosažitelnost přesného a čistého povrchu. Má mnohem vyšší pevnost i houževnatost, i vyšší únosnost za tepla, vyšší žáruvzdornost, vyšší odolnost proti opotřebení. Čugal je naopak mnohem lépe obrobiteľný. Je tedy možno označit Pyroferal za další, co do teploty použití nejvyšší stupeň v následující řadě úsporných litých žáruvzdorných materiálů:

Slitina	teplota použití °C
Silal	do 750—800
Silal 06	do 900
Čugal	do 1000
Pyroferal	do 1150—1200

Své místo si uhájí jak v naznačené oblasti provozních teplot, tak i pro některé další případy použití, které vyžadují zvláštní odolnosti proti opotřebení za vysokých teplot, či odolnosti proti chemickým vlivům pracovního prostředí.

Od zavedení naznačené řady úsporných žáruvzdorných slitin, jejíž dokončení Pyroferal tvoří, je možno očekávat významný hospodářský přínos, především podstatným omezením spotřeby méně úsporných nebo deficitních ocelí chromových a chromniklových, zejména pokud jsou užívány jako odlitky.

К ИЗУЧЕНИЮ СВОЙСТВ ЖАРОСТОЙКИХ СПЛАВОВ ЖЕЛЕЗА И АЛЮМИНИЯ

Д-р инж. Ярослав Плугарж

Резюме:

В статье подведены итоги установленных до настоящего времени механических, физических и химических свойств карбидного сплава железа и алюминия типа Пироферала. Подробно рассматривается в первую очередь полужесткость при высоких температурах, сравнивается и жаростойкость сварных соединений. Далее докладывается о склонности некоторых сплавов к самовольному распаду и указываются условия отсутствия этого явления. В заключении сопоставлены свойства Пироферала с некоторыми общераспространенными хромистыми и хромо-никелевыми жаростойкими сплавами.

BEITRAG ZUM STUDIUM DER EIGENSCHAFTEN HITZEBESTÄNDIGER EISEN-ALUMINIUMLEGIERUNGEN

Dr. Ing. Jaroslav Pluhař

Der Beitrag fasst die bisher festgestellten mechanischen, physikalischen und chemischen Eigenschaften der karbidischen Eisen-Aluminiumlegierung Pyroferal zusammen. Es wird vor allem die Tragfähigkeit bei hohen Temperaturen, die Möglichkeit des Schweißens und die Hitzebeständigkeit der Schweißnähte besprochen. Weiters wird über die Neigung zum Selbstzerfall einiger dieser Legierungen berichtet und werden die Bedingungen erörtert, unter denen diese Erscheinung nicht eintritt. Zum Schlusse werden die Eigenschaften des Pyroferals mit denen der gebräuchlichen hitzebeständigen Chrom- und Chromnickel-Legierungen verglichen.

CONTRIBUTION TO THE INVESTIGATION OF THE QUALITIES OF HEAT RESISTING IRON-ALUMINIUM ALLOYS

Dr. Ing. Jaroslav Pluhař

The communication reports about the so far known mechanical, physical and chemical properties of a new carbidic iron-aluminium alloy, the Pyroferal.

Its bearing power at high temperatures, the weldability and the heat resistance of welds are treated in detail. Reference is also made to the tendency of decomposition of some of these alloys and conditions are indicated to prevent this phenomenon. The properties of Pyroferal are compared with those of the usual heat resistant alloys of the chromium and chrome-nickel type.

CONTRIBUTION A L'INVESTIGATION DES PROPRIETES DES ALLIAGES FER-ALUMINIUM, RESISTANT A LA CHALEUR

Dr. Ing. Jaroslav Pluhař

Ce compte rendu résume les propriétés jusqu'à présent trouvées de l'alliage carbidique Fe-Al du type Pyroféral: la force portative aux températures élevées, la soudabilité et la résistance des soudures à la chaleur. L'auteur constate que plusieurs de ces alliages ont la tendance de se décomposer, mais indique les conditions sous lesquelles ce phénomène ne se produit pas. Les propriétés du Pyroféral sont comparées à celles de quelques alliages au chrome et nickel-chrome.

LITERATURA

1. *Bungardt*: Entwicklung und Stand der hitzebeständigen Walz- und Schmiedestähle. Stah u. Eisen 1951, č. 6, str. 273–283.
2. *Ployé*: Influence de l'aluminium sur les propriétés des fontes ordinaires. Revue de Metallurgie 1935, č. 6, str. 248–270 a č. 7, str. 302–320.
3. *Thyssen*: The Influence of Si and Al on the Resistance of Cast Iron to High Temperatures. J. Iron & Steel Inst. 1934, str. 153–218.
4. *Giršovič*: Čugunoe litjo (1949).
5. *Popov*: Polučeniye žaroupovnovo čuguna „Čugal“. Lit. proizv. 1952, č. 4, str. 31.
6. *Popov*: Zpráva Instytutu Odlewnictva Z-5088 z r. 1952. Zeliwo ognioodporne.
7. *Sykes, Bampfylde*: The Physical Properties of Iron-Aluminium Alloys. J. Iron & Steel Inst. 1934, č. 2, str. 389–418.
8. *Scheil*: Einfluss von Legierungszusätzen auf das Zundern des Eisens (Archiv Eisenhüttenw. č. 8, 1935/36, str. 405–416).
9. *Scheil*: Noticka o „Thermonolu“. La Nature, Sept. 1954.
10. *Scheil*: Noticka o „Thermonolu“. Engineer's Digest, July 1954.
11. *Nachman, Buchler*: 16% Al-Fe Alloy, Cold Rolled in the Orderdisorder Temperature Range. J. Applied Physics 1954, č. 3, str. 307–313.
12. *Lustman*: The Resistance of Metals to Oxidation at Elevated Temperatures. Metals Handbook ASM 1948, str. 223–227.
13. *Akimov*: Theorie a zkušební metody korose kovů.
14. *Vogel, Mäder*: Das System Eisen-Aluminium-Kohlenstoff. Archiv Eisenhüttenw. 1936, č. 7, str. 333–340.
15. *Pluhař-Vyklický*: Úsporné žáruvzdorné slitiny pro teploty nad 800 °C. Slévárenství 1954, č. 4; Práce Čs. výzkumu slévárenského, str. 9–16.
16. *Pluhař*: Zpráva č. Z-53-136 (neuveř.).

17. *Hallet*: Tests on Heat-Resisting Cast Irons. J. Iron and Steel Inst. Apr. 1952, str. 321–329.
18. *Ryska*: Zkoušení žárupevného materiálu namáháním v ohybu při vysokých teplotách. Zpráva ČKD-Stalingrad 1950 (neuveř.).
19. *Ryska*: Výzkum meze tečení v ohybu ohnivzdorných materiálů spec. slitin, určených pro stavbu parních kotlů a armatur. Zpráva 5/51 ČKD-Stalingrad 1951 (neuveř.).
20. *Pluhař*: Současný stav znalostí o tečení kovů. Strojnický sborník č. 11.
21. *Pospíšil*: Poldi Anticorro-žáruvzdorné oceli. Katalog Poldiny huti.
22. *Shon*: Zadržovací zkoušky dvojic ocelí pro vřetena a matice armatur. Zpráva Z-53-139 z r. 1953 (neuveř.).
23. *Eminger*: Příspěvek k otázce výroby pyroferalových odlitků. Zpráva TIZ 397, Leninovy závody, Plzeň 1955.
24. *Vyklíčský*: Výzkum použitelnosti úsporných žáruvzdorných slitin Fe-Al. Zpráva Z-54-191/I z r. 1954.

Dr Zdeněk Eminger

laureát státní ceny

PŘÍSPĚVEK K OTÁZCE VÝROBY PYROFERALOVÝCH ODLITKŮ

V předloženém pojednání je diskutováno o vlivu hlavních výrobních činitelů na jakost pyroferalových odlitků. Jsou probrány otázky tavení, volby vsázkových surovin, odlévání, smrštění, formovacích písků, formovací techniky a vtokových systémů. Jsou rovněž diskutovány nejčastější vady pyroferalových odlitků a uvedeny jejich příčiny. V práci je uveden optimální výrobní postup a na příkladech odlitků předveden vtokový systém. Na konci je pak učiněn návrh, aby při volbě pyroferalu bylo postupováno s náležitou opatrností a tento materiál používán jen tam, kde je bezpodmínečně třeba.

Od doby, kdy Výzkumným ústavem materiálu a technologie v Praze byl vypracován a k patentu přihlášen nový materiál pyroferal, prováděl Výzkumný a zkušební ústav Leninových závodů v Plzni práce, zaměřené ke zvládnutí výrobní technologie odlitků z této železo-hliníkové slitiny. Hned na začátku je třeba říci, že nebylo možné využití stávajících theoretických názorů ani empirických zkušeností získaných při výrobě odlitků z oceli, lehkých, barevných a speciálních slitin, neboť nová slitina vykazovala zcela specifické vlastnosti, jen v určitých směrech podobných vlastnostem odlitků z ferrilitu.

Účelem naší práce bylo po detailním prošetření metalurgického postupu, formovací a lící techniky vypracovat konečný předpis, který by zaručil ekonomickou výrobu odlitků, které jsou určeny především k provozu za vysokých teplot nebo v chemicky reaktivním prostředí.

Při vývojových pracích, zaměřených k zjištění významu jednotlivých výrobních činitelů na jakost pyroferalových odlitků jsme odlévali několik druhů typických výrobků, u kterých se dalo předpokládat, že v provozu budou vykazovat velmi příznivé vlastnosti.

V další části proto stručně uvedeme výsledky získané vývojem technologického postupu odlitků z pyroferalu a současně tam, kde jsme získali zkušenosti s jejich provozem, uvedeme i tyto informace.

Kdybychom slévárenské vlastnosti Pyroferalu posuzovali jen podle zkoušky slévateľnosti či zabíhavosti, mohli bychom ho zařadit mezi nejvíce slévateľné slitiny vůbec. Jak vývojová praxe ukázala, je přesto výroba odlitků z pyroferalu dosti obtížná a choulostivá a vyžaduje mimořádné slévárenské péče a přesně dodržovaného technologického postupu. Proto je možno předem říci, že odlévání pyroferalu nebude možné provádět v každém závodě, nýbrž jen v takovém, který svým zařízením a vysokou slévárenskou úrovní má k této výrobě předpoklady.

V krátkosti uvedme hlavní informace o chemickém složení, surovinách, použitých pecích, jednotlivých výrobních operacích a některých vlastnostech pyroferalu.

1. Chemické složení.

VÚMT Praha ve svém návrhu uvedlo chemické složení, které je optimální s hlediska požadovaných vlastností pyroferalových odlitků. Složení je následující:

C 1,22 % - Mn 0,50 % - Si 1,00 % - P 0,30 % - S 0,010 % - Al 30,00 %.

Naše práce byly zaměřeny k zjištění optimálního složení s ohledem na výrobní technologii. Vyzkoušeli jsme obsah jednotlivých prvků v poměrně velkém rozmezí a zjistili, že navržené chemické složení je optimální i s hlediska výrobní technologie. Bylo-li zjištěno, že obsah manganu, křemíku, fosforu a síry nemá v běžných slévarenských tolerancích podstatného významu na jakost odlitků a množství zmetků, byl na druhé straně zjištěn poměrně velký význam obsahu uhlíku a hliníku. Obsah uhlíku jsme zkoušeli od 0,10 až do 2,00 %. Bylo obecně zjištěno, že s klesajícím obsahem uhlíku velmi silně stoupá křehkost odlitků a jejich náchylnost k praskání. To platí především pro obsah uhlíku nižší než 1 %. Obsah uhlíku v rozmezí 1–2 % se nijak výrazně neprojevil. Obsah hliníku je pak především významný s hlediska žádaných vlastností pyroferalu a není jej proto možno měnit, nehledě na to, že odlitky obsahující kolem 30 % Al jsou nejméně křehké.

Na základě těchto zjištění je možné uvést rozmezí obsahu jednotlivých prvků, které zaručuje jednak nejlepší vlastnosti odlitků, jednak nejvýhodnější výrobní technologii:

C	Mn	Si	P	S	Al
1,00–1,50	do 1,00	do 1,00	do 0,300	do 0,030	28,00–32,00 %

Toto složení je v současné době možno považovat za všestranně optimální.

2. Tavení.

Abychom zjistili, které tavicí pece přicházejí v budoucnu v úvahu pro výrobu pyroferalových odlitků, provedli jsme jednak tavby s pevnými vsázkami, jednak tavby slévání. Tavili jsme v elektrické obloukové ocelářské peci s přímým obloukem, ve speciálních elektrických pecích s nepřímým obloukem a ve vysokofrekvenčních pecích. Z provedených prací můžeme uvést tyto zkušenosti:

a) Tavby z pevné vsázky v elektrické peci s přímým obloukem.

Do pece byl nejprve nasazen kovový šrot a litina v poměru zaručujícím předepsané chemické složení. Po úplném natavení vsázky byl pod strusku vsazován hliník ve tvaru housek. Při těchto tavných docílovalo se v průměru 4 % propalu. Odlitky vyrobené tímto způsobem byly velmi náchylné k praskání a rozpadu vlivem vysokého přehřátí lázně v peci, kterému se v tomto případě nelze - alespoň v blízkosti přímého oblouku - úplně vyhnout. Vysoká teplota lázně, znamenající vysokou rozpustnost plynů, vedla někdy i k případům, kdy mimořádně naplyněné odlitky se během několika hodin přímo ve formě rozpadly. U těchto taveb bylo při rozpadu zjištěno až 160 cm³ vodíku na 100 g slitiny. Rozpad byl provázen vývojem acetyleny (C₂H₂) při úbytku uhlíku z 1,2 na 0,3 %.

Tento způsob tavení není proto možné v provozu doporučit.

b) Slévání tavby.

K zjištění, do jaké míry by bylo možné provozně využít slévání natavené oceli (vyrobené v elektrické obloukové peci) nebo litiny (vyrobené v kuplovně) s roztaveným

hliníkem, nataveným v některé z běžných konstrukcí pecí, provedli jsme pokusy na dřívě zmíněné elektrické obloukové peci. Natavená ocelová vsázka byla odlita do pánve obsahující již natavený hliník. Tavby tohoto druhu vykazovaly až 25 % propalu hliníku. Jejich velkou nevýhodou je značné množství oxydických blan (kůží), které znemožňují výrobu zdravých odlitků. Vzhledem k tomu, že oxydické blány mají zhruba stejnou specifickou váhu jako tekutá slitina, tyto nemohou ani sedimentovat ke dnu, ani vyplouvat do strusky. Není proto možné tento postup pro provoz doporučit, neboť značné zvětšení povrchu lázně během slévání dává předpoklad k výskytu velkého množství oxydických blan i značného naplynění materiálu. Použijeme-li pro slévané tavby natavené oceli z elektrické obloukové pece, je navíc ještě nebezpečí z vysokého naplynění, odvozeného od přehřáté lázně. V případě, že by bylo použito kuplovný, je zde malá pravděpodobnost dodržení předepsaného chemického složení. Je proto nutné od slévaných taveb v provozu v tomto případě upustiti.

c) Tavení ve vysokofrekvenční peci.

Tavení ve vysokofrekvenční peci se pro provozní výrobu pyroferalových odlitků ukázalo jako nejvýhodnější. Tavby byly prováděny v kyselé suracitové vyzdívce, která je jen málo chemicky reaktivní s taveným materiálem. Výdržnost této vyzdívky je při tavení pyroferalu vyšší než při tavení běžných ocelí. Tavby ve vysokofrekvenční peci zaručují velmi dobrou regulovatelnost teploty jednoduchým ovládním topného příkonu pece, a co hlavně, umožňují nekovovým částem vyplouvat do strusky, neboť lázeň je po celou dobu tavby míchána topnými vířivými proudy. Hliník je přísazován bezprostředně po natavení ocelové lázně v houskách. Během tavení není vytvářena žádná syntetická struska, neboť natavením ocelového odpadu a vsazené litiny se tato vytvoří v dostatečném množství. Před vsazením hliníku je struska stažena. Tavby jsme prováděli v pecích obsahu 40, 250, 500 a 800 kg.

Tavbami ve vysokofrekvenční peci je možno zaručiti tekutou slitinu vyhovující slévarenským požadavkům, o obsahu vodíku 10—20 cm³/100 g před odpichem. Udané množství vodíku během lití a tuhnutí klesne natolik, že v odlitcích nacházíme od 3 do 9 cm³/100 g. Propal hliníku v těchto pecích dosahuje 1—4 %, průměrně 3 % u pecí s vyšší frekvencí, t. j. 4.000 per./sec. U pecí s nižší frekvencí je propal obvykle vyšší (na př. při 100 per./sec. asi 4—6 %).

Tavby ve vysokofrekvenční peci vykazovaly celkový obsah nekovových oxydických vměsků v rozmezí 0,02 až 0,03 %, což je asi 2—4krát více než u oceli a méně, než jich bývá u litiny vyrobené z kuplovný. Jejich chemické složení je přibližně toto:

60 %	Al ₂ O ₃
39 %	SiO ₂
1 %	MnO + FeO

Pro provoz je tedy možné doporučiti tavení ve vysokofrekvenčních pecích, a to pro výrobu jednoduchých i složitých odlitků.

Elektrické pece s nepřímým obloukem je možno doporučiti jen pro výrobu konstrukčně jednodušších odlitků, u kterých se připustí případně větší odchylky od dřívě uvedeného chemického složení.

3. Vsázkové suroviny.

V další části budeme již uvádět jen zkušenosti s tavbami provedenými na vysokofrekvenčních pecích, které se projeví jako provozně nejvýhodnější.

V zásadě je možné pracovat dvojím způsobem:

- a) přímým nauhličováním ocelového odpadu,
- b) syntetickým složením vsázky.

Při přímém nauhličování jsme jako vsázky používali ocelového odpadu kategorie I (0,30 % C, 0,30 % Mn, 0,30 % Si). Po jeho natavení dosadili jsme na holou tekutou lázeň jemně mletý grafit, kterým se obsah uhlíku zvýšil na předepsané množství. Vzhledem k tomu, že propal vsazeného uhlíku není vždy stejný a pohybuje se od 25 do 50 %, je třeba se o obsahu uhlíku, několik minut po nasazení grafitu, přesvědčit předzkouškou. V případě, že obsah uhlíku je nižší předpisu, provede se konečné nauhličení v množství zjištěném podle výsledku předzkoušky. Po nauhličení je pak vsazen hliník.

Jako syntetickou vsázku jsme použili ocelový odpad kategorie Ia zlomkové litiny o známém chemickém složení nebo ocelový odpad a litiny KD, VD a jiných, v houskách (4,2 % C, 0,5 % Mn, 0,5 % Si).

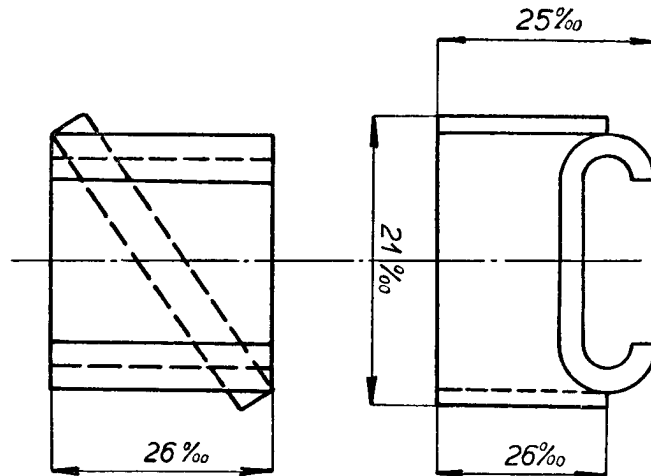
Po úplném natavení se osvědčilo provést těsně před odlitím komplexní desoxydaci (0,25 % Mn a 0,05 % Si), která má především ten význam, že se upraví konečná struska, která pak má fyzikální vlastnosti výhodné pro další výrobní operace.

Jakost odlitků vyrobených z přímo nauhličovaných taveb se jeví jako vyšší především jemnozrnnějším lomem a dále velmi nízkým obsahem fosforu a síry, většinou nižšími než 0,02 %.

Při tavných jsme použili různě čistého hliníku, od obsahu 99 až 85 %. Možno říci, že s úspěchem lze použít hliník znečištěný železem do 10 %. To umožňuje využít odpadních, pro vysoký obsah železa zmetkových, taveb. K výrobě pyroferalu je možné použít i hliníkových slitin znečištěných mědí a jinými kovovými prvky. Velmi dobře se na př. dá použít duralových odpadů. Je třeba upozornit, že velmi škodlivými se ukazuje vliv zinku, a to i v malých množstvích (0,3 %). Obsah křemíku a manganu v použité hliníkové slitině je omezen jejich konečným předpisem v pyroferalu.

4. Braní vzorků pro chemické složení.

Hliník vykazuje v různých místech odlitků poměrně značné rozdíly v obsahu, což svědčí o jeho vysoké segregáční schopnosti v dané slitině. Proto je třeba vzorek pro che-



Obr. 1. Smrštění odlitku lopatky v různých směrech.

mickou analýsu, pro možnost relativního srovnání, bráti ze stejných míst. Nejlépe se osvědčilo odlévati do písku pomocnou tavbovou zkoušku. Je zde třeba také připomenouti, že analytická metoda pro stanovení hliníku dává v běžných provozních chemických laboratořích dosti značné rozptyly, dosahující několika procent. Podle našich zkušeností stačí provádět jen analýsy celých taveb a o dodržení obsahu hliníku u jednotlivých odlitků se přesvědčiti kontrolou spec. váhy odlitků po jejich zvažení.

5. Smrštění.

Odlitky z pyroferalu vykazují poměrně značné lineární smrštění, v jednotlivých rozměrech dosti nepravidelné. Dosvědčuje to na př. *obrázek č. 1*, z kterého je zřejmo, že u odlitku se vyskytuje smrštění od 20 do 26 ‰. Při stavbě modelů volíme proto smrštění od 20 do 26 ‰.

6. Odlévání.

Praxe přinesla zjištění, že během tavení nemá být v peci překračována teplota lázně 1450 °C. Při odlévání je pak výhodné v každém případě dodržeti teplotu nižší než 1400 °C. Výborná slévateľnost materiálu je zaručena v rozsahu teplot 1330–1400 °C, při čemž vyšší teploty je nutné použití při odlitcích komplikovanějších a slabostěnných. Význam lící teploty nejlépe vyplývá z *obrázku č. 20*, na kterém jsou lomy pyroferalu odlitého při různých teplotách. Nejnižší teplota zaručuje i nejlepší jakost povrchu odlitku. Odlévati je třeba zásadně plným kulem a nepřerušovaně, se zpomalením konce odlévání. Bylo také zjištěno, že při odlévání je nutno použití jen tak velikou pec, která by zaručila, že celý její obsah bude co nejrychleji odlit, nejlépe do 10 minut po odpichu. Rovněž tak lící pánve je třeba volit úměrné velikosti, aby se zabránilo abnormálnímu „namrzání“ slitiny na stěny pánve.

7. Formovací materiál.

Po vyzkoušení většího množství provozně vyrobených písků, volíme pro odlévání syntetický písek na syrovo, který je levný, dá se použítí několikrát a zaručuje bezvadné odlitky.

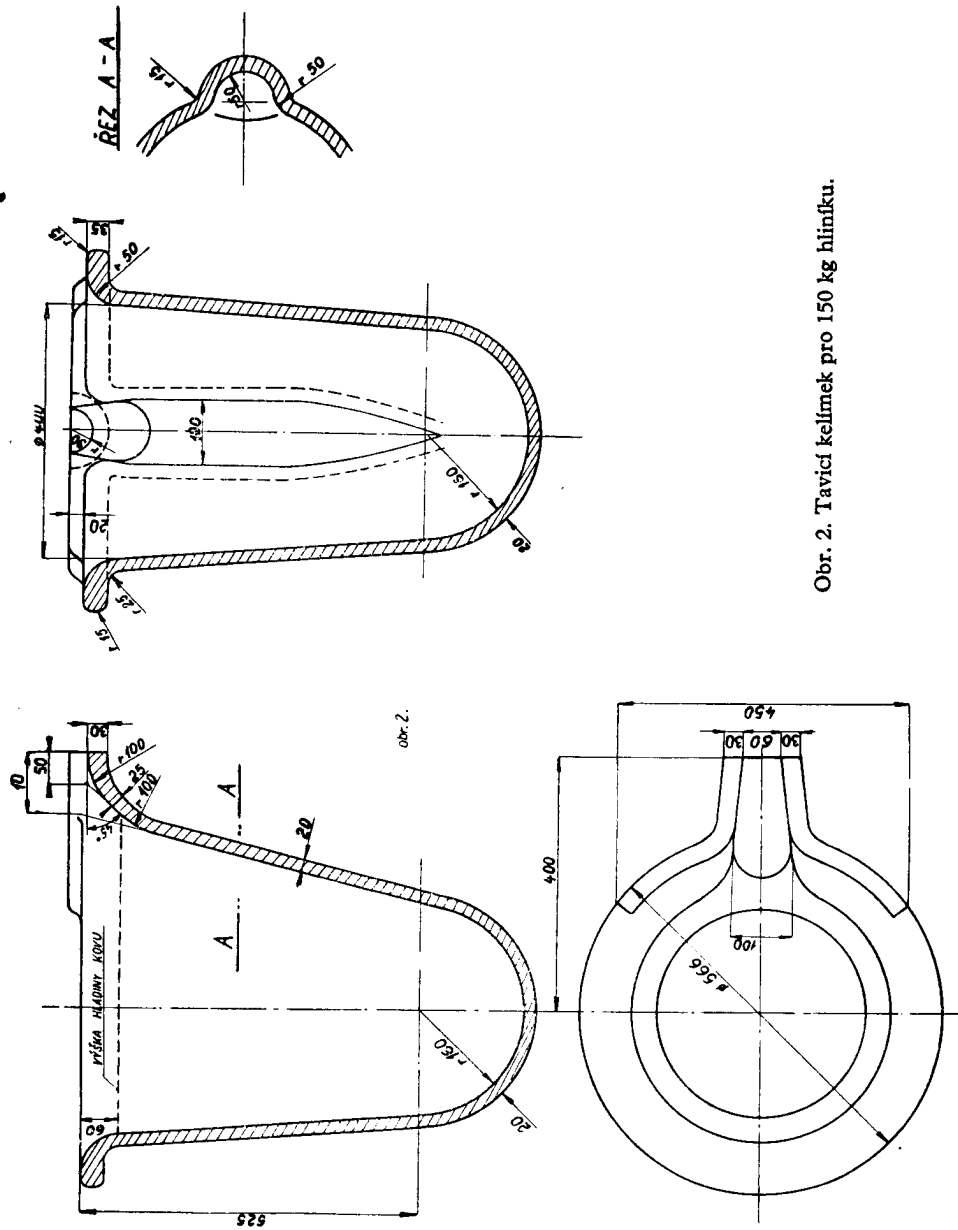
Jeho vlastnosti: vlhkost 4–5 ‰,
prodyšnost 80–100 cm³/cm³/min,
vaznost ve stříhu 250–300 g/cm²,
vaznost v tlaku 850–1000 g/cm².

Je to na př. písek o následujícím složení:

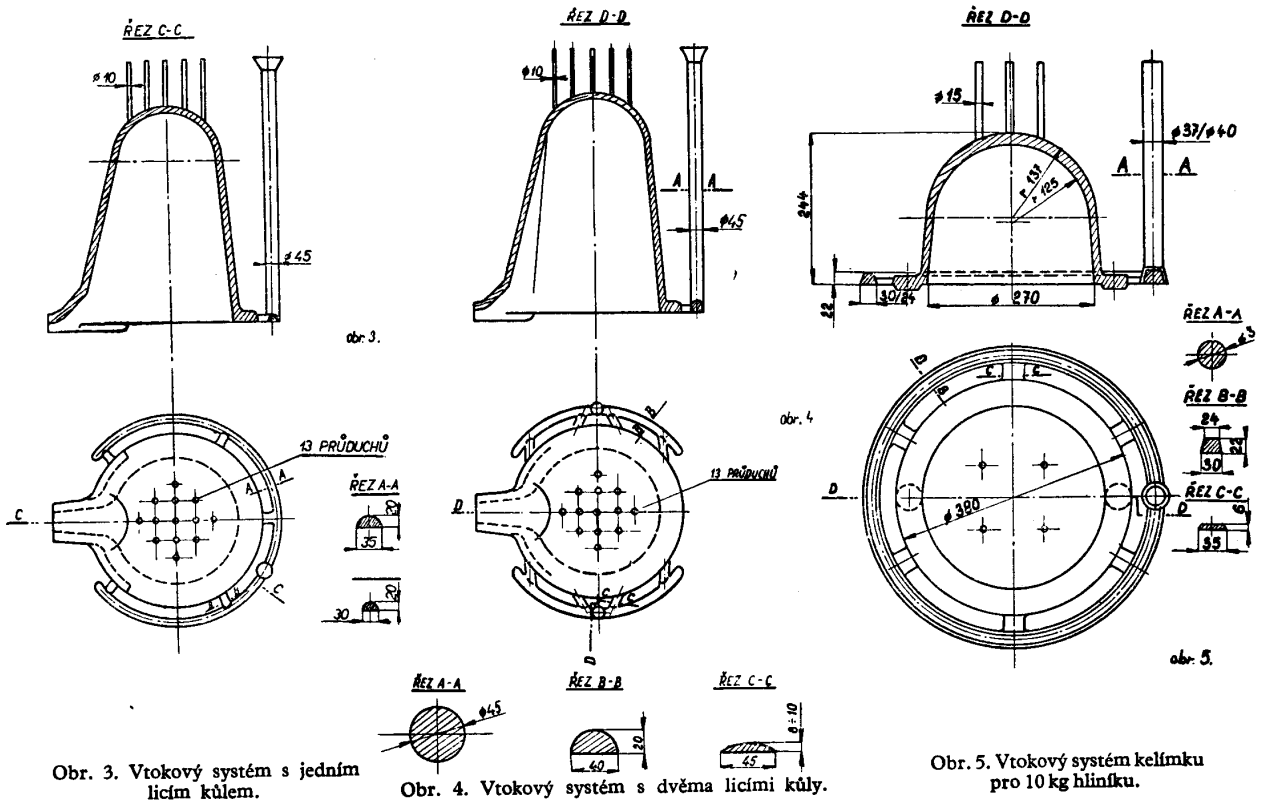
240 litrů písku ŠP I (velikost zrna 1–1,5 mm),
18 litrů braňanský mletý bentonit,
24 litrů kamenouhelné moučky,
x litrů vody (podle vaznosti).

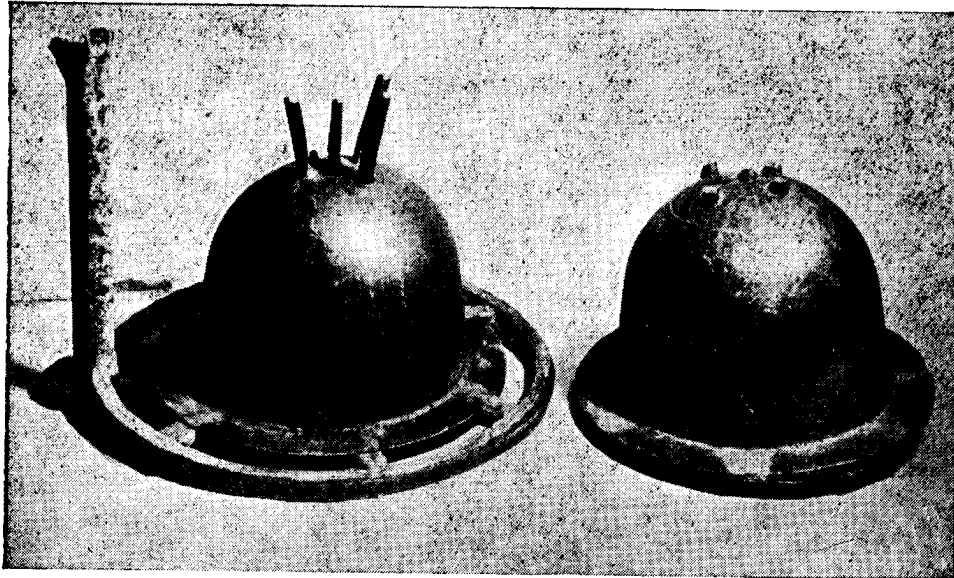
K výrobě pyroferalových odlitků dá se použít i CT písek vypracovaný Dr Lvem Petrželou z VÚMT Brno.

Při dusání forem je třeba se vyvarovat přílišného jejich utažení, aby nedocházelo k odvařování odlitků. Při použití uvedených syntetických písků není nutné odlitky po vyklepání z forem tryskat, neboť jejich povrch je naprosto čistý. Vtoky a výfuky nutno urážeti kladivem. Opracování - vyjma brusičských operací - je v provozu sléváren prakticky nemožné.



Obr. 2. Tavici kelimek pro 150 kg hliniku.





Obr. 5a. Odlitky kelímku pro 10 kg hliníku.

8. Formovací technika.

Pro konstrukci vtokových soustav nebylo možné využití zkušeností ani z ocelových odlitků, ani z odlitků litinových a hliníkových. Jak již bylo dříve řečeno, slitina svými slévárenskými vlastnostmi se nejvíce podobá ferrsilitu a proto vtokové soustavy byly zčásti odvozeny od zkušeností získaných při jejich výrobě. Odlitky z pyroferalu odlité vtokovými soustavami, které se osvědčily pro ocel, litinu nebo hliník, byly vždycky zmetkové. Odlitky není třeba náliťkovat, je nutné jen zajistit dostatečné množství průduchů na vodorovných plochách. Odlitek je třeba vždy vyrobiti způsobem, zajišťujícím „proliti“. Zatím co svislé stěny při odlévání nečiní obtíž, je nutno veškerou pozornost věnovati vodorovným stěnám, u kterých je stále nebezpečí výskytu oxidických blan. Při konstrukci odlitků z pyroferalu je třeba více než jinde dodržeti pravidlo o vepsané kouli. Použití chladítek je v zásadě možné. V případě, že odlitek je odlit při vysoké teplotě, chladítko působí většinou obráceně než v ostatní slévárenské praxi, t. j. přivodí zhrubnutí zrna chlazených partií.

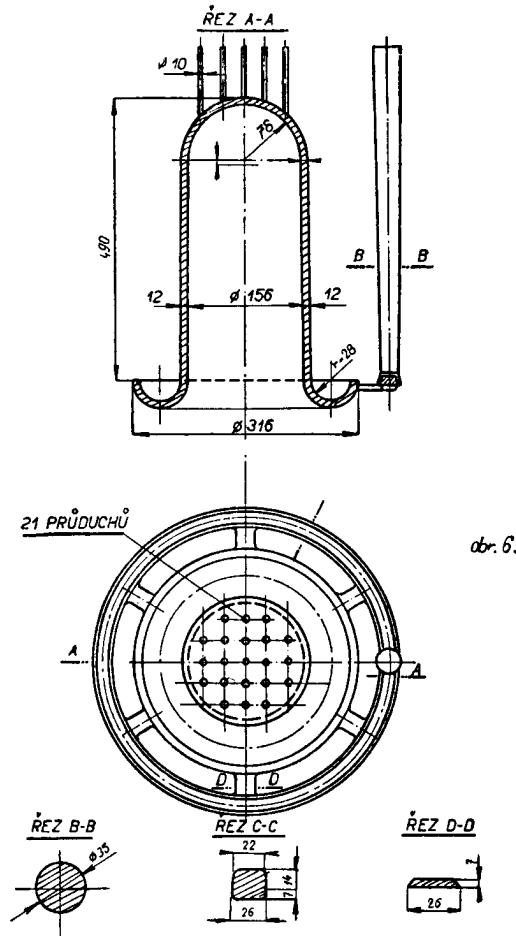
Uvedme několik příkladů vtokového systému pyroferalových odlitků.

a) Tavití kelímky pro hliníkové slitiny.

U kelímku s lici hubičkou docházelo často k prasknutí odlitků ihned po odlití. Pokud byl odlitek tohoto typu kelímku zdravý, praskl většinou po šesti až deseti provozních tavnách opět na stejném místě - u hubičky. Je zde důkaz o náchylnosti tohoto materiálu k praskání, velmi citlivému i na konstrukční tvar odlitku.

Na obrázku č. 2 je výkres kelímku s hubičkou pro tavení 150 kg hliníku, který se v provozu pro dříve zmíněnou náchylnost k trhlinám neosvědčil. Kelímek byl odléván způsobem zřejmým z obrázku č. 3 a č. 4, t. j. jedním a dvěma vtokovými kůly. Ani jeden z uvedených způsobů vtokových soustav nemohl praskání odlitku v hubičce zabránit, a to ani v případě, kdy bylo použito chladítek.

Odlítky kelímky kotlového tvaru (bez hubičky) nečinilo vcelku žádných potíží. Na obrázku č. 5 je schema zaformování kelímku pro obsah 10 kg hliníku. Obrázek č. 5a pak ukazuje odlitky těchto kelímků bez i s vtokovou soustavou. Stejně pravidlo platilo i pro tavicí kelímky tvaru, zřejmém z obrázku č. 6, kde je zakreslen i vtokový systém.

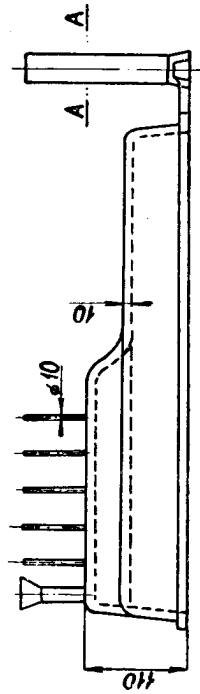


Obr. 6. Vtokový systém spec. tavicího kelímku.

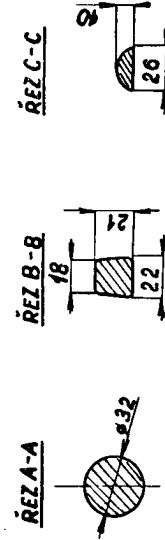
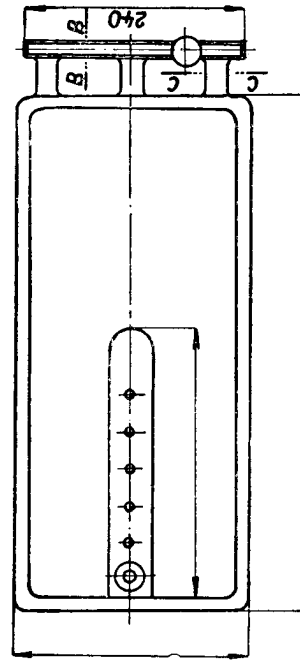
b) Žihací a cementační krabice.

Tyto se při zkouškách většinou osvědčily, přestože při nevhodném zacházení s nimi dochází často - pro jejich vyšší křehkost - k mechanickému poškození. Životnost cementačních krabic, které jsme sledovali v provozu, byla 4 až 10krát větší životnosti dnes používaných cementačních krabic svařovaných.

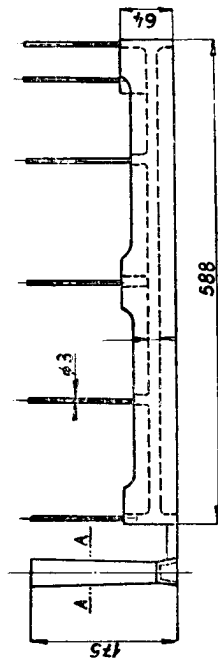
Na obrázku č. 7 a 8 jsou odlitky krabic určených pro žihání ve vodíku. Odlitek víka krabice je na obrázku č. 9.



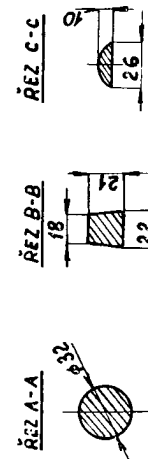
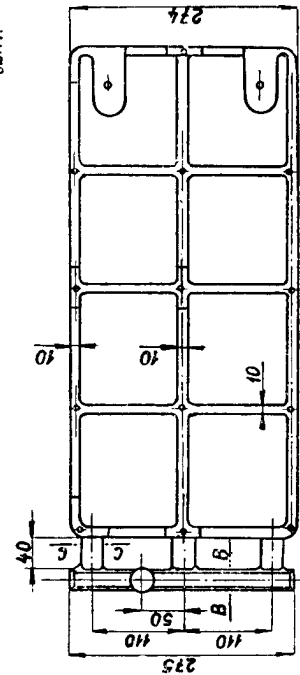
obr. 8.



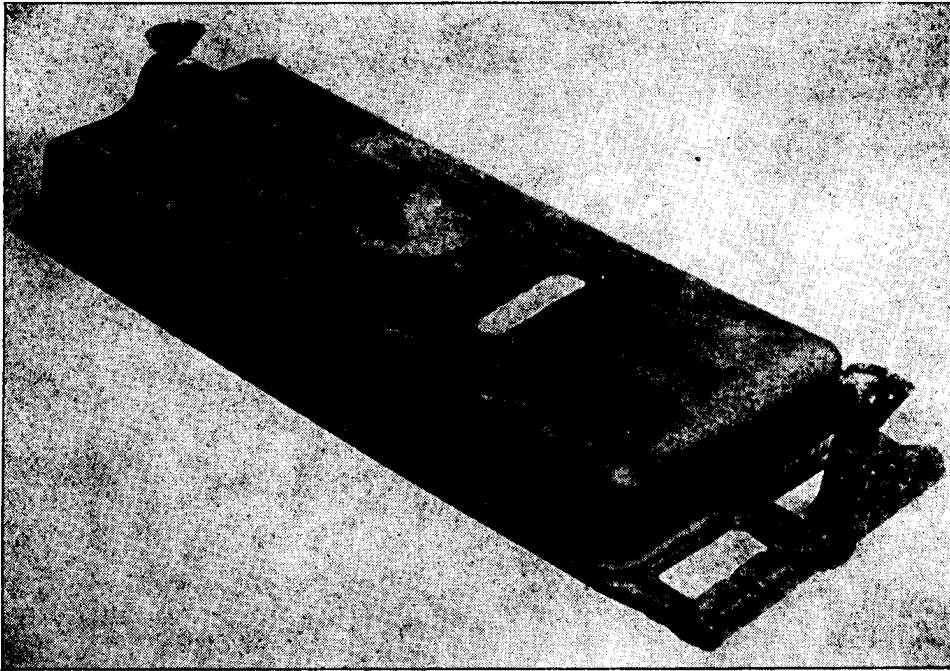
Obr. 8. Vtokový systém víka žíhací krabice.



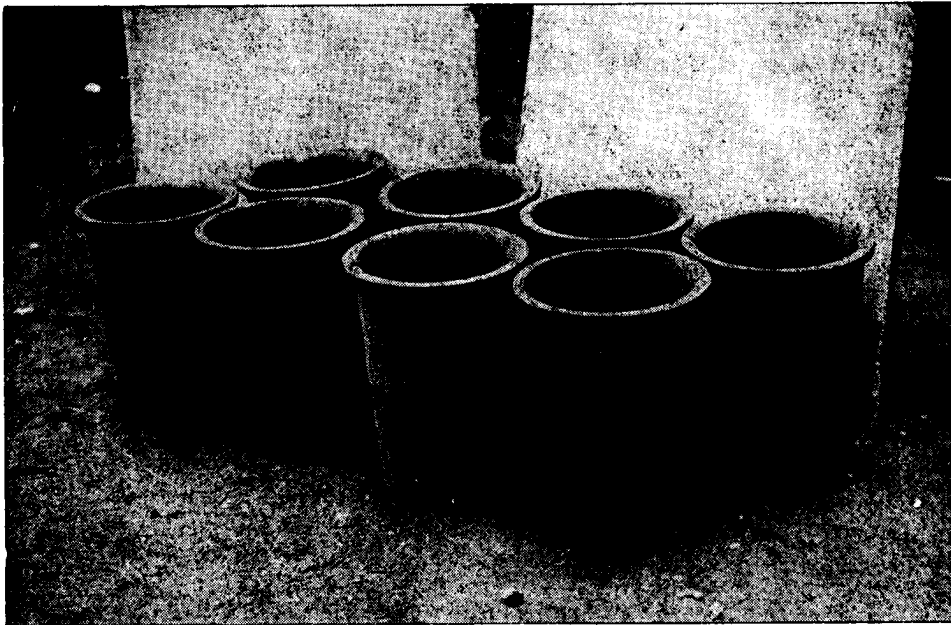
obr. 7.



Obr. 7. Vtokový systém základny žíhací krabice.

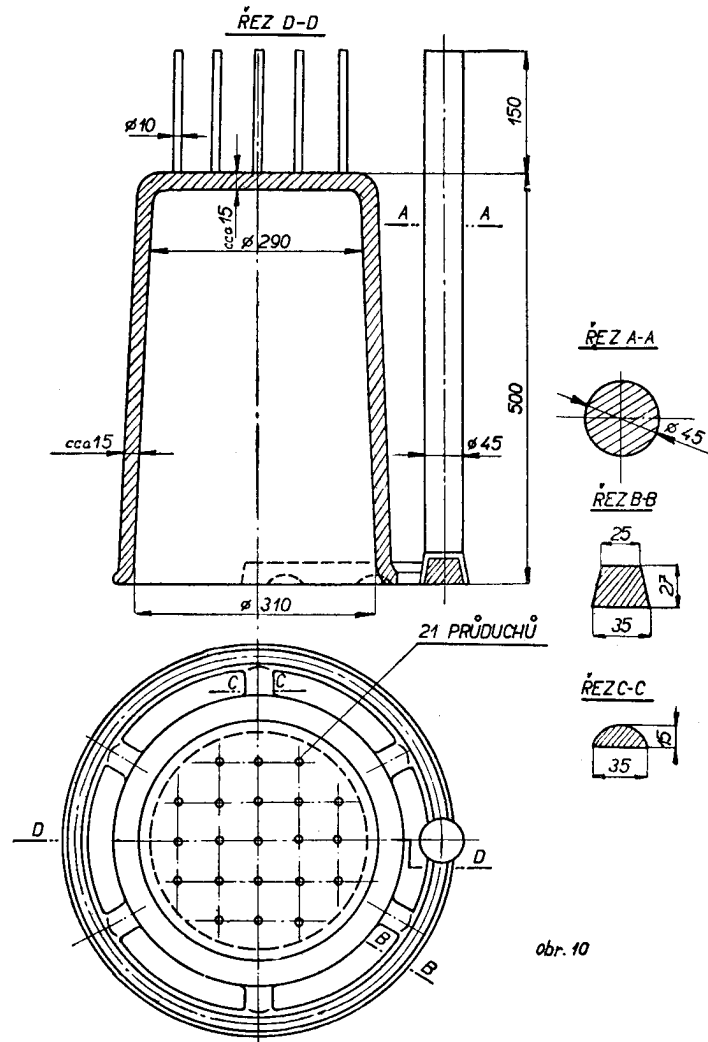


Obr. 9. Odlitek vřka žhací krabice.



Obr. 11. Odlitky cementačních krabic.

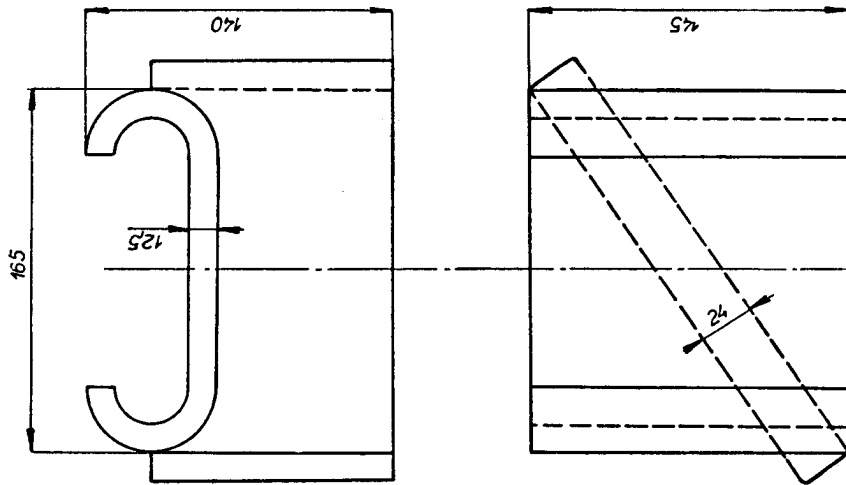
Cementační krabice byly odlévány způsobem zřejmým z obrázku č. 10. O jejich konečné jakosti informuje obrázek č. 11.



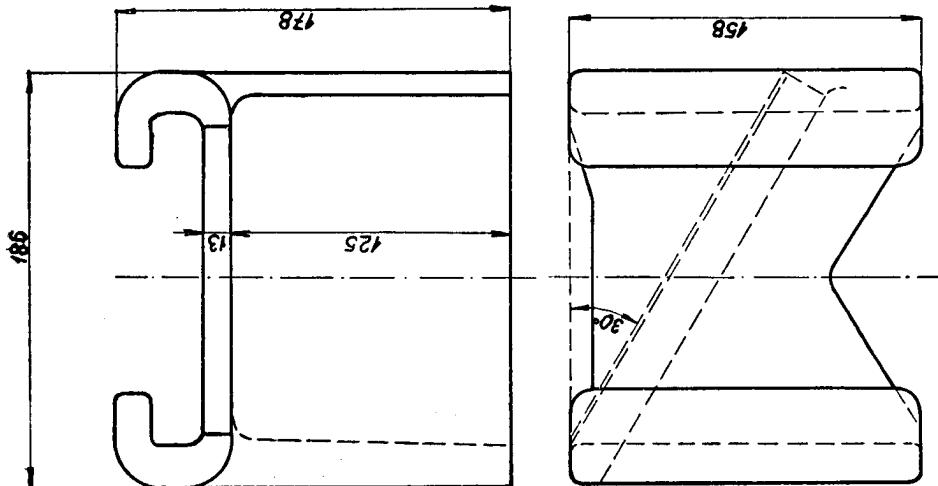
Obr. 10. Vtokový systém cementační krabice.

c) Hrabací lopatky pro kyzové pece.

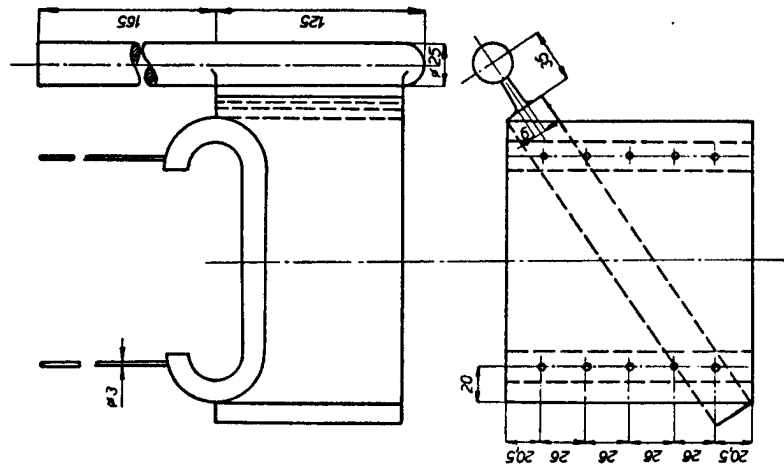
Odlitky hrabacích lopatek z pyroferalu se v provozu kyzových pecí plně osvědčily a jejich životnost ve srovnání s životností dnešních lopatek je podstatně delší, což zaručí snížení ztrátových časů pecí při častém jejich vyměňování.



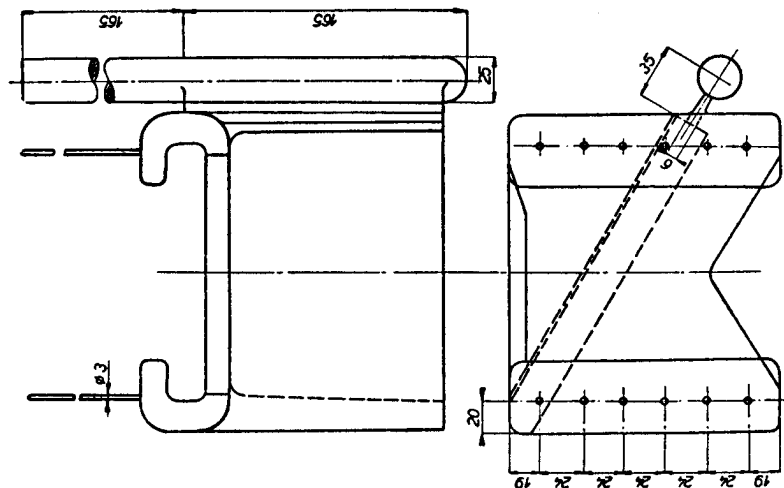
Obr. 13. Odlitek hrabací lopatky II.



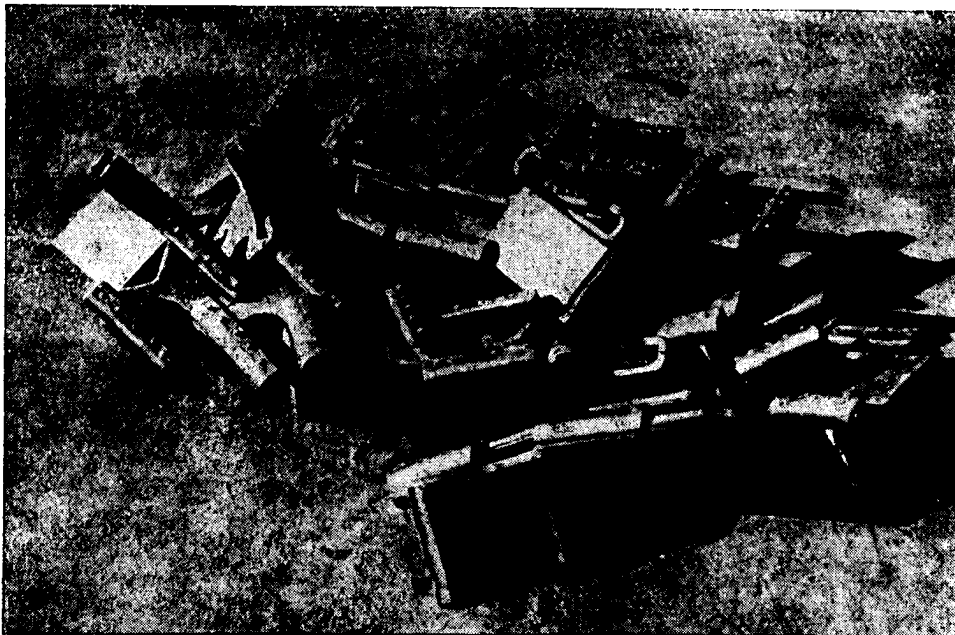
Obr. 12. Odlitek hrabací lopatky I.



Obr. 15. Vtokový systém hrabací lopatky II.



Obr. 14. Vtokový systém hrabací lopatky I.



Obr. 16. Odlitky hrabacích lopatek.

Odlévali jsme několik druhů lopatek. Na obrázku č. 12 a 13 jsou uvedeny alespoň dva typické příklady. Jejich vtokové systémy jsou na obrázku č. 14 a 15. Povrchová jakost neotryskaných odlitků je zřejmá z obrázku č. 16.

d) Ostatní odlitky.

Z dalších odlitků uvedeme alespoň ještě topné elektrické odpory a pískometné lopatky. Elektrické topné odpory při měření vykázaly lepší vlastnosti než klasický materiál Kanthal. Přes vysokou slévatelnost této slitiny činilo odlití perfektních odlitků potíže. Teprve umístění struskováku do spodku pod vtočky formy, přesto, že jde o postup odporující všem zvyklostem, zaručilo dobré odlitky, jak svědčí obrázek č. 17.

Pískometné lopatky byly odlévány způsobem zřejmým z obrázku č. 18 a 19. Odlitky byly plně vyhovující. V provozu, kde měly vzdorovati opotřebení, se neosvědčily, neboť měly stejné vlastnosti jako lopatky litinové.

Z uvedených příkladů vyplývá, že poměr průřezů vtokového kúlu, struskováku a zářezů je velmi blízký poměru 1 : 1 : 1, což dovoluje v dalším tento poměr vzít za základ. Při návrhu vtokové soustavy je nutné voliti průřezy spíše tak, aby do formy kov vstupoval s nepatrným přetlakem, nikdy však opačně.

9. Vady odlitků.

Pro doplnění uvedme ještě některé vady odlitků, které se v provozu nejčastěji vyskytují.

a) Hrubozerinnost lomu.

Hrabozerinné lomy jsou průvodním zjevem křehkých odlitků. Tyto se vyskytují u odlitků litých s vyšší lící teploty, nebo i u slitiny odlité při správné teplotě, nižší než 1400 °C,

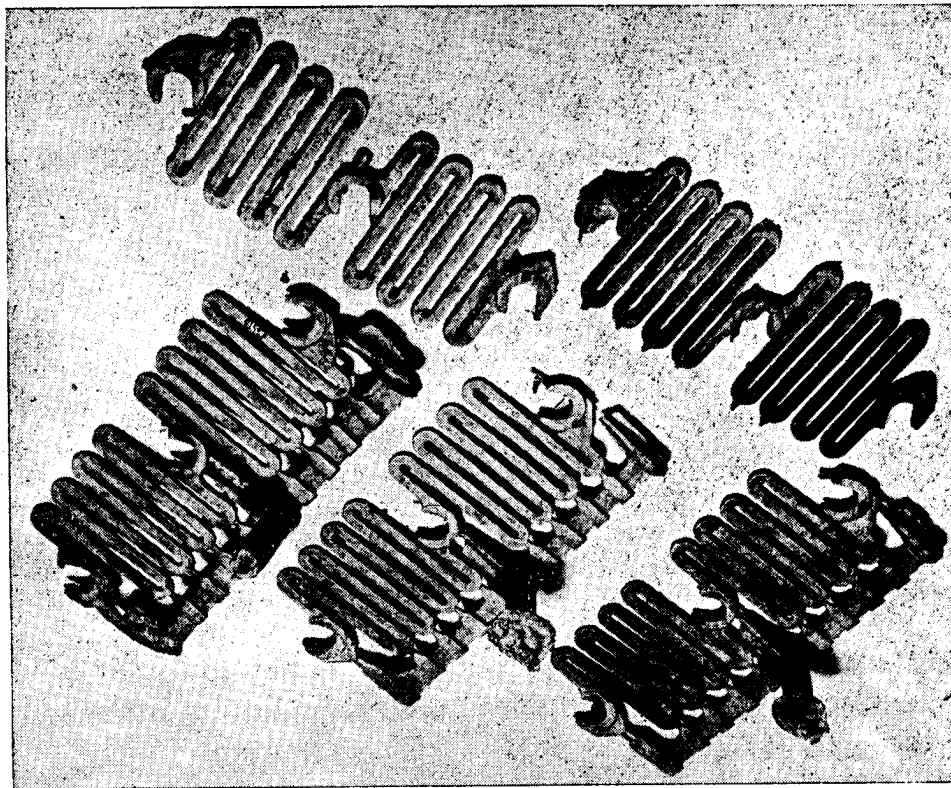
kteřá však byla v peci během tavení přehřáta. Na *obrázku č. 20* jsou porovnány lomy tyčí odlitých z jedné tavby, lišících se jen licí teplotou.

Na *obrázku č. 21* jsou hrubozrnné lomy z provozně vyrobených odlitků, odlitých při teplotě vyšší než 1450 °C. V radiusových částech odlitku byla umístěna chladítka, která měla opačný vliv než v případě, bylo-li odlito při vhodné teplotě. Ukazuje se také, že odlitky z pyroferalu odlité při vysoké teplotě jsou náchylné k výskytu značně vyvinutých sekundárních staženin. Na *obrázku č. 22* jsou pro porovnání uvedeny ještě lomy odlitků, odlitých správným technologickým postupem.

b) Trhliny a praskliny.

Odlitky vykazují trhliny za tepla především v takovém případě, kdy forma nedovolí při tuhnutí volnému smršťování odlitků, který - jak jsme již uvedli - má velké smrštění. S tohoto hlediska není možné doporučit na př. sušená jádra z olejového písku, která, nejsou-li včas po odlití vyklepána, mohou být častým zdrojem trhlin. Z toho důvodu je výhodnější použití jader ze stejného syntetického písku jako jsme uvedli dříve s tím, že jádra se použijí po zaschnutí na vzduchu.

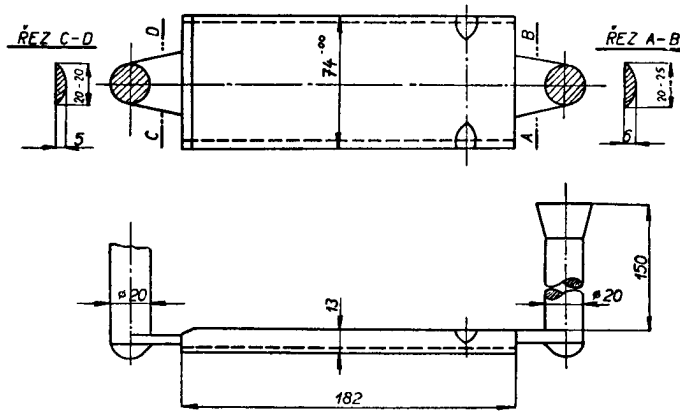
Praskliny za studena vznikají následkem vnitřního pnutí, jehož hodnota přesáhla hodnotu meze pevnosti. Příčiny trhlin je třeba hledat v chemickém složení (nižší obsah



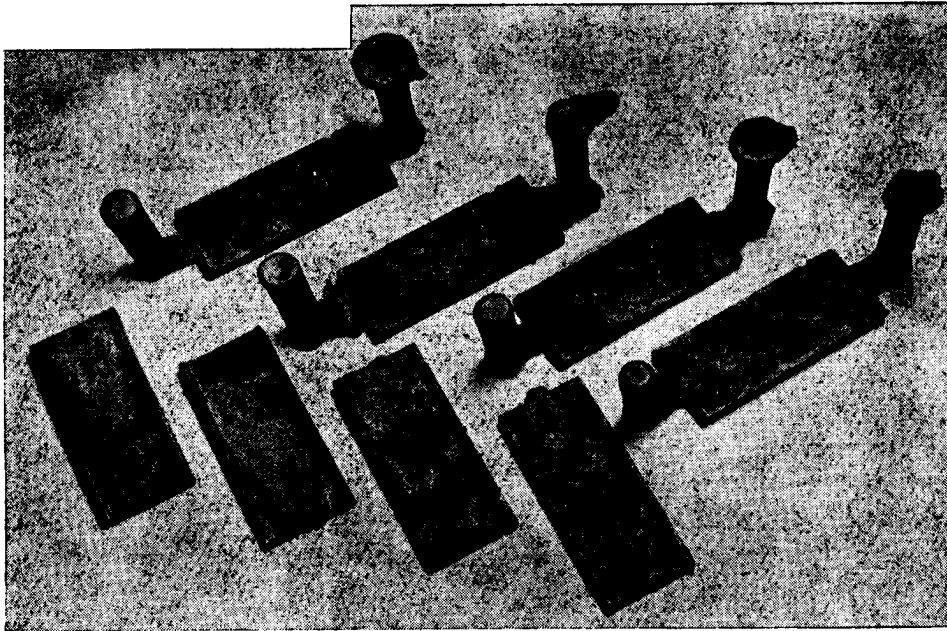
Obr. 17. Odlitky elektrických topných odporů.

uhlíku, vyšší obsah nečistot), v konstrukčním tvaru odlitku, nevhodném jeho chladnutí, jakož i v brzděném tuhnutí po odlití. Praskliny za studena mohou být často i zaviněny mechanicky, na př. při vytloukání, transportu a pod.

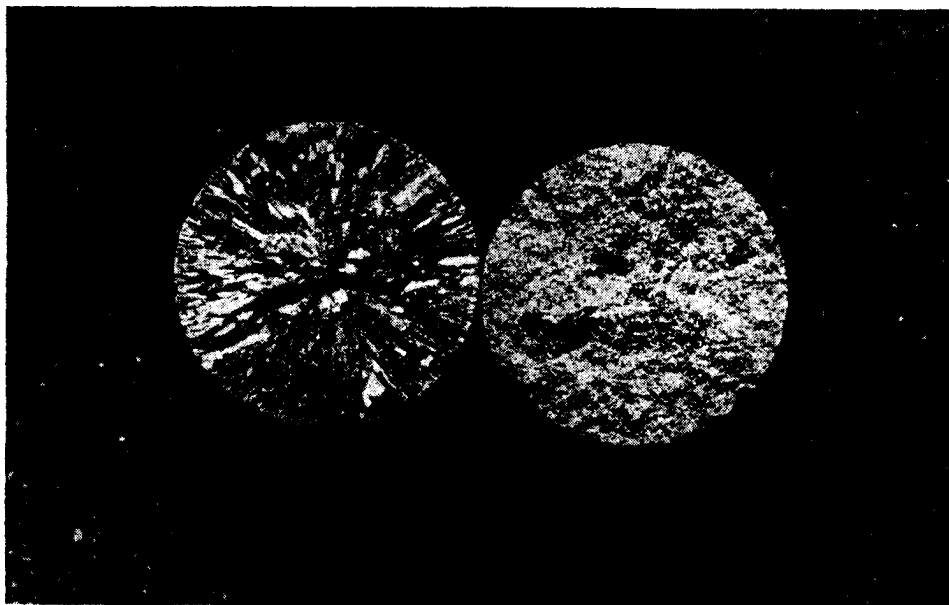
K zabránění trhlin za tepla a prasklin za studena je proto nutné odlitky brzy po odlití ve formě uvolnit a pak až do úplného vychladnutí ponechat zakryté pískem ve formě, aby byly ochráněny před ochlazovacím účinkem vzduchu.



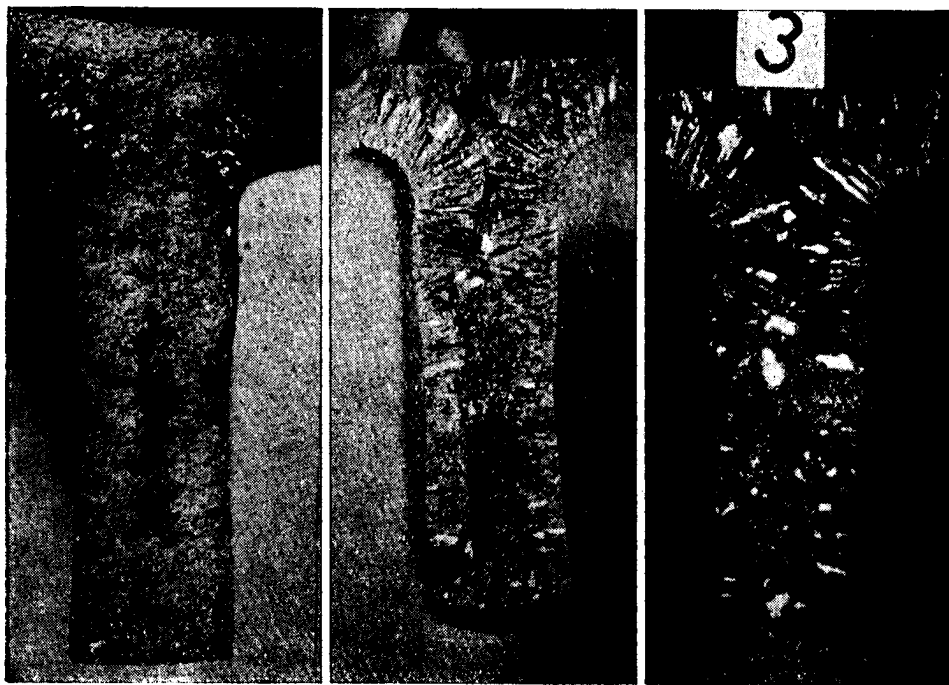
Obr. 18. Vtokový systém pískometné lopatky.



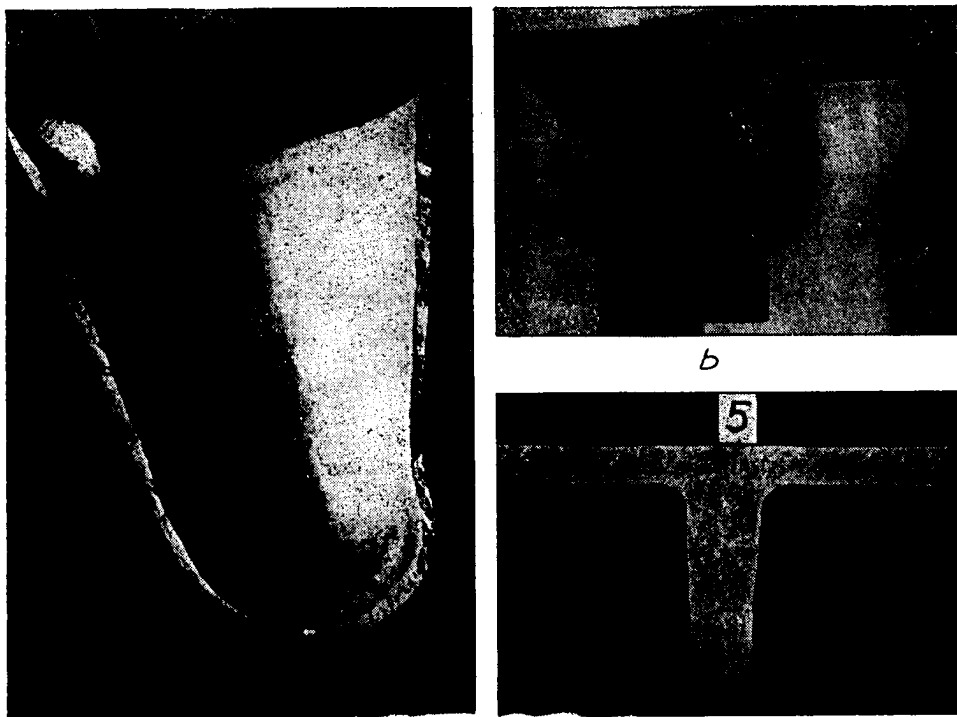
Obr. 19. Odlitky pískometné lopatky.



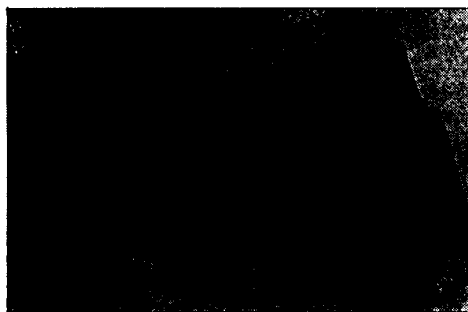
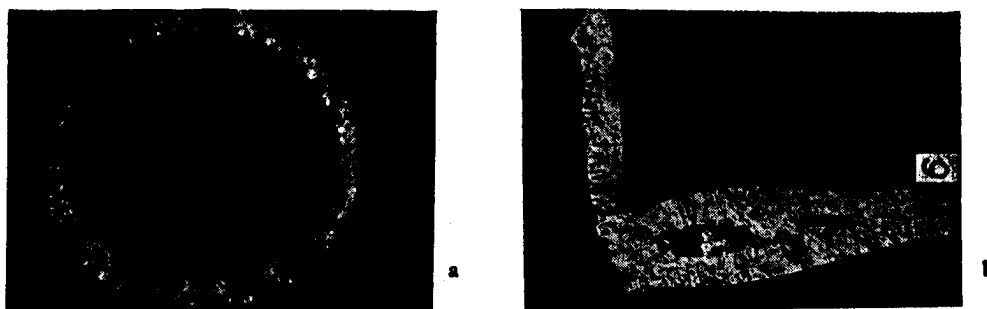
Obr. 20. Lomy tyčí litých přehřátě a normálně.



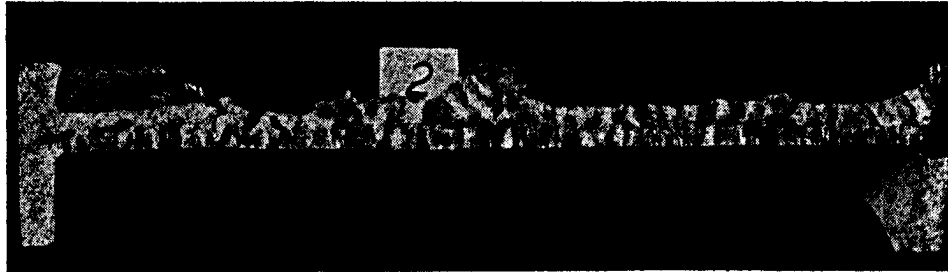
Obr. 21. Lomy odlitků litých přehřátě.



Obr. 22. Lomy správně odlitých odlitků.



Obr. 23.
Ukázky lomů zmet-
kových odlitků.



Obr. 24. Vrstevnatý lom odlitku žhací krabice.

c) *Staženiny, dutiny, vrstevnatost.*

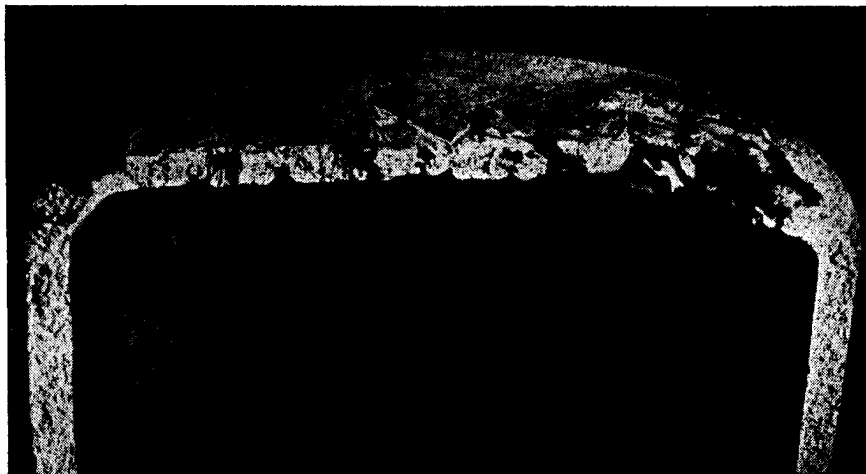
Na obrázku č. 23b a 23c jsou ukázky staženin a dutin, zaviněných především nerovnoměrností síly stěny odlitku, tedy nedodržením pravidla vepsané koule. Při nevhodném postupu, t. j. při pomalém nebo přerušovaném lití přehřátého pyroferalu, dochází k nerovnoměrné krystalisaci vrstev, které přicházejí těsně po odlití do styku s formou (obrázek 23a), jež v krajním případě může přivodit vrstevnatost odlitku (obrázek č. 24).

d) *Oxydické blány (kůže).*

Při nevhodném tavení a nevhodné formovací technice může u vodorovných ploch dojít k značným koncentracím oxydických blan, jak dosvědčují obrázky č. 25 a 26. Proto je třeba tyto plochy zajistiti dostatečným počtem průduchů. Nebezpečí výskytu kovových blan klesá v případě, že je materiál správně nataven a odlit.

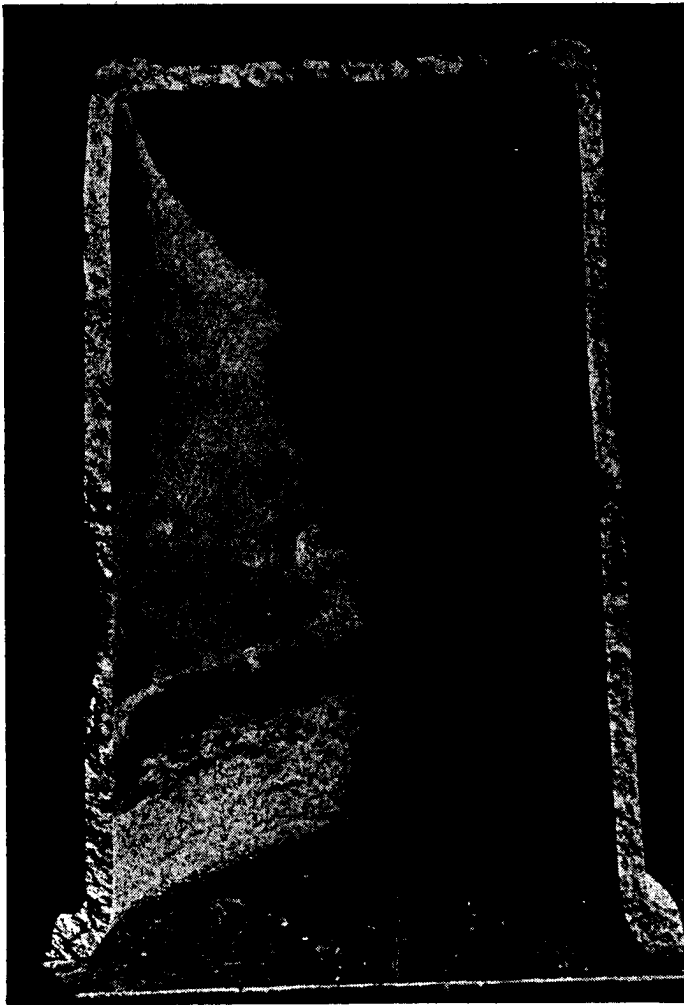
e) *Rozpad.*

Jde o nejhorší vlastnost pyroferalu, který za určitých okolností se může v krajním případě rozpadnouti až na krystalický prášek. Ukázka odlitku hrabací lopatky kyzových



Obr. 25. Dno tavicího kelímku zničeného oxydickými blanami.

pecí, který se rozpadl v době 6 hodin po odlití přímo ve formě, je na *obrázku č. 27*. Můžeme předpokládat, že dojde-li k částečnému nebo i úplnému rozpadu odlitku i se značným časovým odstupem od jeho odlití, příčina bude stejná, nevhodný metalurgický postup. (Vysoké přehřátí materiálu, tím vysoká rozpouštěcí schopnost pro plyny a nakonec jejich



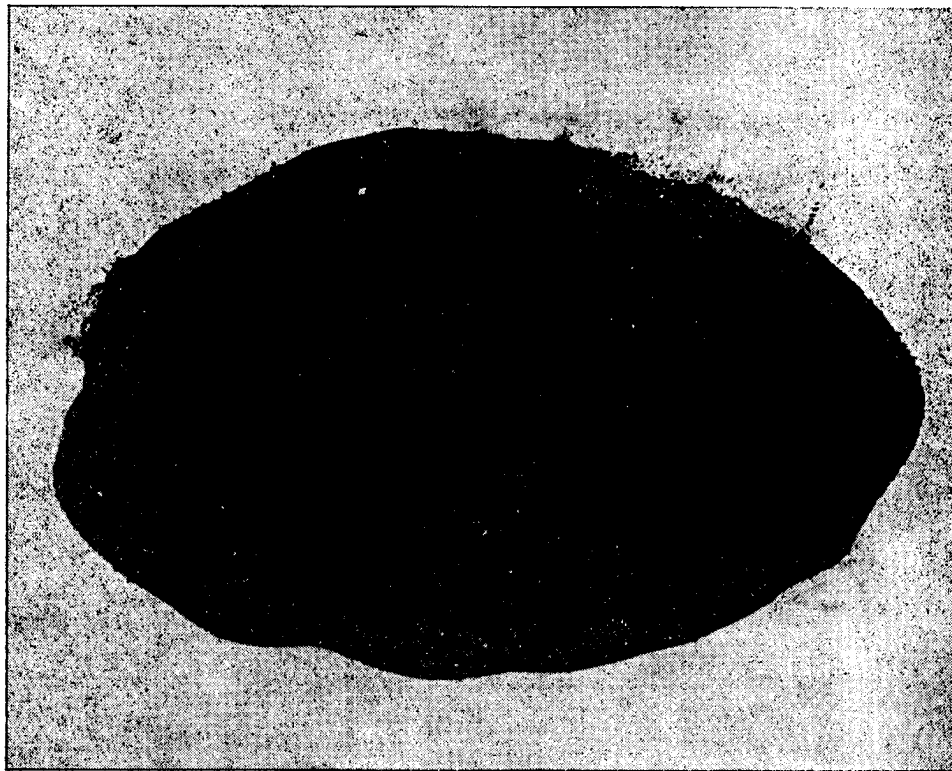
Obr. 26. Lom cementační krabice se dnem zničeným oxidickými blanami.

vysoký obsah v tavenině.) Rozpad je provázen vývojem acetylenu, za současného poklesu uhlíku. Bude třeba, aby odlévání pyroferalu nebylo vzhledem k této vlastnosti prováděno ve všech slévárnách, ale jen tam, kde jsou k dodržení správné výrobní technologie dány plné předpoklady.

Během vývojové výroby jsme zjistili, že skladování odlitků na volném prostranství je s hlediska jejich rozpadu velmi nebezpečné. Střídavý účinek deště a sucha rozpadu

velmi napomáhá. Uskladnění odlitků v suchých skladištích naopak zabraňuje rozpadu. Ke snížení tohoto nebezpečí doporučujeme odlitky žíhat při teplotě 900 °C s následujícím pomalým ochlazením (asi 100 °C za hodinu). Při této operaci jsou dány podmínky, aby větší část plynů (především vodíku) z odlitků vydifundovala.

Naprosté zabránění rozpadu odlitků je možné dosáhnouti tím, že odlitky jsou v nejkratší době po odlití (do 2—3 měsíců) zamontovány do provozu, kde slouží za vyšších teplot. Za vyšších teplot - jak se ukázalo - je již dodatečný rozpad odlitku prakticky nemožný.



Obr. 27. Hrabací lopatka rozpadlá 6 hodin po odlití.

Je-li dodržován dříve popsáný technologický postup a dbáno výše citovaných zásad, nebezpečí z rozpadu prakticky odpadne. Dosvědčuje to skutečnost, že z několika tisíc kusů pyroferalových kyzových lopatek nevykázal tuto vadu ani jediný odlitek.

10. Provozní zkušenosti.

Dříve popsáný technologický postup, i uvedené zásady jsou přesně dodržovány Kdynšskými strojírnami, n. p., Kdyně, kde byla zavedena výroba pyroferalových odlitků. Zde je taveno ve vysokofrekvenčních pecích o obsahu 500 kg. I v provozu bylo prokázáno, že uvedený postup je optimální, jak nejlépe dosvědčují 2 % zmetků z vyrobených cca 40.000 kg odlitků shrabovacích lopatek kyzových pecí. Žádný z odlitků nevykázal ani nejmenší znaky rozpadu.

Závěr.

Slitina pyroferal - jak prokázali pracovníci VÚMT Praha - má řadu vynikajících vlastností, které ji předurčují pro výrobu většího počtu druhů odlitků. *Mustime však uvést, že jde o speciální slitinu, kladoucí na taviče a slevače značné požadavky. Proto je nutné pyroferal použít jen tehdy, nestačí-li pro dané provozní podmínky některý materiál levnější a ve slévárenské praxi běžný. Proto k seriové výrobě odlitků můžeme přistoupit jen v případě, je-li prokázáno, že výroba daného odlitku nebude činit obtíží a že tento má v provozu vynikající vlastnosti.* Tak je tomu v současné době na př. s odlitky shrabovacích lopatek kyzových pecí, které lze bezpečně odlévat a které se v provozu pecí plně osvědčily. U ostatních druhů odlitků, jako je tavicích kelímků, žihacích a cementačních krabic, přesto že dosud získané výsledky jsou velmi dobré, by bylo předčasné tvrdit, že všeobecně každý typ kelímku, krabice, nádrže na různé chemikálie a pod., lze s výhodou vyrábět z pyroferalu. K tomu chybějí jak dostatečné provozní zkoušky s odlitky, tak dostatečné výrobní zkušenosti ze slévárny. Z předloženého pojednání na př. vyplynulo, že kotlové tvary kelímků pro tavení hliníkových slitin nečinily zvláštních potíží při odlévání a naznačily, že budou i v provozu výhodné. Na druhé straně jiné tvary tavicích kelímků (s hubičkou) se nejen nedařilo dobře odlévat, ale tyto se neosvědčily ani v provozu sléváren. Proto chceme-li využít některé vynikající vlastnosti pyroferalu a v mnoha případech uspořít našemu národnímu hospodářství velké částky, je třeba postupovat opatrně, seriosně a se vši odpovědností. Postupné zavedení levných, všestranně vyhovujících pyroferalových odlitků do provozu našich národních podniků, bez nebezpečí výskytu řady nepřijemných překvapení, která by mohla nastat při překrotném zavádění těchto odlitků do výroby, je jediným postupem, zaručujícím této nové slitině plný provozní úspěch.

Na konec je nutné poděkovat podnikovému řediteli LZ Plzeň Ing. M. Svobodovi a vedoucímu VZÚ Ing. L. Fremrovi za všestrannou podporu této naší práce.

К ВОПРОСУ О ПРОИЗВОДСТВЕ ОТЛИВОК ИЗ ПИРОФЕРАЛА

Эденек Эмингер,

лауреат государственной премии

Резюме:

В настоящей статье дискутируется влияние на качество отливок, изготовленных из пирроферала основных производственных факторов. Рассмотрены вопросы плавки, выбора шихтовых материалов, разливки, усадки, формовочных песков, технологии формовки и литниковых систем. Далее рассмотрены наиболее распространенные дефекты отливок из пирроферала и указаны их причины.

В работе указан оптимальный технологический процесс производства и на примерах отливок демонстрирована литниковая система. В конце работы сделан вывод, что при выборе Пирроферала следует поступать с надлежащей осторожностью и применять этот материал только там, где это является безусловно необходимым.

ERFAHRUNGEN BEI DER ERZEUGUNG VON PYROFERALABGÜSSEN

Staatspreisträger Zdeněk Eminger

Die Arbeit behandelt den Einfluss der hauptsächlich, bei der Erzeugung auftretenden Faktoren auf die Eigenschaften der Pyroferalabgüsse. Erörtert werden Probleme des Schmelzens, die Wahl der Rohstoffe für die Beschickung, das Fiessen, das Schrumpfen, der zu verwendende Formsand, die Formtechnik und das Eingusssystem. Es werden auch die bei Pyroferalabgüssen am häufigsten vorkommenden Mängel besprochen und deren Ursachen angeführt. Der optimale Erzeugungsvorgang wird angegeben und an Hand verschiedener Abgüsse das Eingusssystem vorgeführt. Der Autor empfiehlt, bei der Wahl des Pyroferals recht sorgfältig vorzugehen und dieses Material nur dort zu verwenden, wo dies unumgänglich notwendig ist.

EXPERIENCES WITH THE PRODUCTION OF PYROFERAL CASTINGS

Zdeněk Eminger, State Prize Laureate

The paper considers the influence of the main production factors upon the properties of Pyroferal castings. The discussion concerns the question of fusing, the choice of raw materials to be charged, the casting technique, the shrinkage, the sands to be used, the moulding methods and the system of runners and risers. Frequently occurring defects are mentioned and their cause discussed. Best production methods are described and advantageous feeding systems indicated for certain kinds of castings. The author recommends to proceed very carefully at the choice Pyroferal and to employ this material only in the case of absolute necessity.

EXPERIENCES DANS LA PRODUCTION DE PIÈCES COULÉES DE PYROFERAL

Ing. Zdeněk Eminger, Lauréat du Prix d'État

Ce compte rendu discute l'influence des principaux facteurs de production sur les propriétés de pièces coulées en Pyroféral. Les questions traitées concernent la fusion, le choix des matières de charge, la méthode de coulage, la contraction, les sables de moule, le moulage et le système de jets et trompes. L'auteur indique aussi les défauts et les rebuts les plus fréquents des pièces coulées en Pyroféral et discute leurs causes. Il décrit une méthode de production qui donne les meilleurs résultats et expose le système de coulée en choisissant quelques exemples de pièces coulées. Enfin il recommande de procéder avec précaution au choix du Pyroféral, c'est à dire de n'utiliser ce matériel que dans les cas absolument inévitables.

Miloslav Vyklický

PROVOZNÍ VÝSLEDKY A NÁVRH NA POUŽITÍ NOVÉ ÚSPORNÉ ŽÁRUVZDORNÉ SLITINY Fe-AL TYPU PYROFERAL

V článku je podán přehled dosud provedených provozních zkoušek odlitků z Pyroferalu, především lopatek pro kyzové pražicí pece, cementačních hrnců, tavicích kelímků na hliník, borax a bronz a rcčnic parních kotlů, součástí sklářských pecí a dále i polo-provozní a laboratorní zkoušky.

Provozně vyzkoušené a vyhovující s ohledem na dobrou životnost Pyroferalu jsou již lopatky pro kyzové pražicí pece, cementační hrnce a součásti sklářských pecí a automatů.

Na základě laboratorních a provozních zkoušek je uveden přehled předpokládaného použití Pyroferalu pro jednotlivé součásti.

1. Úvod.

Výzkumným ústavem materiálu a technologie byla v r. 1953 vypracována úsporná, vysoce žáruvzdorná slitina železa a hliníku, bez dalších legujících přísad (1, 2). Tato byla pro výhodné vlastnosti pod názvem Pyroferal patentována pod čís. 84598.

Podle dlouhodobých laboratorních zkoušek, konaných v r. 1953, bylo předpokládáno, že Pyroferal v mnohých případech nahradí součásti, vyrobené ze slitin vysokolegovaných chromem nebo chromem a niklem (na př. AKX, AKX 7, AKX 9, AKX 12, Ferchromit, AKC, Antoxyd atd.), které mají především odolávat vysokým teplotám (nad 800 °C), i za spolupůsobení chemického vlivu některých pracovních prostředí. Pro nízkou cenu předpokládalo se použití Pyroferalu i jako náhrady za materiál nelegovaný, pracující za zmíněných podmínek, je-li jeho životnost malá.

V tomto roce pokračovala práce především:

1. Sledováním a zpřesňováním údajů o vlastnostech Pyroferalu (viz článek „Příspěvek ke studiu vlastností žáruvzdorných slitin železa a hliníku“).
2. Vypracováním výrobní technologie (viz článek „Příspěvek k otázce výroby Pyroferalových odlitků“).
3. Sledováním vyrobených součástí v provozu (literatura 4). Tato část je dále uvedena ve stručném přehledu.

2. Provozní zkoušky.

Na návrh VÚTT, oddělení Výzkum chemických zařízení, byla provedena první provozní zkouška Pyroferalu na lopatkách kyzových pražicích pecí.

Funkcí lopatek je posunování a promíchávání blejna zinkového neb pyritu. Během prosazování tohoto materiálu vvislou, několika etážovou pecí (typu Seek neb Lurgi), dochází k endothermické reakci, jejímž hlavním produktem je kysličník siřičitý. Pracovní teplota lopatek v nejteplejších etážích pece je 800 °C až 900 °C při obsahu 15 až 20 % SO₂ ve spalinách. Doposud se používalo na výrobu lopatek málo legované, (cca 1–2 %

Cr) neb nelegované šedé litiny. Tyto lopatky podle druhu, velikosti a tvrdosti vsazovaného materiálu mají v nejteplejší etáži pece životnost 14 dní až 4 měsíce.

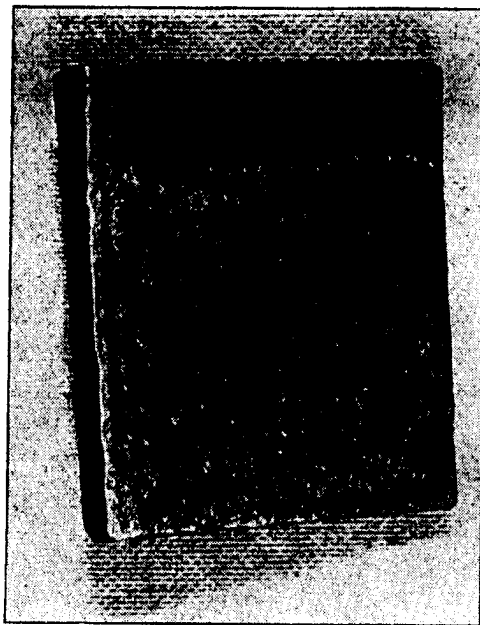
K provozním zkouškám byly odlity dva druhy lopatek (obr. č. 1, 2) o kusové váze 1 a 5 kg, které se liší konstrukčním uchycením na nosné rameno. Odlití těchto lopatek provedl Výzkumný a zkušební ústav LZP.

Tabulka čís. I.

Označení	C	Mn	Si	P	S	Cr	Al
Kyzová lopatka - Pyroferal č. 1	0,92		0,47				27,04
Kyzová lopatka litinová č. 1	2,52	0,46	1,96	0,68	0,11	0,09	
Kyzová lopatka - Pyroferal č. 2	1,03	0,47	0,52	0,40	0,012		24,95
Kyzová lopatka - Pyroferal č. 3	1,06						32,58
Roštnice	1,49	0,20	0,98	0,62	0,016		24,37

Lopatky, patrné z obr. 1 byly dány do provozu dvou nejteplejších etáží v kyzových pražicích pecích typu Seek. Lopatky z Pyroferalu byly vždy umístěny střídavě s lopatkami z šedé litiny na jednom nosném rameni. Chemické složení obou materiálů, použitých ke zkoušce je uvedeno v tabulce čís. I. - označení 1.

Během cca 13 dnů provozu došlo v jedné etáži ke zlomení dvou litinových

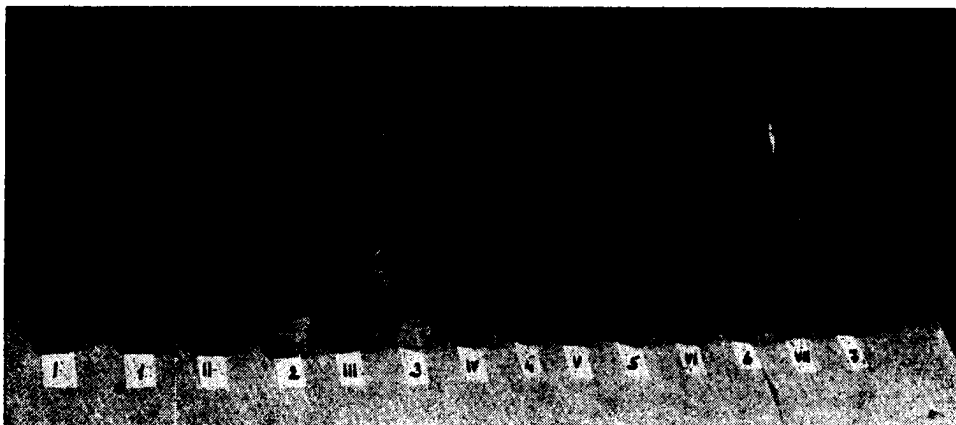


Obr. 1. Lopatka kyzové pražicí pece, označena v textu č. 1.

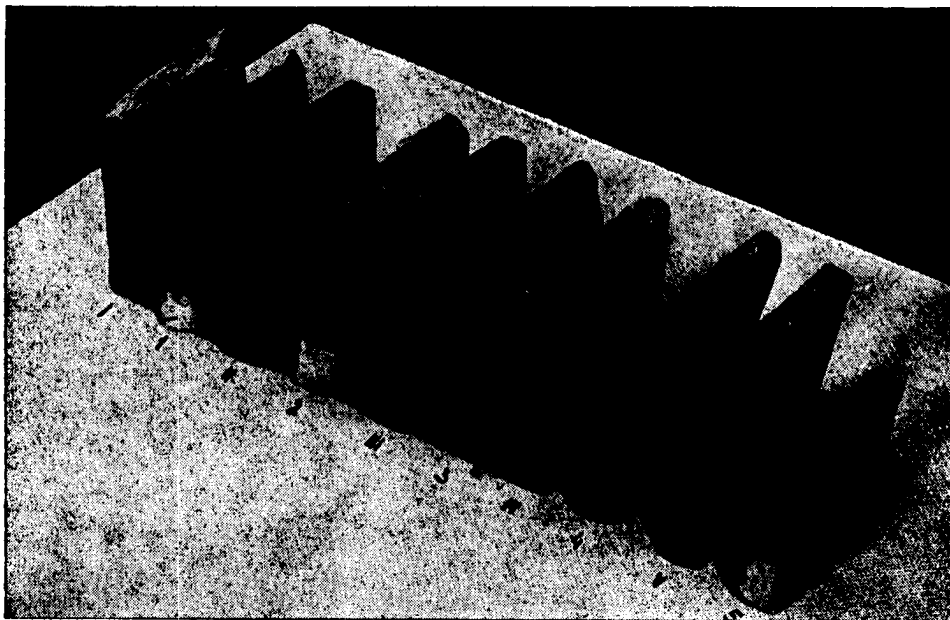


Obr. 2. Lopatka kyzové pražicí pece, označena v textu č. 2.

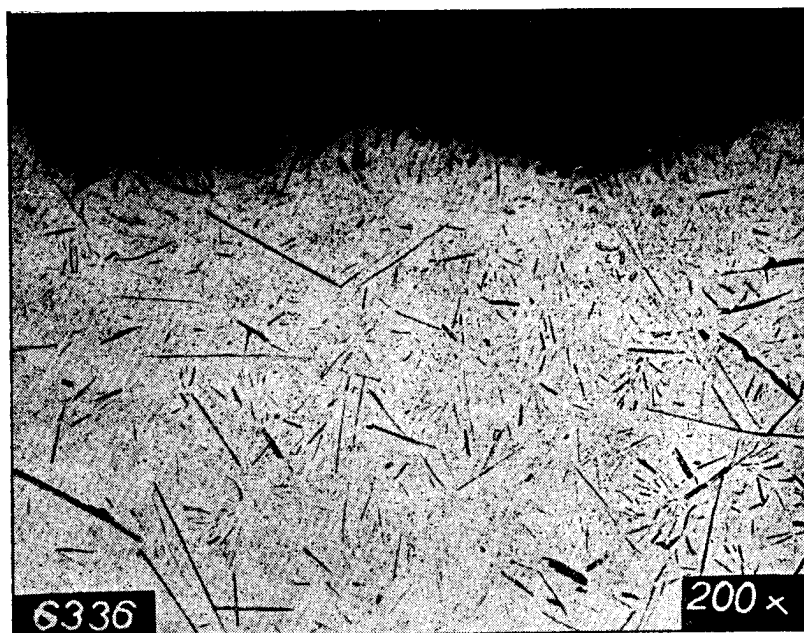
lopatek. Tyto se zapekly do šamotové klenby a obrušovaly ostatní lopatky. I přes tuto závadu byly zjištěny značné rozdíly mezi lopatkami litinovými a lopatkami z Pyroferalu. První jsou jednak značně okujené, jednak obroušené, zatím co lopatky z Pyroferalu jsou jen v menší míře na spodní ploše obroušené (obr. 3).



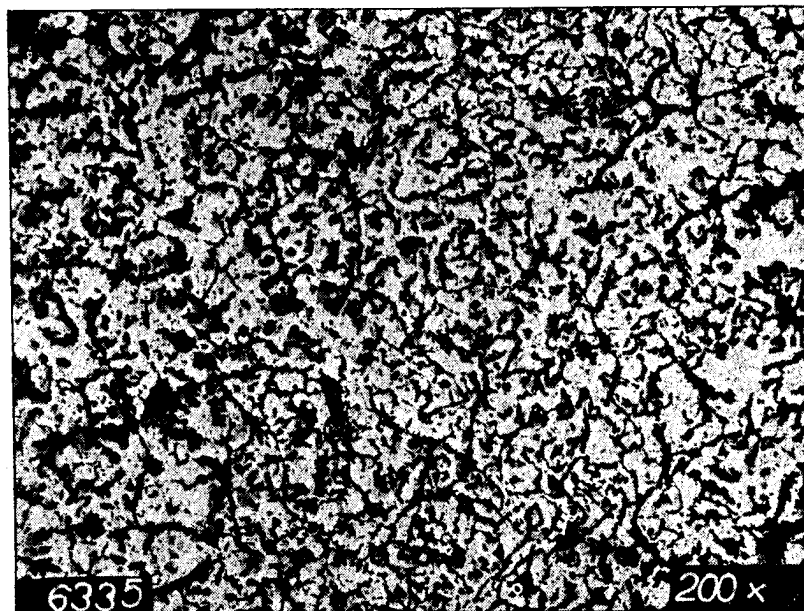
Obr. 3. Lopatky po 13 dnech provozu. Lopatky z Pyroferalu jsou označeny římskými číslicemi, zatím co lopatky litinové arabskými číslicemi.



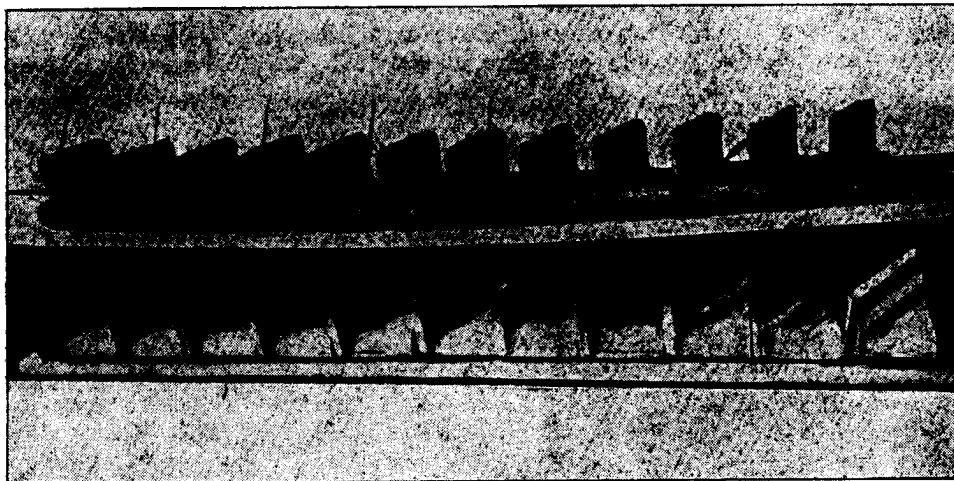
Obr. 4. Lopatky po 70 dnech provozu. Označení lopatek podle materiálu je stejné jako u obr. 3.



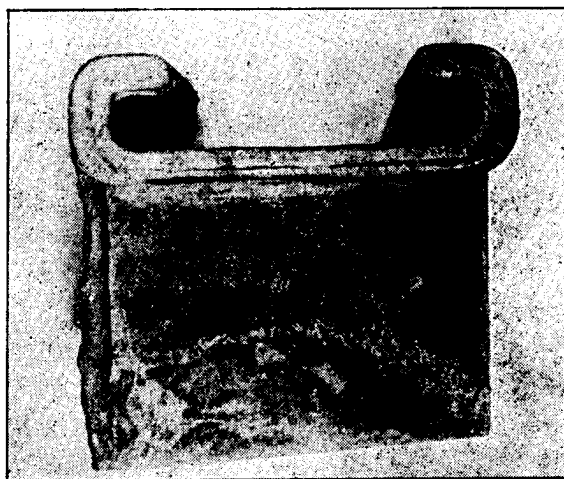
Obr. 5. Struktura povrchové partie lopatky z Pyroferalu po 70 dnech provozu (základní struktura je tvořena θ - fází s trámcí karbidu hliníku).



Obr. 6. Struktura střední partie lopatky litinové po 70 dnech provozu (základní struktura feritická s četnými oxidy a siričky).



Obr. 7. Lopatky po 3měsíčním provozu. Horní lopatky jsou litinové, spodní řada lopatek je z Pyroferalu.



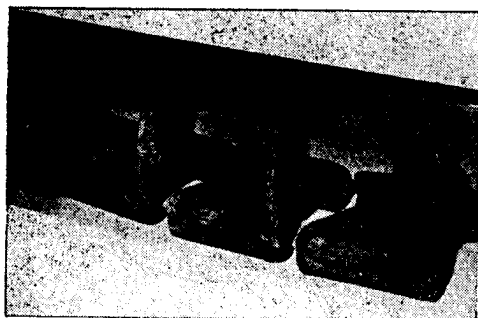
Obr. 8. Pyroferalové lopatky kyzové pražiči pece po 31 dnech provozu.

Lopatky druhé etáže byly po 70 dnech provozu z důvodů kontrolních a pro značný opal lopatek litinových z pece vyjmuty. Jejich vzhled je patrný z obr. 4 (jedna litinová lopatka byla při demontáži poškozena).

Metalografickou prohlídkou byla zjištěna u lopatek z Pyroferalu neporušená struktura povrchových partií (obr. 5) a převážně nepoškozená licí kůra. Lopatky litinové jsou značně okujené a v dalším celém průřezu mají strukturu prostoupenou oxidy a siřičky (obr. 6).

Druhý, složitější tvar lopatek, patrný z obr. 2, je umístěn jednak v provozu kyzové pražičí pece typu Seek (chem. analýza na tabulce čís. I. - označení 2), jednak v provozu podobné pece typu Lurgi (chem. analýza na tabulce čís. I. - označení 3) jiného závodu. Lopatky v tomto případě jsou umístěny odděleně podle druhu použitého materiálu na samostatném nosném rameni.

Celková doba provozu lopatek umístěných v pražičí peci typu Seek je cca 3 měsíce.



Obr. 9. Litinové lopatky kyzové pražičí pece po 23 dnech provozu.

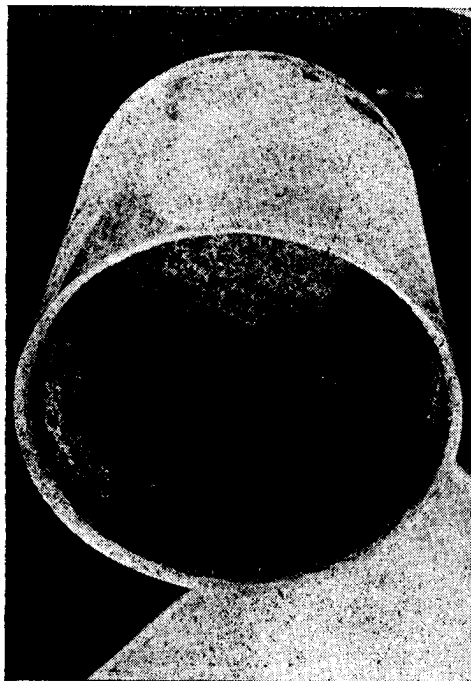
Vzhled těchto lopatek po dvouměsíčním provozu je na obr. 7. Výsledek v tomto případě ještě jasněji ukazuje přednosti Pyroferalu pro tento provoz. Na lopatkách se netvoří nápeky z promíchávaného kyzu, neokují se a jen v menší míře se obrušují.

Podobně i zkoušky v kyzové pražičí peci typu Lurgi ukázaly velmi dobré výsledky. Lopatky z Pyroferalu jsou zde v provozu již 14 měsíců bez zřejmých závad. Vzhled těchto lopatek po tomto provozu je patrný z obr. 8. Za tuto dobu (14 měsíců) musely být litinové lopatky na celém protilehlém rameni pro značný opal dvacetkrát vyměněny. Celková životnost těchto lopatek je cca 23 dnů. Jejich vzhled před vyřazením z provozu je na obr. 9.

Provoz těchto i předchozích lopatek z Pyroferalu z důvodů velmi dobré odolnosti proti vysokým teplotám i pracovnímu prostředí (SO_2) není ještě ukončen. Dá se však již nyní bezpečně soudit na několiknásobnou životnost lopatek z Pyroferalu proti lopatkám litinovým. Velkou hodnotu pro provoz bude mít i odstranění nepřímých ztrát, které vznikají odstavováním pece, při poruchách lopatek.

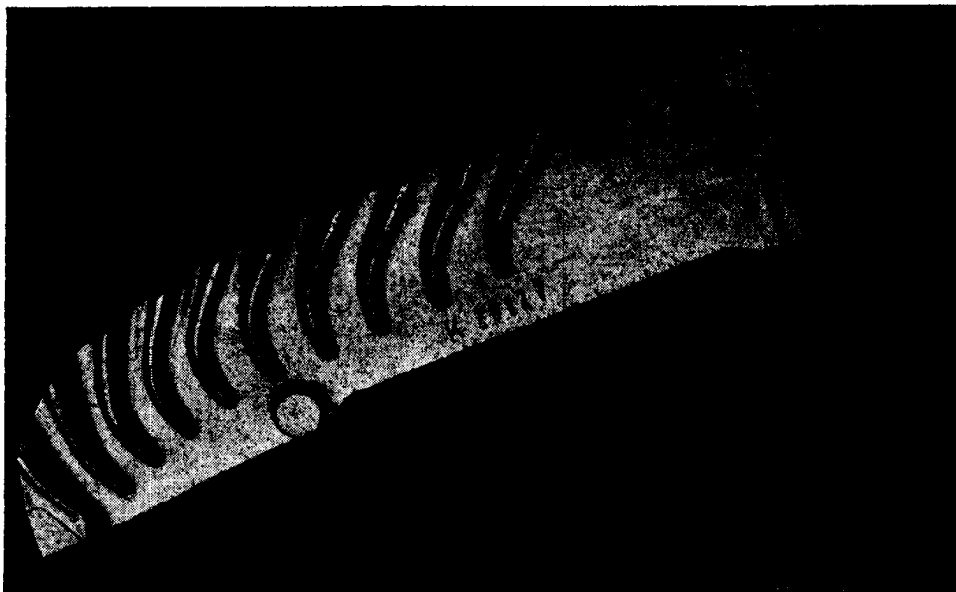
Na základě těchto výsledků byly vybaveny téměř všechny pece v sektoru ministerstva chemie těmito lopatkami (o celkové váze cca 30 t). Odlití provedly Kdyňské strojírny, n. p., pod patronací Výzkumného a zkušebního ústavu LZP, který vypracoval výrobní technologii.

Další provozní zkouškou k ověření vlastností Pyroferalu bylo použití tohoto materiálu na výrobu cementačních hrnců. Pro tyto účely bylo odlito ve Výzkumném a zkušebním ústavu LZP větší množství hrnců o obsahu 35 dm^3 , váhy 47 kg. K témuž účelu byly odlity ve ŠZ Smíchov hrnce obsahu $4,5 \text{ dm}^3$ a váhy 8 kg.



Obr. 10. Cementační hrnec z Pyroferalu po 1300 hodinách provozu.

Hrnce, odlité ve ŠZ Smíchov, jsou již 1300 hod. v provozu kalírny téhož závodu.



Obr. 11. Roštice parních kotlů.

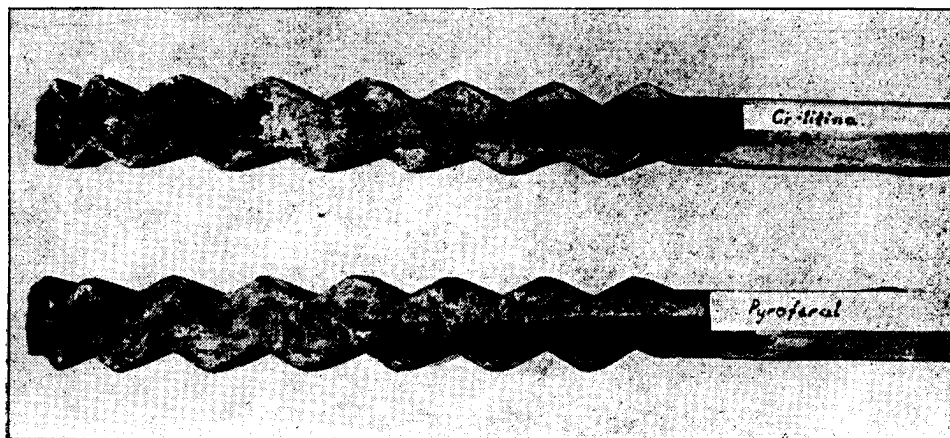
Přesto, že jejich kvalita co do jakosti odlitků byla špatná (odlitky jsou porézní), je výsledek provozní zkoušky velmi dobrý. Makroskopická prohlídka těchto hrnců po 1300 hodinách provozu (obr. 10) neukázala závad. Licí povrch hrnců zůstal na vnějším i vnitřním povrchu převážně zachován.

Na základě těchto provozních zkoušek není známa ještě celková životnost cementačních hrnců. Provozní doba 1300 hod. již nyní však představuje sedminásobnou životnost těchto hrnců proti hrncům vyrobeným z nelegovaného nízkouhlíkatého plechu a životnost srovnatelnou s hrnci, které jsou vyrobené z ferchromitu. Podle stavu materiálu kelímků, použitých ke zkoušce, se dá však soudit na životnost, srovnatelnou s materiálem AKX, který se také pro tyto účely používá (životnost cca 3000 hod.). Proti těmto kelímkům mají tu přednost, že se během provozu neborťí.

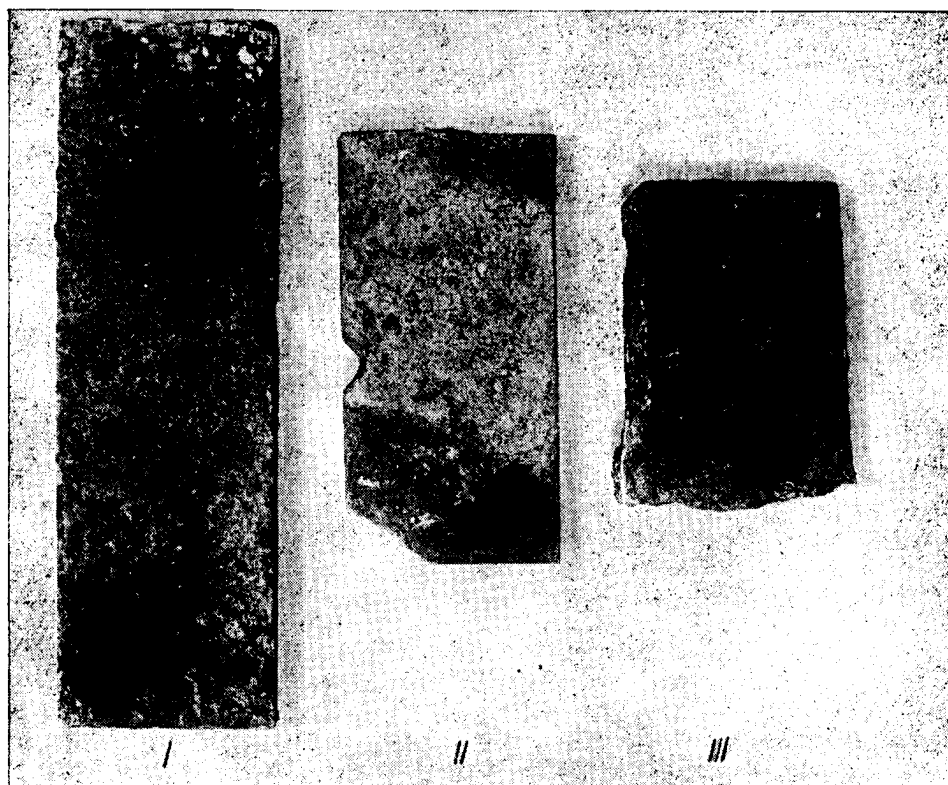
Provozní zkoušky hrnců, odlitých ve Výzkumném a zkušebním ústavu LZP, byly dány jednak do provozu kalírny LZP, jednak do provozu kalírny AZNP Mladá Boleslav. Podobně i v těchto provezech se použití Pyroferalu pro tyto účely osvědčilo. Větší množství kelímků, umístěných v provozu LZP má za sebou již 1800 provozních hodin a kelímky, zkoušené v AZNP 300 provozních hodin bez jakýchkoliv závad.

Pro tyto účely dále odlito v Kdyňských strojárnách cca 15 t hrnců z Peroferalu různých rozměrů, které jsou v současné době provozně zkoušeny.

Pokročile jsou též provozní zkoušky roštic, prováděné jednak v elektrárně v Ervěnicích a Komořanech, jednak v elektrárně Jáchymovských dolů. Odlití těchto součástí provedl národní podnik Testroj-Teplice (obr. 11). Chemické složení roštic pro el. Ervěnice a Komořany nebylo v tomto případě dodrženo, jak ukazuje rozbor, uvedený v tabulce I. Struktura těchto součástí je grafitická, zatím co Pyroferal při dodržení chemického složení má strukturu karbidickou. Chemické složení i struktura odpovídá spíše materiálu Čugal (literatura 5).



Obr. 12. Roštnice po 3½měsíčním provozu.



Obr. 13. Vzorčky po 3měsíčním provozu v krakovacím generátoru.

Dosavadní zkušební provoz těchto roštnic je cca 2¹/₂ měsíce. Kontrola, provedená po této době (obr. 12) prokázala, především v el. Komořanech, kde je zabudováno 140 kusů roštnic, že použitý nový materiál (Čugal) má o něco větší opaluvzdornost než původně používaný materiál (13 % Cr litina).

Další zkoušky roštnic s chemickým složením odpovídajícím materiálu Pyroferal byly uskutečněny v elektrárně Jáchymovských dolů. Dosavadní, obzvláště exponovaný provoz pěti týdnů ukazuje zde výhodné použití Pyroferalu. Tyto roštnice jsou zatím bez nápeky strusky a zřejmého okujení, zatím co roštnice z 13 % Cr litiny jsou již opálené s nápeky strusky, které zhoršují provoz kotle.

Další provozní zkouškou se měla ověřit možnost použití Pyroferalu na výrobu tavicích kelímků pro hliník, které se zatím vyrábějí z ferchromitu, z šedé litiny nebo grafitu. Kelímky z Pyroferalu, různé velikosti, pro tyto účely odlil Výzkumný a zkušební ústav LZP. Zkoušky byly provedeny v řadě závodů. Téměř ve všech případech došlo během doby k rozrušení stěn kelímků taveninou. Na základě těchto zkoušek nelze výrobu kelímků pro tyto účely doporučit.

Další zkoušky Pyroferalu byly provedeny v provozu krakovacího generátoru, jako příprava pro výrobu trub tohoto zařízení, které se doposud vyrábí z materiálu AKX. Vzorky, velikosti cca 50 × 100 × 10 mm byly založeny po dobu 3 měsíců přímo do reakčního prostředí, které tvoří Ni-katalysátor, kysličník uhelnatý a vodík ve stavu zrodu. Pracovní teplota je 950—1000 °C. Výsledek zkoušky je patrný z obr. 13.

Pyroferal (č. I) byl porovnán s materiály chemického složení:

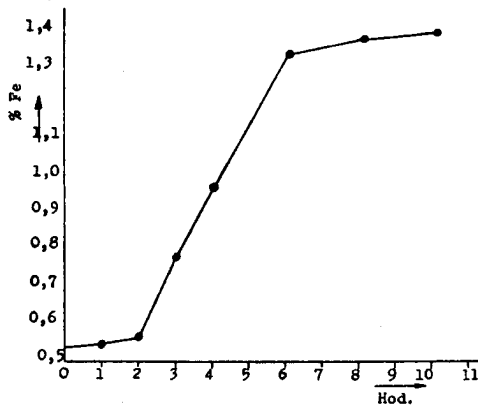
č. II.	0,42 % C	10 % Al
č. III.	0,88 % C	8 % Si

Makroskopickou i metalografickou prohlídkou Pyroferalu nebylo zjištěno změn povrchu, ani struktury po provedené zkoušce.

Ve VÚMT byly dosud v laboratorním měřítku provedeny zkoušky odolnosti kelímků proti roztavenému bronzu a boraxu. Provozní teplota v obou případech je cca 1150 °C.

Zkouška s roztaveným bronzem byla provedena v kelímku, odlitém ve Výzkumném a zkušebním ústavu LZP. Ke zkoušce byl vzat cínový bronz. Kelímek se vsázkou byl ohříván v plynové peci po dobu 10 hod. V časovém intervalu zkoušky od 2 hod. do 6 hod. byla značně překročena teplota až k bodu tání Pyroferalu, jak bylo možno pozorovat z natavených vnějších stěn kelímku. Chemická analýza obsahu železa ze vzorků odebíraných v různých časových intervalech je na obr. 14. Z obrázku je vidět vliv překročené teploty náhlým zvětšením obsahu železa v tavenině. Jestliže byla teplota lázně správně dodržena (do 1150 °C), je přírůstek obsahu železa cca 0,015 % za hod., tedy pro většinu případů s ohledem na obsah Fe vyhovující. Vzhled kelímků po zkoušce je na obr. 15. Dno kelímku je částečně rozrušené (vyleptané) do hloubky cca 3 mm.

Pouze krátkodobá laboratorní zkouška (cca 5 hodin) s roztaveným boraxem v kelímku stejné kvality, tvaru i velikosti jako je uvedeno na obr. 10, dala i v tomto případě vyhlíd-



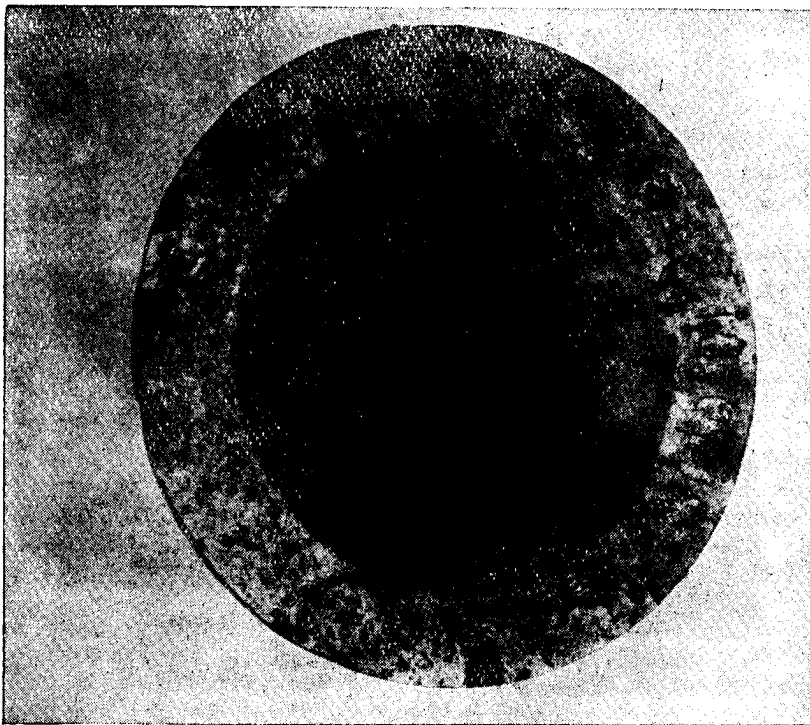
Obr. 14. Diagram závislosti přírůstku % Fe v tavenině po dobu 10 hodin zkoušky.

ky na dobré použití (vylévarny pánvi). Při teplotě $1100 \div 1150$ °C nebylo po pěti hod. zkoušky zjištěno rozdílu mezi stěnou smáčenou boraxem a stěnou kelímku nad roztavenou hlininou.

Laboratorně byla vyzkoušena odolnost Pyroferalu proti abrasivnímu opotřebení v národním podniku Závod první pětiletky v Milevsku na přístroji vlastní konstrukce. Odolnost proti opotřebení za normální teploty je posuzována podle váhového úbytku po 10minutovém tryskání křemičitého písku pod úhlem 45° na zkušební vzorek velikosti $70 \times 60 \times 6$ mm. Podle těchto výsledků má Pyroferal při dodržném chem. složení odolnost přibližně stejnou jako návarové slitiny typu Čakov 1.

Dále byla zjišťována laboratorně odolnost Pyroferalu proti roztavené sklovině při teplotě až 1200 °C. Dobrá odolnost Pyroferalu proti tomuto prostředí dala podnět k použití tohoto materiálu ve sklárně Inwald, n. p., Teplice (7). K provozním zkouškám odlil Testroj Teplice tyto součásti: talířový kryt hlavy norce, držák dutinky, malý hořák Pötting, velký hořák Harfford, konsolu držáku dutinky, misky odkapávacích kroužků. Všechny tyto součásti z Pyroferalu, bez jakýchkoliv poruch, mají již dnes několikanásobně větší životnost proti původně užívané šedé litině. Použití Pyroferalu znamená zde úspory materiálu, značně sníženou poruchovost plně automatisovaného provozu a hlavně je odstraněno znečišťování a barvení skloviny odpadávajícími okujemi.

Velmi dobré vlastnosti Pyroferalu byly zjištěny při zkouškách odolnosti proti kryolitové lázni při teplotě 980 °C. Zkoušky byly provedeny přímo v provozu v národním pod-

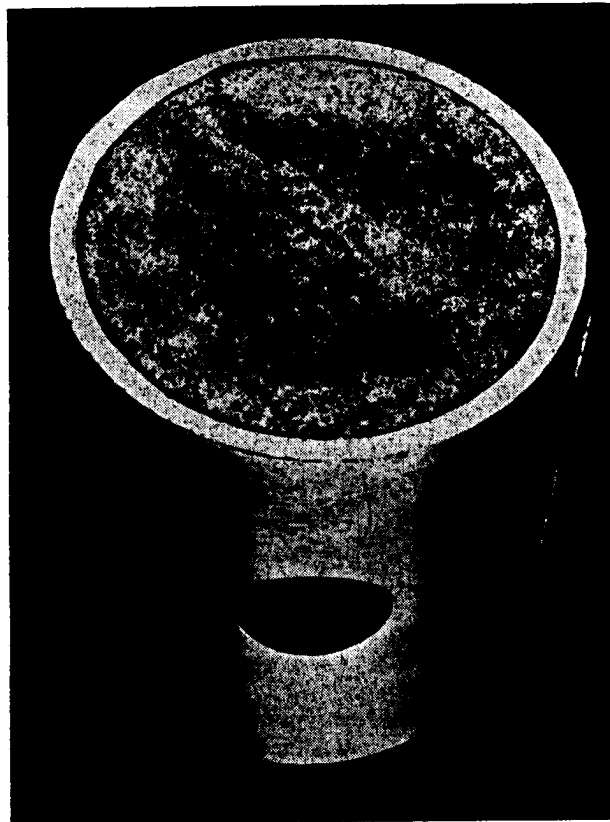


Obr. 15. Kelímek z Pyroferalu po 10hodinové zkoušce s roztaveným bronzem.

niku Křiž nad Hronom. Po 72 hod. provozu nebylo na tyčce \varnothing 20 mm zjištěno podstatných změn. Tyčky téže velikosti z šedé litiny jsou po 4 hod. stejného provozu úplně rozpuštěné. Zkoušky byly provedeny jako příprava pro zhotovení zvonů z Pyroferalu, omývaných kryolitem. Tyto zvony jímají plyny, které vznikají při elektrolytické výrobě hliníku.

3. Další odlitky.

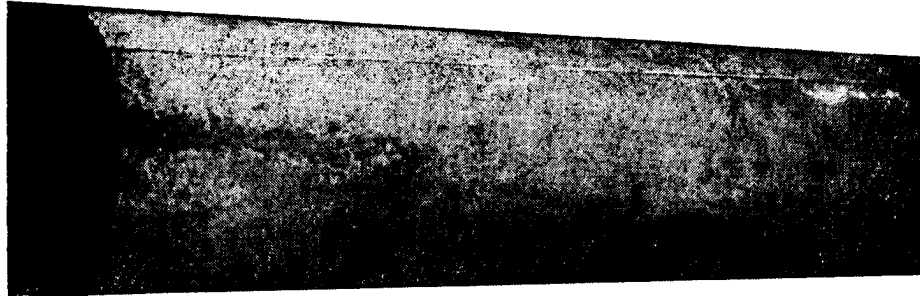
Kromě součástí, uvedených v článku „Příspěvek k otázce výroby Pyroferalových odlitků“, provedených ve Výzkumném a zkušebním ústavu LZP bylo dále odlito:



Obr. 16. Píst se zalitou isolační destičkou z Pyroferalu.

1. V n. p. Testroj Teplice několik isolačních destiček pro dna pístů vysoce tepelně namáhaných naftových motorů. Přibližně stejná tepelná roztažnost siluminu, z něhož se písty odlévají, a Pyroferalu s vysokou žáruvzdorností dává předpoklady výhodného použití tohoto materiálu. (Dříve používaný mat. je Poldi AKRD.) Zalitá destička v pístu je patrná na obr. 16.

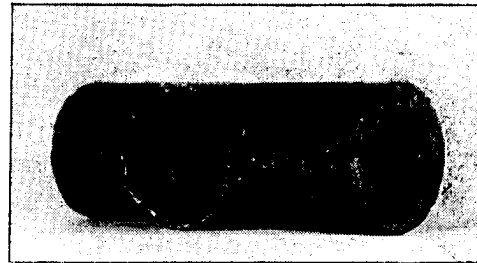
2. V tomtéž závodě trubky $\varnothing 200 \times 1000$ mm (obr. 17), jednak jako příprava pro lití rozměrnějších trub pro krakovací zařízení na zemní plyn, jednak pro zkoušky svařitelnosti těchto součástí.



Obr. 17. Trubka $\varnothing 200$ mm \times 1000 mm odlitá z Pyroferalu.



Obr. 18. Riccardo spalovací vířivá komůrka odlitá z Pyroferalu.



Obr. 19. Tryska ofukovače parního kotle odlitá z Pyroferalu.

3. Ve VÚMT Riccardo spalovací a vířivé komůrky (obr. 18) a trysky ofukovačů parních kotlů (obr. 19). Dosud používaný materiál je u trysek ofukovačů AKX, u spalovacích komůrek AKRD.

Jmenované součásti budou v nejbližší době provozně vyzkoušeny.

4. Závěr.

Provozní výsledky jednotlivých součástí odlitých dosud z Pyroferalu nejsou zatím dokončeny. Již nyní se dá však po stránce funkce i stavu materiálu po provedených provozních zkouškách soudit na bezpečné použití Pyroferalu na lopatky kyzových pražicích pecí, cementačních hrnců a součástí sklářských pecí a automatu. Předpokládané použití podle laboratorních výsledků je v těchto případech potvrzeno i provozem.

Zavedení těchto součástí do provozu bude znamenat úsporu:

1. materiálů nelegovaných v případě lopatek kyzových pražicích pecí a součástí sklářských pecí a automatu (šedá litina),
2. materiálů vysokolegovaných a deficitních v případě použití tohoto materiálu na výrobu cementačních hrnců, které se pro obtížné provozy vyráběly z materiálu AKX.

5. Návrh na použití Pyroferalu.

Na základě výsledků dlouhodobých laboratorních i provozních zkoušek je možno předpokládat výhodné použití Pyroferalu v těchto případech:

A) Zařízení pro tepelné zpracování.

Pecní mufla, dna a obložení pecí žihacích, kalicích, popouštěcích a pecí pro pájení, kelímky pro solné lázně. Cementační a nitridační mufla, krabice, hrnce, závěsy a přípravky v aktivním prostoru těchto pecí a ostatních pecí pro difusní metalurgické úpravy povrchu.

Součásti článkových transportérů kontinuálních žihacích pecí. Pouzdra pro kalici a žihací pece na drát. Hrnce pro lesklé žihání pásků a drátů. Ochranné trubky pyrometrů. Odporové meandry.

B) Kotle.

Rošty, roštnice, kouřové klapky, ofukovače, trysky hořáků.

C) Chemická zařízení.

Části pražicích kyzových pecí (hlavně lopatky a ramena), trubky pro katalysátory, kotle a vany pro roztavený louh, reakční trubky krakovacích stanic na zemní plyny a zařízení pro výrobu butadienu.

D) Hutnická zařízení.

Špičky válcovacích trnů, trubky rekuperátorů a výměníků tepla, součásti kychtových závěrů vysokých pecí, šoupátka pro horký vzduch. Kelímky na roztavený hliník, bronz a borax.

E) Součásti tepelných strojů.

Spalovací a vířivé komůrky spalovacích motorů, části parních a spalovacích turbin vystavené vysokým teplotám a málo mechanicky namáhané (na př. rozváděcí lopatky atd.).

F) Zařízení pro keramický a sklářský průmysl.

Součásti cementárenských pecí, mufla a jiné součásti keramických a smaltovacích pecí, formy na sklo.

K plnému využití všech výhodných vlastností Pyroferalu při aplikaci v uvedených případech doporučujeme vyžádání dosavadních laboratorních, provozních i technologických zkušeností od VÚMT a Výzkumného a zkušebního ústavu LZP.

ЭКСПЛУАТАЦИОННЫЕ РЕЗУЛЬТАТЫ И ПРЕДЛОЖЕНИЯ ДЛЯ ПРИМЕНЕНИЯ НОВОГО ЗАМЕННОГО ЖАРОСТОЙКОГО СПЛАВА ЖЕЛЕЗО-АЛЮМИНИЙ ТИПА ПИРОФЕРАЛЬ

Милослав Выклицкий

Резюме:

Приведен обзор проведенных до настоящего времени эксплуатационных испытаний изделий из Пироферала, в первую очередь лопаток печей для обжига колчеданов, цементационных ящиков, тигелей для плавки алюминия, боракса и бронзы, а также колосников паровых котлов.

Лопатки печей для обжига колчеданов, цементационные ящики и алюминийнесплавные тигели являются уже испытанными в эксплуатации и оправдавшимися в отношении длительного срока службы Пироферала. Далее приведены итоги эксплуатационных испытаний образцов, помещенных в крекинговой установке для природного газа и в расплавленном содовом щелке.

На основе лабораторных и эксплуатационных испытаний дается обзор предназначенных применений Пироферала для отдельных деталей.

BETRIEBSERGEBNISSE MIT DER NEUEN, SPARSAMEN HITZE- BESTÄNDIGEN LEGIERUNG FE-AL VOM PYROFERAL-TYP UND VORSCHLÄGE ZU DEREN VERWENDUNG

Miloslav Vyklický

Der Artikel gibt eine Übersicht über bisher vorgenommene betriebliche Versuche mit Abgüssen aus Pyroferal, insbesondere mit Schaufeln für Pyritöfen, Einsatzhärtungstiegeln, Schmelztiegeln für Aluminium, Borax und Bronze sowie Roststäben für Dampfkesselfeuerungen.

Betriebsmässig erprobt und mit Rücksicht auf lange Lebensdauer geeignet befunden sind Schaufeln für Pyritöfen, Einsatzhärtungstiegel und Schmelztiegel für Aluminium. Der Artikel berichtet auch über Betriebsversuche mit Probestücken, welche in einer Einrichtung zur Verarbeitung von Erdgas nach dem Crackverfahren untergebracht waren und über Probestücke, welche in geschmolzener Natronlauge gelegen sind.

Auf Grund der vorgenommenen Laboratoriums- und Betriebserprobungen wird ein Überblick über die zu erwartende Verwendung des Pyroferals für bestimmte Maschinenteile gegeben.

OPERATING RESULTS OF THE NEW ECONOMICAL AND HEAT RESISTING ALLOY FE-AL TYPE PYROFERAL AND PROPOSITIONS FOR ITS APPLICATION

Miloslav Vyklický

The paper gives a survey of operating tests made with machine parts cast from Pyroferal: blades for pyrite furnaces, crucibles for cementation, for aluminium, borax and bronze, also grate bars for steam boilers.

Thoroughly tried and well proved with respect to long life are Pyroferal blades for pyrite furnaces, crucibles for cementation and crucibles for aluminium. The paper mentions also operating results obtained by testing Pyroferal specimens placed in natural gas cracking installations and in caustic soda.

Based on laboratory and operating tests, a general view is given concerning the future application of Pyroferal to various machine parts.

RESULTATS D'ESSAIS EN SERVICE DE L'ALLIAGE FE-AL DU TYPE PYROFERAL, ECONOMIQUE ET RESISTANT A LA CHALEUR

Miloslaw Vyklický

Un rapport est donné concernant des épreuves en service de pièces coulées de Pyroféral, à savoir de palettes de fours de pyrite, de creusets de cémentation, de creusets à aluminium, à borax et à bronze, aussi de barreaux de foyer pour chaudières.

Jusqu'à présent on a essayé et bien éprouvé l'endurance du Pyroféral dans son application pour les palettes de fours de pyrite, pour creusets de cémentation et pour creusets à aluminium. Le rapport mentionne aussi le résultat d'épreuves faites avec quelques éprouvettes placées dans une installation à cracquer le gaz naturel et mises dans de la soude carbonique fondue.

En se basant sur les épreuves pratiques et celles de laboratoire, l'auteur donne un aperçu de l'emploi futur du Pyroféral pour un nombre de pièces de machines.

LITERATURA.

1. *Pluhař*: Náhradní materiál pro krakování zemního plynu místo užívaných legovaných trubek. Zpráva VÚMT Z-53-136.
2. *Pluhař-Vyklický*: Úsporné žáruvzdorné slitiny pro teploty nad 800 °C. Slévárenství 1954, čís. 4 (Práce čl. výzkumu slévárenského, str. 9–16).
3. *Pluhař*: Úsporné žáruvzdorné materiály pro teploty nad 800 °C. Zpráva VÚMT Z-54-190.
4. *Vyklický*: Výzkum použitelnosti úsporných litych žáruvzdorných slitin Fe-Al (typu Pyroferal). Zpráva VÚMT Z-54-191/1.
5. *Giršovič*: Čugunoe litjo (1949).
6. Zkušební zpráva čís. ZS-5503 „Zkoušky abrasivního opotřebení“.
7. *Uxa*: Pyroferal ve sklářském průmyslu (sklářny Inwald).

Karel Slonek

ZKOUŠENÍ TURBINOVÝCH A GENERÁTOROVÝCH ROTORŮ ULTRAZVUKEM

1. Úvod

Energetické zdroje budované v současné době mají mnohem větší výkon než zdroje nedávné minulosti. S rostoucím výkonem zvětšují se však jak rozměry zařízení, tak požadavky kladené na jakost materiálu důležitých součástí, jakými jsou na př. turbinové a generátorové rotory.

Ke kontrole jakosti materiálu turbinových a generátorových rotorů lze použití z běžně užívaných starších nedestruktivních metod jen metody magnetické, neboť metoda prozařování rtg. a gamma paprsky je vyloučena z rozměrových důvodů. Magnetická metoda umožňuje však jen zjištění diskontinuit souvisejících s povrchem, nebo ležících v těsné jeho blízkosti. Vady tohoto druhu se sice u výkovek rotorů vyskytují a jsou obvykle indikovány na čelních stěnách těla rotoru, nebo na kuželové části při přechodu z těla rotoru do hřídele. Bylo však zjištěno, že vady vystupují na uvedených místech až k povrchu materiálu obvykle jen v případech, kdy převážná část vnitřku rotoru je vadami prostoupena. Negativní výsledek magnetické zkoušky proto nezaručuje, že materiál neobsahuje případně i závažné vnitřní vady.

Spolehlivou kontrolu těchto velkých výkovek umožnila však poměrně nová nedestruktivní metoda, metoda ultrazvuková, jíž lze zjistiti všechny závažnější vady u rotorů se vyskytující, jimiž mohou být kování nesvářené dutiny, vměšky, trhliny a vločky. K bezpečnému zjištění těchto vad je nutno kontrolu provést v několika směrech po celé délce výkovek, případně vhodnou úpravou zkušebního postupu vyšetřiti celý jeho objem.

VÚMT Praha ve spolupráci se závody VŽKG a LZ Plzeň provedl v r. 1954 ultrazvukové zkoušky na 33 rotorech, které měly za účel stanovit možnosti použití a spolehlivost ultrazvukové metody, vypracovat pro stávající ultrazvukové aparatury vhodný zkušební postup a ověřením ultrazvukového nálezu jinými metodami, případně rozřezáním zmetkových rotorů, shromáždití nejnütnější podklady pro vyhodnocování ultrazvukových zkoušek v provozu. Vypracováním směrnic pro zkoušení rotorů zavésti pak jednotný zkušební postup ve všech našich závodech, které rotory vyrábějí a tím přispěti k zlepšení jakosti těchto nákladných výkovek a zamezení ztrátám, které dosud vznikaly zmetkováním téměř hotových rotorů.

2. Užití aparatury a provedení zkoušek.

Vyšetřované rotory, jejich tavby, chemické složení a váhy jsou uvedeny v tabulce č. 1; byly všechny zkoušeny metodou odrazovou - aparaturou HUGHES II. B a část rotorů (20 ks) též metodou průchodovou - aparaturou ULTRASONEL.

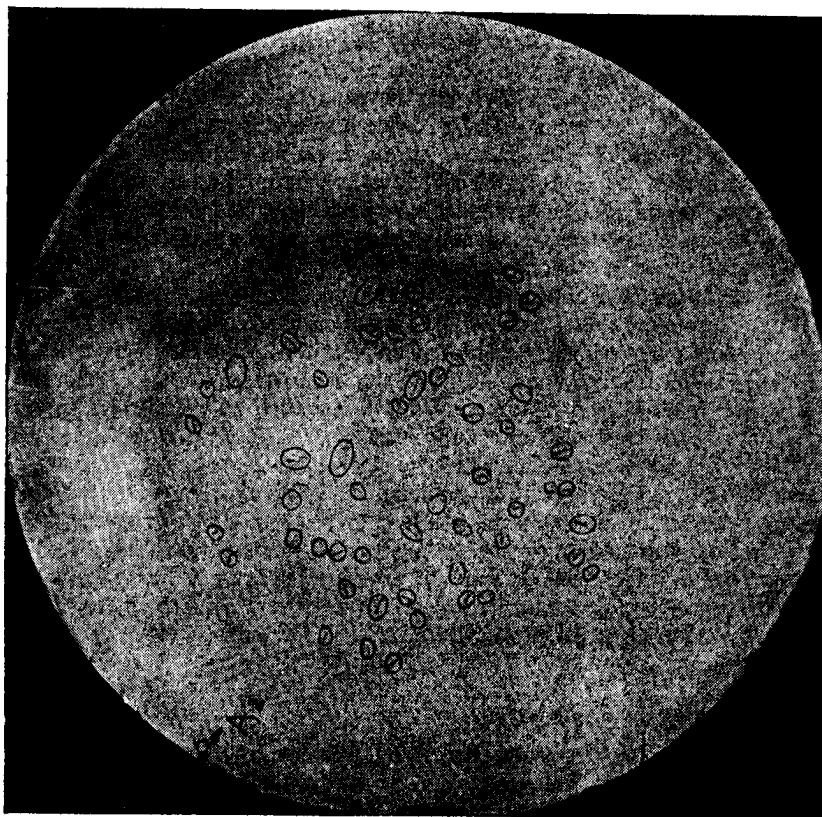
Při zkoušení aparaturou Hughes II. B bylo užito ultrazvukových vln o frekv. 1,25 mc/s, případně 2,5 mc/s a plochých sond, jimiž lze zjistiti vnitřní vady ležící v hloubce

Rotor č. 1.

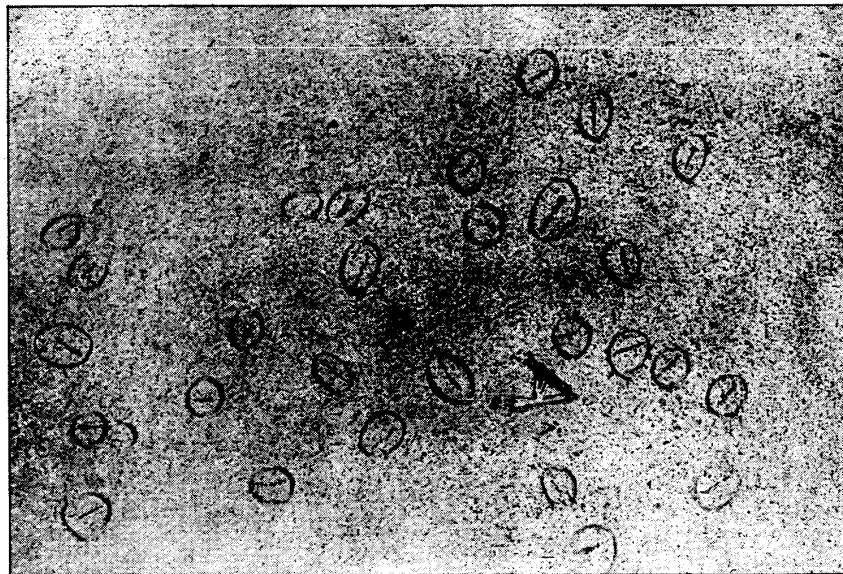


Směr 2:
frekv. 1,25 mc; cihl. 8
poč. echo u dfl. 1
por. echo u dfl. 3
konc. echo u dfl. 6,7

Obr. 1.



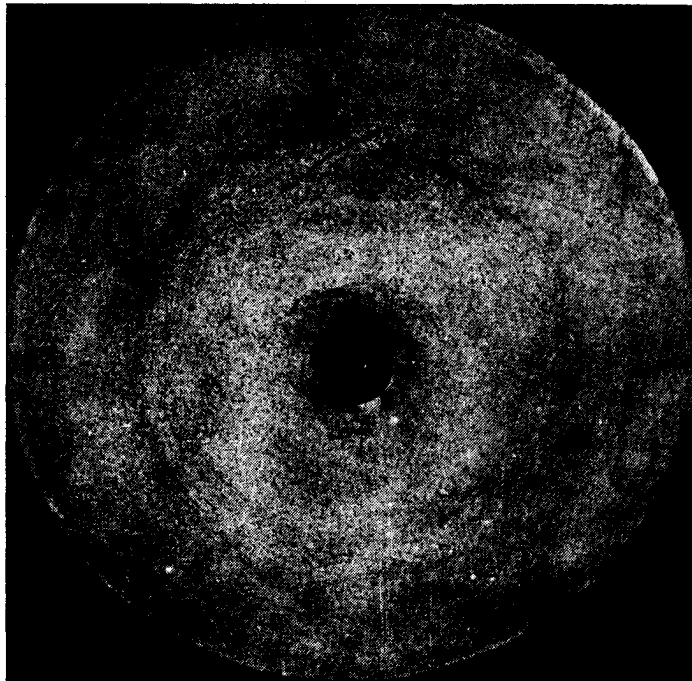
Řez A



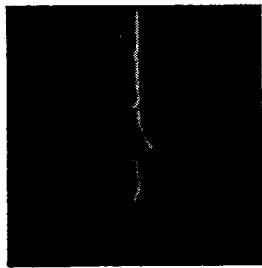
Detail horní poloviny vadné oblasti řezu A.

Rotor 3.

Obr. 2.



Rez D.



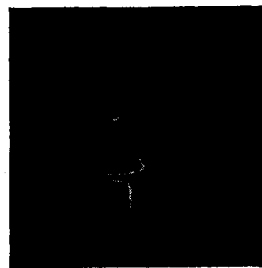
f = 1,25
citl. 8

Směr. 2 (po rep. zprac.)
Poč. na díl. 1
Por. echo u díl. 3,6; výš. 60 mm
Konc. echo u díl. 6,6; výš. 5 mm



f = 2,5
citl. 8

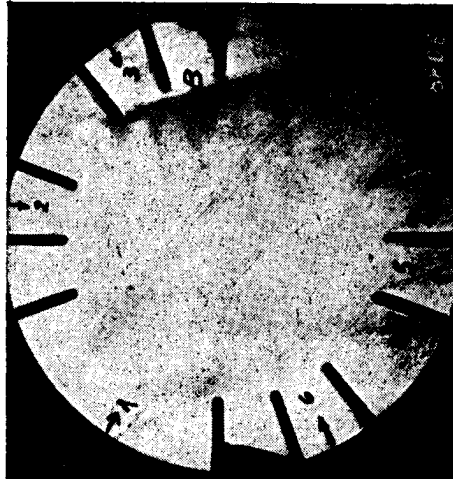
Směr 2 (po ohrubování výkovku)
Poč. echo na díl. 1
Por. echo u díl. 3, 6; výš. 50 – 60 mm
Konc. echo u díl. 6,6; výš. 10 mm
Pro f = 2,5 mc konc. mříž



f = 1,25
citl. 9

Rotor č. 8.

Obr. 3.



Řez B.



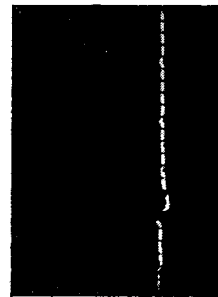
Směr 4.
f = 1,25
citl. 9.

Por. echo u dfl. 3,5-5,5; výš. 15 mm
Konc. echo u dfl. 9,4; výš. 30-35 mm



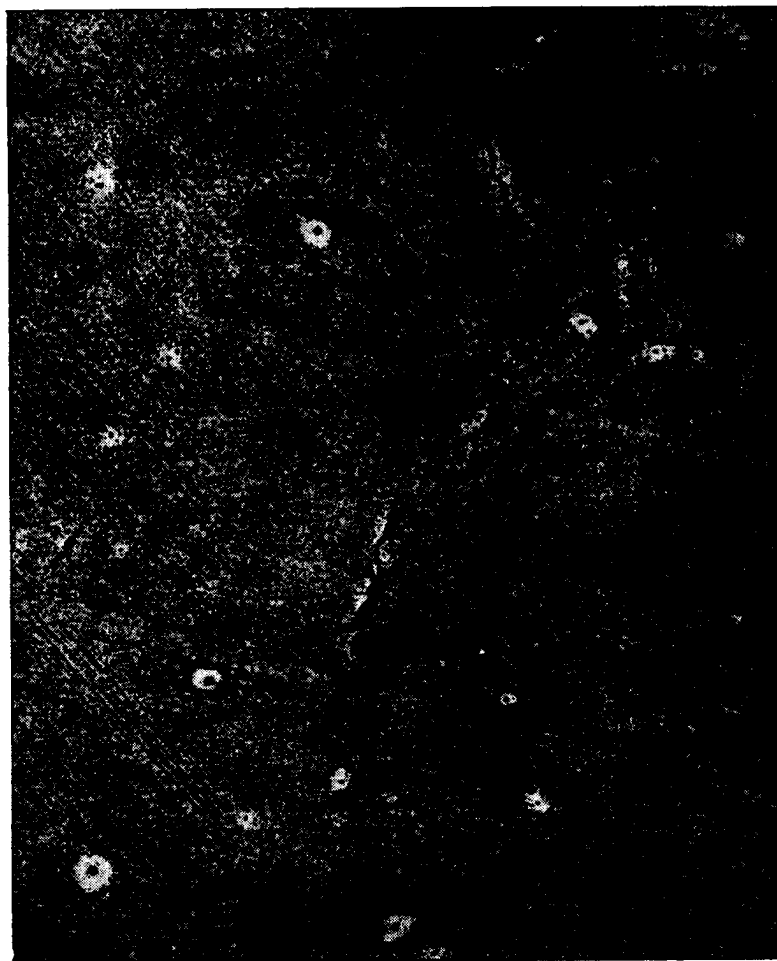
Směr 2.
f = 1,25
citl. 9.

Por. echo u dfl. 2,8; výš. 40-50 mm
Konc. echo u dfl. 9,5; výš. 3 mm



Směr 1.
f = 1,25
citl. 9.

Por. echo u dfl. 2,8; výš. 30 mm
Konc. echo u dfl. 9,2; výš. 2-3 mm



Fotokopie otisku trhlín na řezu B ve zkušební směru 2.

větší než asi 100 mm od místa přiložení sond (na rovinném povrchu). Citlivost přístroje byla volena tak, aby v místech zdravého materiálu mělo koncové echo výšku 50—60 mm.

Zkoušení bylo prováděno podél 2—6 zkušebních směrů. K zajištění dobrého přechodu ultrazvukových vln mezi sondami a materiálem bylo nutné v případech hrubě opracovaného povrchu po vykování vybrousiti na zvolených zkušebních směrech po celé délce rotoru rovinné plošky, šířky zhruba 30—40 mm. Tato úprava byla vždy nutná při kontrole prováděné po konečném tepelném zpracování.

Při zkoušení aparaturou Ultrasonel byly sondy upevněny v pojízdném držáku, který umožňoval souosé nastavení sond na průměrech od 100 mm do 1200 mm.

V případech, kdy byly rotory kontrolovány jak po ohrubování, tak po konečném tepelném zpracování, bylo zkoušení provedeno vždy v týchž zkušebních směrech, aby výsledky obou zkoušek bylo možno navzájem porovnat.

3. Výsledky ultrazvukových zkoušek.

Ultrazvukovými zkouškami provedenými metodou odrazovou a zčásti též metodou průchodovou na 12 turbinových a 21 generátorových rotorech byla přítomnost vnitřních vad indikována na 13 rotorech (7 turbinových, 6 generátorových).

Z průběhu ultrazvukových indikací bylo zřejmé, že zjištěné vady jsou velkého rozsahu u 5 rotorů, u 3 rotorů že jde o větší místní vady a u 5 zbývajících rotorů o vady ojedinělé.

U 4 rotorů (rotor č. 1, 3, 5, 8) s nejzávažnějšími ultrazvukovými indikacemi bylo provedeno ověření ultrazvukového nálezu příčnými, případně podélnými řezy. Vady zviditelněné na plochách řezů naleptáním nebo magnetickou metodou jsou pro rotory č. 1, 3, 8 na obr. 1—3.

Na obr. 1 jsou porovnány zviditelněné vady na příčném řezu rotoru č. 1 s odpovídající ultrazvukovou indikací pro zkušební směr 2. U rotoru č. 1 byla zjištěna při ultrazvukové kontrole, provedené po konečném tepelném zpracování aparaturou HUGHES IIB téměř po celé délce těla různě výrazná poruchová echa odpovídající vnitřním vadám, rozloženým v soustředné zóně ve vzdálenosti $\frac{1}{8}\varnothing$ — $\frac{1}{2}\varnothing$ od povrchu materiálu. Rozsah indikovaných vad byl poměrně malý, takže jen v ojedinělých případech nastal výrazný pokles echa koncového. Z výsledku ultrazvukové zkoušky a s ohledem na dřívější výrobní postup bylo možno usuzovat, že materiál obsahuje vločky, jak bylo později prokázáno ověřením ultrazvukového nálezu čtyřmi příčnými a jedním podélným řezem.

Na obr. 2 jsou porovnány snímky ultrazvukových indikací pro zkušební směr 2 se snímkem osové vady na příčném řezu rotoru č. 3. Rotor byl kontrolován metodou odrazovou (aparaturou HUGHES II B) jak po ohrubování, tak po konečném tepelném zpracování. Při obou zkouškách byla téměř na $\frac{2}{3}$ délky těla rotoru zjištěna různě výrazná poruchová echa odpovídající vnitřním vadám, rozloženým převážně v osové části výkovku. Předběžné ověření ultrazvukových indikací bylo provedeno osovým vývrtem, na jehož stěně byly v místech indikovaných ultrazvukem zjištěny rozsáhlejší vady charakteru dutin. S ohledem na značný rozsah vad byl rotor zmetkován a provedeno podrobnější ověření ultrazvukového nálezu 6 příčnými řezy.

Na obr. 3 jsou porovnány vady zviditelněné magnetickou metodou polévací na příčném řezu rotoru č. 8, s ultrazvukovými indikacemi pro zkušební směry 1, 2, 4 a připojen snímek otisku trhlin z obvodové části vadné oblasti pro zkušební směr 2. U rotoru č. 8 byla zjištěna při ultrazvukové kontrole provedené po konečném tepelném zpracování aparaturou HUGHES II B, po celé délce těla rotoru různě výrazná poruchová echa s místním značným poklesem, případně zmizením echa koncového. V některých místech

hlavové části těla rotoru nastával též velký pokles koncového echa, ačkoliv oscilogram neobsahoval výraznější echa poruchová.

Z výsledku ultrazvukové zkoušky bylo možno usuzovat, že rotor obsahuje četné vnitřní vady charakteru trhlin, rozložené ve vzdálenosti 150—250 mm od povrchu, jak bylo též prokázáno ověřením ultrazvukového nálezu 4 příčnými a 1 podélným řezem.

4. Zhodnocení výsledků ultrazvukových zkoušek.

Z výsledků ultrazvukových zkoušek provedených na turbinových a generátorových motorech odrazovou metodou (aparaturou HUGHES II B) a průchodovou metodou (aparaturou ULTRASONEL) vyplývá:

1. Při ručním způsobu zkoušení dává spolehlivé výsledky ve většině případů jen metoda odrazová (aparatura HUGHES II B), neboť u metody průchodové jsou indikace závislé na řadě vlivů, proměnných během zkoušení (na př. souosost sond, tlak na sondy a pod.), takže lze zjistit jen přítomnost poměrně hrubých vad.
2. Kontrola metodou odrazovou po ohrubování výkovku dává vyhovující výsledky, není-li ovlivněna hrubou strukturou materiálu. V opačném případě je nezbytné provést ultrazvukovou zkoušku též po konečném tepelném zpracování. (Platí obvykle pro velké rotory o \varnothing těla \cong 900 mm).
3. K spolehlivému provedení kontroly je nutné zvláště u částí o velkém průměru, vybroušení rovinných plošek, které umožňují lepší dotyk sond a tím i přechod ultrazvukových vln do materiálu.
4. Trhliny jsou indikovány převážně jako vady mimoosové ve všech zkušebních směrech. Nejvýraznější poruchová echa odpovídají trhlinám, ležícím na vnějším obvodu zóny vad. V některých případech obvodové vady většího rozsahu odstínily vady za nimi ležící, takže tyto nebyly výrazně indikovány.
5. Trhliny šikmo orientované jsou indikovány jen malými poruchovými echy, což vede k podcenění jejich závažnosti, pokud nejsou takového rozsahu, že vyvolají podstatný pokles nebo úplné zmizení koncového echa.
6. Vločky lze spolehlivě zjistit tehdy, jsou-li hustě rozloženy v materiálu rotoru. Indikace od vloček osamělých byly tak malé a obtížně reprodukovatelné, že se jevíly jako bezvýznamné. U materiálů náchylných k tvoření vloček je proto pravděpodobné, že sebelepší mimoosové indikace odpovídají ojedinělým vločkám.
7. Kováním nesvařené zbytky jádrových dutin jsou indikovány převážně jako vady osové. U těchto vad nejsou obvykle ultrazvukové indikace ve všech zkušebních směrech stejně výrazné.

5. Směrnice pro zkoušení.

Pro provádění ultrazvukové kontroly rotorů v praxi lze na základě zkušeností získaných dříve uvedenými zkouškami doporučit tento postup:

1. Ke zkoušení užívat zásadně jen metody odrazové - t. j. aparatury HUGHES II B, pokud nejsou k dispozici jiné aparatury impulsního typu.
2. Kontrolu provádět jak po ohrubování výkovku, tak po jeho konečném tepelném zpracování. Druhá kontrola je naprosto nutná, když při prvním zkoušení materiál měl hrubou strukturu.
3. Zkoušení provést podél 3 směrů navzájem o 120° odchýlených. K případnému ohledání míst se spornými indikacemi je vhodné provést kontrolu v dalších směrech zvolených ve vadné oblasti.

Tabulka č. 1.
Tavby, chemické složení a váhy zkoušených rotorů.

Rotor číslo	Tavba	Chemické složení											v kg
		C	Mn	Si	P	S	Cu	Cr	Ni	W	V	Mo	
1	E	0,21	0,68	0,37	0,013	0,013	0,012	0,80	0,011	1,28	0,26	—	7.100
2	E	shodné s číslem 1											7.600
3	E	0,32	0,66	0,36	0,013	0,017	0,16	0,66	0,13	1,37	0,26	—	8.000
4	E	0,23	0,72	0,29	0,020	0,013	—	1,39	0,22	1,24	0,31	0,12	8.500
5	E	0,40	0,79	0,32	0,015	0,012	0,13	0,14	1,90	—	0,20	—	14.700
6	M	0,44	0,42	0,33	0,012	0,022	—	0,18	2,15	—	0,21	—	21.600
7	M	0,47	0,50	0,26	0,015	0,014	—	0,23	2,10	—	0,20	—	32.200
8	M	0,41	0,56	0,25	0,019	0,022	—	0,12	2,00	—	0,12	—	12.100
9	E	0,32	0,71	0,34	0,021	0,021	0,15	0,85	0,07	1,30	0,23	—	5.500
10	E	shodné s číslem 9											3.000
11	E	0,28	0,63	0,33	0,011	0,017	0,15	0,96	0,12	1,26	0,26	—	7.500
12	E	0,31	0,69	0,35	0,013	0,019	0,13	0,90	0,12	1,23	0,28	—	8.300
13	E	0,29	0,64	0,31	0,013	0,013	0,12	0,89	0,16	1,65	0,25	—	7.600
14	E	0,26	0,69	0,35	0,014	0,015	0,14	0,92	0,13	1,22	0,27	—	4.700
15	E	0,21	0,66	0,26	0,012	0,014	—	1,09	0,11	—	0,27	—	3.900
16	E	0,28	0,64	0,28	0,014	0,011	—	1,38	0,18	—	0,24	—	10.590
17	E	0,39	0,80	0,30	0,017	0,014	0,14	0,14	1,90	—	0,20	—	9.800
18	M	0,46	0,46	0,20	0,014	0,026	—	0,15	2,20	—	0,20	—	21.600
19	M	0,43	0,44	0,27	0,015	0,030	—	0,08	2,49	—	0,24	—	18.500
20	M	0,29	0,46	0,19	0,016	0,020	—	0,04	0,70	—	0,07	—	6.130
21	M	0,29	0,49	0,25	0,028	0,025	—	0,04	0,74	—	0,02	—	6.130
22	M	0,30	0,40	0,20	0,012	0,009	—	0,08	0,59	—	0,05	—	6.130
23	M	0,33	0,69	0,29	0,033	0,031	—	0,08	0,13	—	—	—	6.130
24	M	0,30	0,40	0,20	0,012	0,009	—	0,08	0,59	—	0,05	—	6.130
25	M	0,29	0,49	0,25	0,028	0,025	—	0,04	0,74	—	0,02	—	6.130
26	M	0,33	0,50	0,29	0,031	0,031	—	0,07	0,70	—	0,07	—	6.130
27	M	0,29	0,46	0,19	0,016	0,020	—	0,04	0,69	—	0,07	—	6.350
28	M	shodné s číslem 27											6.350
29	M	0,29	0,49	0,25	0,028	0,025	—	0,04	0,74	—	0,72	—	6.350
30	M	shodné s číslem 27											6.350
31	M	0,29	0,37	0,27	0,09	0,026	—	0,03	0,70	—	0,01	—	9.850
32	M	shodné s číslem 31											9.850
33	M	0,31	0,70	0,34	0,024	0,007	—	1,80	0,14	—	0,22	—	550

4. Frekvenci a citlivost zvolit tak, aby oscilogramy nevykazovaly parazitní echa od struktury materiálu a koncové echo mělo výšku 50—60 mm. (U velkých rotorů po ohrubování nelze tyto podmínky obvykle splniti.)
 5. Posouváním sond v daných zkušebních směrech provede se přezkoušení po celé délce rotoru.
 6. Jsou-li zjištěny v materiálu vnitřní vady, pak při kontrole provedené ve všech zkušebních směrech zhotoví se alespoň pro 1 směr snímky ultrazvukových indikací na začátku a konci vadné oblasti a ve 2—3 místech dalších s typickými indikacemi.
6. *Závěr.*

Z dosažených výsledků lze říci, že ultrazvuková metoda je vhodnou metodou pro kontrolu rotorů, bez ohledu na jejich tvar a velikost. Za předpokladu správné techniky lze jí prakticky zjistiti všechny závažnější vnitřní vady, které se v materiálu rotorů mohou vyskytnout.

Jako každá zkušební metoda, má i metoda ultrazvuková jisté omezení, takže na př. ojedinělé malé vady převážně radiálně orientované, buď vůbec uniknou zjištění nebo poruchová echa jimi vyvolaná jsou malá a téměř nereprodukovatelná.

Rozsah provedených zkoušek nestačil k zjištění všech případů, které se v praxi mohou vyskytnout. Při zavádění ultrazvukové metody do praxe bude proto nutné ultrazvukové nálezy soustavně ověřovat k získání dalších zkušeností a podkladů.

УЛЬТРАЗВУКОВЫЕ ИСПЫТАНИЯ РОТОРОВ ДЛЯ ТУРБИН И ГЕНЕРАТОРОВ

Проф. К. Слонек

Резюме:

Описано испытательное оборудование, способы испытаний и результаты ультразвуковых испытаний турбинных и генераторных роторов. Из полученных результатов следует, что ультразвуковым методом можно надежно обнаружить все важнейшие внутренние дефекты роторов (усадочные раковины, включения, трещины и флокены), если применяются подходящие приемы испытания. Ультразвуковым методом было обнаружено наличие дефектов в 13 роторах из 33 испытываемых; из них 5 имело дефекты больших размеров. Путем разрезания 4 роторов с наиболее серьезными дефектами получены по крайней мере частичные основания для оценки результатов ультразвуковых испытаний при контроле роторов на практике.

ULTRASCHALLPRÜFUNG VON TURBINEN- UND GENERATORROTOREN

Prof. K. Slonek

Es wird, nach Beschreibung der benützten Prüfeinrichtung, über die Prüfverfahren und die Ergebnisse der Ultraschallproben berichtet, welche an Turbinen- und Generatorrotoren vorgenommen wurden und aus denen hervorgeht, dass man mit Hilfe von Ultraschallprüfungen auf verlässliche Weise alle schwereren Fehler im Inneren der Rotoren (beim Schmieden unverschweisste Höhlungen, Einschlüsse, Risse und flockige Stellen) feststellen kann, wofern ein geeignetes Prüfverfahren gewählt wird. Aus einer Gruppe

von 33 Rotoren wurden bei 13 davon durch Ultraschall Mängel festgestellt, welche bei fünf Rotoren grösseren Umfanges waren. Durch Aufschneiden von vier, mit den schwersten Mängeln behafteten Rotoren wurden, zumindest teilweise, Unterlagen für das Auswerten von Ultraschallbefunden bei der praktischen Kontrolle von Rotoren gewonnen.

ULTRASONIC TESTS OF TURBINE AND GENERATOR ROTORS

Prof. K. Slonek

The author describes the employed testing device and exposes the testing methods and the results of ultrasonic tests made on turbine and generator rotors, the results proving that it is possible to detect every serious defect inside the rotor (holes not closed by forging, inclusions, cracks and flaky spots), subject to a proper testing method being employed. Thirteen rotors out of a series of thirtythree have been found by ultrasonics to be defective and five of them showed defects of larger size. By cutting four of them which had the most serious defects it was possible to obtain, partly at least, the basic clues for the evaluation of ultrasonic observations for the practical testing of rotors.

CONTROLE ULTRASONIQUE DE ROTORS POUR TURBINES ET GENERATRICES

Prof. K. Slonek

Après avoir décrit son appareil d'essai, l'auteur expose les méthodes d'essai qu'il emploie et indique les résultats obtenus en contrôlant des rotors pour turbines et génératrices. Ces résultats prouvent qu'on peut réussir à trouver chaque défaut important à l'intérieur du rotor (trous pas fermés par le forgeage, inclusions, fissures et endroits floconneux) sous condition qu'on emploie une méthode d'essai appropriée. Treize rotors, dans une série de trente-trois, furent désignés, par l'ultra-son, comme défectueux dont cinq avaient des défauts assez graves. En coupant en plusieurs morceaux quatre de ces rotors, les plus sérieusement affectés, on s'est procuré, au moins partiellement, des renseignements fondamentaux, nécessaires pour l'évaluation des observations faites au contrôle pratique des rotors.

POUŽITÁ LITERATURA.

1. *D. S. Šrajber**: Opredelenije defektov v metalličeskich izdelenijach ultrazvukovym metodom. Zavodskaja laboratorija č. 4, 1947.
2. *W. Felix*: Die zerstörungsfreie Prüfung grosser Schmiedestücke mit Ultraschall. Schweizer Archiv 1951 (April), str. 107–113.
3. *A. W. Rankin, C. J. Boyle*: Thermal cracks in turbine and generator rotor forgings. Mechanical Engineering 1950 (July), str. 559–566.
4. *R. Schinn*: Contrôle de lourdes pièces de forge pour turbines à vapeur. 4. Congrès international des Fabrications mécaniques.
5. *T. Gardner*: Manufacturing Control of Large Steel Forgings. Iron Age 1949, December 29, str. 46–48.
6. *K. Slonek*: Vypracování spolehlivé metody pro zkoušení velkých rotorů ultrazvukem. VÚMT-Praha, Výzkumná zpráva Z-54-181.

Dr František Khol, VÚMT, Praha

TRAFOPLECHY PRO AKUSTICKÉ FREKVENCE A MĚŘENÍ JEJICH ZTRÁTOVÝCH ČÍSEL

1. Úvod.

Až do r. 1950 bylo u nás technice silných proudů střední frekvence (100—10 000 c/s) věnováno velmi málo pozornosti. V našem průmyslu nebyla vyráběna větší silnoproudá zařízení, v nichž by se technika středních frekvencí mohla uplatnit. Ve slaboproudém průmyslu bylo věnováno těmto frekvencím dosti pozornosti, ale zařízení byla poměrně malá s hlediska energetického, takže nebylo třeba velkého množství levného vyhovujícího magnetického materiálu.

Teprve rozvojem indukčních topných zařízení, která se stavějí až do příkonu několika tisíc kW, při čemž energie se do zahřívání nebo tavení materiálu zavádí střídavým magnetickým polem a to většinou v prostoru s malou permeabilitou, je třeba velkých jalových výkonů. I když použitím vyšších kmitočtů nevyjdou pro tyto velké výkony veškerá zařízení (jako jsou indukce, transformátory, kondensátory a ostatní stroje) tak velká, jako by vyšla pro kmitočet 50 c/s, přece se vždy jedná o velké zpracované energie a větší množství magnetického materiálu, na který jsou kladeny větší nároky.

Proto technik-konstruktor, aby mohl odpovědně navrhnouti indukční topné zařízení co možná hospodárně, nemusel zbytečně předimenzovat zařízení a měl větší pocit jistoty při návrhu, je třeba, aby dostal speciální vhodný materiál a všechny potřebné údaje o jeho fyzikálních vlastnostech, t. j. jaké má hodnoty při vyšších kmitočtech, za vyšších teplot a podobně. Jedná se hlavně o vhodné transformátorové plechy s nízkými wattovými ztrátami při středních kmitočtech, které se u nás doposud nevyráběly a byli jsme odkázáni na jejich dovoz ze Západu.

Když bylo ustanoveno Výzkumné a vývojové středisko elektrických pecí v rámci MSt a přistoupilo se ke konstrukci elektrických pecí, bylo nutno vyvinouti nové transformátorové plechy a metody pro jejich měření při vyšších kmitočtech, neboť dosud byly k dispozici jen nepřesné a neúplné údaje v cizí literatuře.

2. Volba transformátorového plechu.

Při střídavě magnetovaných jádrech, složených z transformátorových plechů od sebe dobře izolovaných, vznikají v nich hysterese a vířivé ztráty. Za předpokladu, že magnetická indukce je rovnoměrně rozložena v celém průřezu transformátorového plechu, platí pro celkové ztráty Steinmetzův vztah

$$W = \xi B_{\max} \cdot f + \eta \frac{t^2}{\rho} B_{\max}^2 f^2, \quad (1)$$

kteří říká, že hysterese ztráty jsou úměrné první mocnině frekvence f , nezávisí na tloušťce plechu, jsou závislé na $x = 1,58 - 1,65$ mocnině magnetické indukce, a vířivé ztráty jsou

úměrný druhé mocnině magnetické indukce B_{\max} , frekvence a tloušťky plechu t a nepřímo úměrný elektrickému odporu ρ a ξ , η jsou Steinmetzovy koeficienty.

Ve skutečnosti magnetická indukce po průřezu transformátorového plechu není rozložena rovnoměrně, nýbrž vlivem vířivých proudů stoupá magnetická indukce od středu plechu ke krajům až do hodnoty maximálního sycení (pro železo 20 kG), ale měření provádíme při určité střední hodnotě magnetické indukce. Tato střední hodnota klesá se stoupající frekvencí magnetického pole a s tloušťkou transformátorového plechu. Tím si vysvětlíme, proč Steinmetzův vztah pro vyšší frekvence a silnější plechy neplatí, neboť hysterese ztráty jsou závislé na tloušťce plechu a nejsou přesně úměrné první mocnině frekvence, kdežto vířivé ztráty stoupají pomaleji než s druhou mocninou frekvence a tak celkové ztráty při akustických frekvencích jsou větší než by odpovídaly hysterese složce a složce, způsobené vířivými proudy a připisujeme je t. zv. magnetické viskozitě materiálu.

Přesným výpočtem rozložení vířivých proudů v transformátorovém plechu bylo zjištěno, že při vyšších frekvencích jsou téměř všechny vířivé proudy vytlačeny k povrchu transformátorového plechu (magnetický skin efekt). Plech nám představuje určitou impedanci, sestávající z reálné a imaginární části. Tato reálná část odporu je vždy větší, než odpor měřený stejnosměrným proudem. Tloušťku obou povrchových vrstev, kterými procházejí vířivé proudy a které mají pro stejnosměrný proud stejný odpor jako celý průřez plechu pro střídavý proud, označujeme jako ekvivalentní hloubku h vniknutí magnetického toku a je dána vztahem

$$h \doteq \sqrt{\frac{\rho \cdot 10^7}{8 \pi^2 \mu f}} = 357 \sqrt{\frac{\rho}{\mu f}} \text{ mm}, \quad (2)$$

kde ρ je měrný odpor transformátorového plechu, měřený stejnosměrným proudem, μ permeabilita a f frekvence střídavého magnetického pole.

Tato ekvivalentní hloubka h má velký význam pro volbu transformátorového neb dynamového plechu podle tloušťky pro určitou frekvenci střídavého magnetického pole, abychom zbytečně neplytvali magnetickým materiálem, případně vlivem nerovnoměrného rozložení magnetické indukce nesnižovali efektivní permeabilitu. Je proto výhodné voliti tloušťku transformátorového neb dynamového plechu střídavě magnetovaného asi takovou jako je ekvivalentní hloubka pro danou frekvenci a materiál, jak je uveden v tab. č. 1.

Tabulka č. 1.

Materiál	50 c/s	600 c/s	825 c/s	1000 c/s	2000 c/s	4000 c/s	10000 c/s
Dynamový plech $\mu = 2000$ $\rho = 0,1 \Omega/\text{cm}^3$	0,35	0,100	0,086	0,078	0,055	0,039	0,025
Trafoplech $\mu = 7000$ $\rho = 0,7 \Omega/\text{cm}^3$	0,50	0,145	0,123	0,112	0,079	0,056	0,035

V tabulce č. 1 jsou provedeny výpočty ekvivalentní hloubky pro kmitočty navržené řady rotačních generátorů čs. výroby.

Z tabulky je vidět, že s dosud vyrobenými transformátorovými plechy velmi dobře vystačíme do frekvencí 1000 c/s.

Ve spolupráci se Železárnami Stalingrad v Lískovci a Královodvorskými v Králově Dvoře podařilo se během r. 1952 a 1953 vyrobti transformátorové plechy tloušťky 0,25, 0,18, 0,13 a 0,10 mm s velmi dobrým povrchem, jejichž magnetické vlastnosti jsou zvláště dobré ve směru válcování. Jejich tepelným zpracováním ve vodíku neb technickém vakuu se podařilo snížit wattové ztráty při 50 c/s až na 0,9—1,0 W/kg ve směru válcování při tloušťkách 0,18 mm a 0,35 mm při sycení 10 kG. (Viz tab. 2.)

Tak jsme se dostali do situace, že sice dokážeme vyrobti transformátorové plechy pro indukční tepelná zařízení, ale nemůžeme běžně měřiti jejich wattové ztráty při vyšších frekvencích, takže nemůžeme posouditi jejich kvalitu a konstruktéři nemají potřebné hodnoty pro návrhy zařízení.

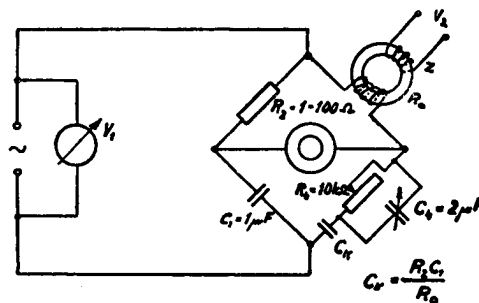
3. Měření ztrátových čísel při akustických frekvencích.

Ačkoliv je mnoho měřicích metod a přístrojů pro stanovení ztrát při magnetisaci stejnosměrným neb střídavým proudem o frekvenci 50 c/s, chybí běžná metoda pro měření při akustických kmitočtech. Výsledky naměřené metodami při 50 c/s lze použiti pro výpočty zařízení pracujících se střídavým proudem maximálně do kmitočtu 150 c/s.

Pro měření při vyšších frekvencích byly vypracovány můstkové metody, metody s elektrostatickým wattmetrem a rezonanční metody, které byly podrobně popsány Ing. O. Bendou ve Strojno-elektrotechnickom časopise, 1954. Další metodou je kalorimetrická metoda, která je založena na základních fyzikálních vztazích a používá jednoduchých měřicích zařízení. Její přesnost je dostačující pro technickou praxi. Rozhodli jsme se k propracování této metody, neboť celé zařízení jsme mohli zhotovit v našich laboratořích.

Zmíníme se stručně o těchto metodách, aby vynikl rozdíl mezi jednotlivými metodami a metodou kalorimetrickou.

a) M ů s t k o v á m e t o d a byla různými autory upravena, ale vždy je to můstek pro měření komplexních impedancí a základní schema je na obr. 1.



Obr. 1.

Zdrojem proudu akustické frekvence je zesilovač buzený tónovým generátorem, výstupní napětí je měřeno voltmetrem V_1 . Indikátorem vyrovnání můstku je telefonní sluchátko a můstek se vyrovnává odporem R_4 a kondensátorem C_2 , při čemž kompenzační kapacita C_k vyrovnává ztráty v magnetizačním vinutí vzorku a volí se

$$C_k = \frac{R_2 C_1}{R_0},$$

172

Tabulka č. 2.

Vzorky	Wattové ztráty W/kg							Koercitivní síla Az/Cm						Max. permeabilita μ	Měrný odpor ρ mm ² /m
	3	5	7,5	10	12	15	3	5	7,5	10	12	15			
provozně žíhané	0,18 0,35	0,14 0,16	0,37 0,39	0,68 0,70	1,02 1,02	2,18 2,20	3,01 3,08	0,24 0,24	0,35 0,37	0,40 0,42	0,47 0,48	0,49 0,49	0,70 0,71	6250 při 4750 6150 4600	0,710 0,723
žíhané ve vodíku	0,18 0,35	0,09 0,10	0,26 0,28	0,49 0,53	0,84 0,89	1,26 1,32	2,81 2,69	0,20 0,20	0,25 0,27	0,29 0,31	0,31 0,35	0,38 0,42	0,42 0,46	13820 při 6500 13000 7500	0,677 0,670
žíhané v ochran. atmosféře	0,18 0,35	0,13 0,15	0,31 0,34	0,60 0,67	0,95 1,16	1,53 1,66	3,08 2,87	0,21 0,23	0,29 0,32	0,36 0,40	0,40 0,46	0,46 0,49	0,52 0,56	10000 při 6000 9200 5100	0,701 0,712

kde R_2 , C_1 jsou hodnoty můstku, R_0 odpor magnetisačního vinutí. Ztráty v železném jádře vzorku jsou dány vztahem

$$W/kg = C_1 C_4 R_2 \cdot \frac{V_1^2 \cdot (2\pi f)^2}{M}, \quad (3)$$

kde f je frekvence, při které bylo prováděno měření, V_1 napětí změřené na voltmetru V_1 , M váha vzorku v kg.

Magnetickou indukci B_{max} určíme s dostatečnou přesností ze známého vztahu

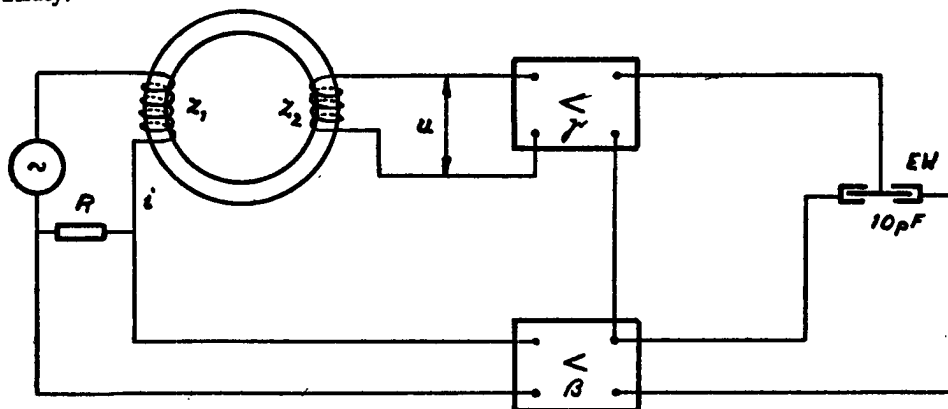
$$B_{max} = \frac{V_2 \cdot 10^8}{\sqrt{2} \pi z \cdot q \cdot f}, \quad (4)$$

kde V_2 je efektivní napětí na sekundárním vinutí měřené voltmetrem s velkým vnitřním odporem, z průřez vzorku, určený z celkové váhy a měrné váhy, z počet závitů vinutí.

Tato metoda je poměrně rychlá a přesná, vyžaduje však přesných normalů kapacit a odporů.

b) Metoda s elektrostatickým wattmetrem.

Pro měření wattových ztrát v železe při frekvencích až do 25 kc/s byl vypracován r. 1951 elektrostatický wattmetr, který pak při zapojení, uvedeném na obr. 2 měří přímo ztráty.



$$\beta = 2\gamma \quad m = k \cdot u \cdot i$$

Obr. 2.

Elektrostatický wattmetr je konstruován ze čtyř krabičkovitých kvadrantů jako elektrostatický voltmetr a vždy dva protější jsou propojeny. Mezi kvadranty je stáčená jehla, zavěšená na 10 cm dlouhé kovové struně o průměru 0,01 mm.

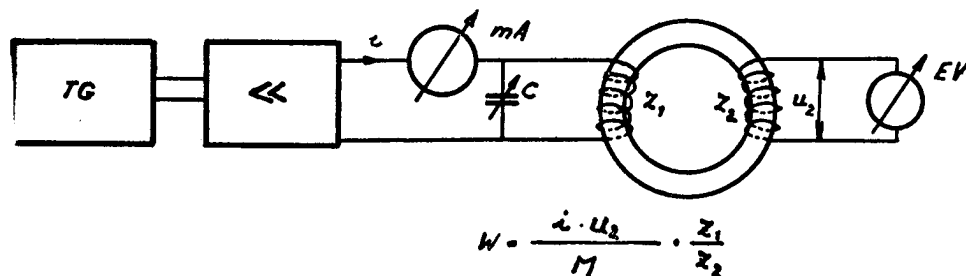
Při volbě obou zesilovačů tak, aby zesilovací koeficienty splnily vztah $\beta = 2\gamma$, pak výchylna jehly wattmetru je úměrná

$$m = k \cdot u \cdot i,$$

kde i je magnetisační proud a u indukované napětí, které je úměrné indukci B_{max} .

Tato metoda je rychlá a pohodlná, je nezávislá na fázovém posunutí, má nepatrnou spotřebu. Je ovšem třeba mít tento speciální wattmetr a 2 zesilovače, což na našich pracovištích není.

c) Resonanční metoda je jedna z nejstarších metod (r. 1928), je velmi rychlá a jednoduchá, ale hodí se jen pro rychlé informativní měření. Hodí se do 10 kc/s a její uspořádání je na obr. č. 3.



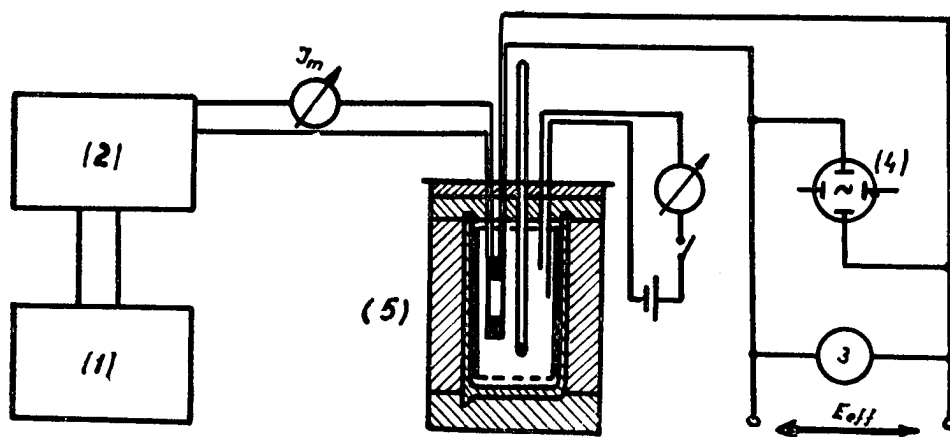
OBR.3.

Paralelně k magnetisačnímu vinutí je připojen kondensátor C, kterým se kompenzuje jalová složka základní harmonické magnetisačního proudu, takže obvod je v rezonanci a má čistě ohmický charakter, což se pozná na minimální výchylce miliampérmetru.

Pro stanovení V_2 , t. j. magnetické indukce podle vztahu (4), se použije elektronkového voltmetru. Wattové ztráty ve vzorku se vypočtou z jednoduchého vzorce

$$W/kg = \frac{I \cdot V_2}{M} \cdot \frac{Z_1}{Z_2}, \quad (5)$$

Z_1, Z_2 je počet závitů magnetisačního a indukčního vinutí. Minimum proudu I je však ploché a tím jeho nastavení nejisté. Naměřené ztráty zahrnují v sobě též ztráty ve vinutí a vzorek se při měření silně zahřívá.



Obr. 4.

4. Kalorimetrická metoda.

V dalším stručně uvedeme princip měření wattových ztrát kalorimetrem (viz obr. 4 a skutečné provedení kalorimetru je na obr. 5). Budící výkon při měření dodává nízkofrekvenční zesilovač (2), buzený z tónového generátoru (1). Proměřovaný vzorek, který může mít různý tvar (prstencový jako u balistické metody, čtyřhranný a složený z pásků jako u malého Epsteinova přístroje, neb celý transformátořek, pokud se vejde do použitého kalorimetru), má vždy magnetisační vinutí, do kterého přivádíme proud ze zesilovače (2) a sekundární vinutí. Z velikosti indukovaného napětí v sekundárním vinutí stanovíme magnetickou indukci B . Jeho velikost měříme elektronickým voltmetrem (3) a jeho průběh kontrolujeme na oscilografu (4).

Při měření wattových ztrát při dané frekvenci a indukci postupujeme takto:
Nejprve si vypočteme příslušné napětí E pro danou indukci B ze vztahu

$$E_{eff} = 4,44 B_{max} q f z 10^{-8} \text{ Volt}, \quad (6)$$

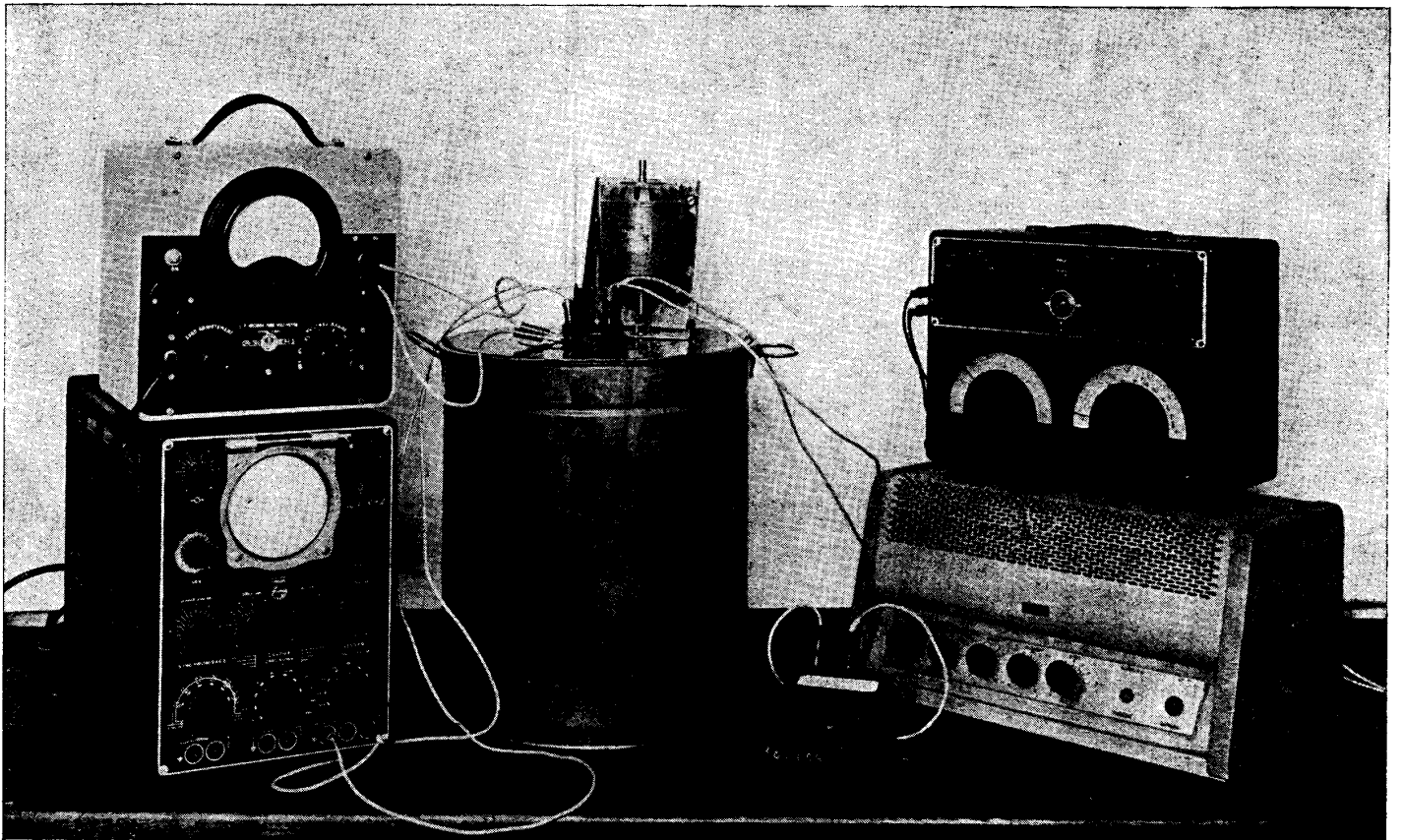
který platí pro sinusové indukované napětí v sekundárním vinutí při chodu naprázdno, při čemž q je průřez jádra, f frekvence magnetisačního (primárního proudu), z počet sekundárních závitů.

Na tónovém generátoru nastavíme příslušnou frekvenci f a nastavíme zesilovačem magnetisační proud tak, aby na sekundárním vinutí bylo vypočtené napětí E_{eff} a při tom

Tabulka č. 3.

Vzorek	A	B	C	D
Tloušťka plechu	0,13 mm	0,25 mm	0,35 mm	0,50 mm
Rozměr mezikruží	100/60 mm	100/60 mm	100/60 mm	100/60 mm
Počet plechů v jádru	102 ks	53 ks	37 ks	25 ks
Výška mezikruží	13 mm	13 mm	13 mm	13 mm
Průřez vzorku	1,840 cm ²	1,885 cm ²	2,300 cm ²	2,380 cm ²
Váha vzorku	351 g	360 g	438 g	453 g
Měrná váha	7,68 kg/dm ³	7,66 kg/dm ³	7,65 kg/dm ³	7,62 kg/dm ³
Měrný odpor	0,68 Ω/cm ³	0,67 Ω/cm ³	0,67 Ω/cm ³	0,66 Ω/cm ³
Počet magnetisačních závitů, drát Ø 1,5 mm	100	100	100	100
Odpor magnetisačního vinutí	0,075 Ω	0,075 Ω	0,075 Ω	0,075 Ω
Počet indukčních závitů, drát Ø 0,3I	100	100	100	100
Odpor indukčního vinutí	1,79 Ω	1,77 Ω	1,78 Ω	1,76 Ω

Approved For Release 2008/03/24 : CIA-RDP80T00246A003400070001-6



Obr. 5.

Approved For Release 2008/03/24 : CIA-RDP80T00246A003400070001-6

mělo sinusový průběh. Wattové ztráty ve vzorku (t. j. ztráty v železe a vinutí) se přeměňují v teplo, jež je úměrné zvýšení teploty kalorimetru o ΔT v čase Δt podle vztahu

$$Z = K \frac{\Delta T}{M \Delta t} \text{ W/kg,} \quad (7)$$

kde M je váha vzorku v kg a K tepelná konstanta použitého kalorimetru, zvaná vodní hodnota a musíme ji předem pro dané měření stanovit. Konstanta K je elektrická energie, kterou se teplota kalorimetru (t. j. se vším uvnitř jako teploměru, míchačky, všech držáků, přívodů i vzorků a petroleje) zvýší o 1 °C. Toto potřebné množství energie stanovíme z tepelného výkonu stejnosměrného proudu v odporovém tělísku, které je trvale zabudováno v kalorimetru.

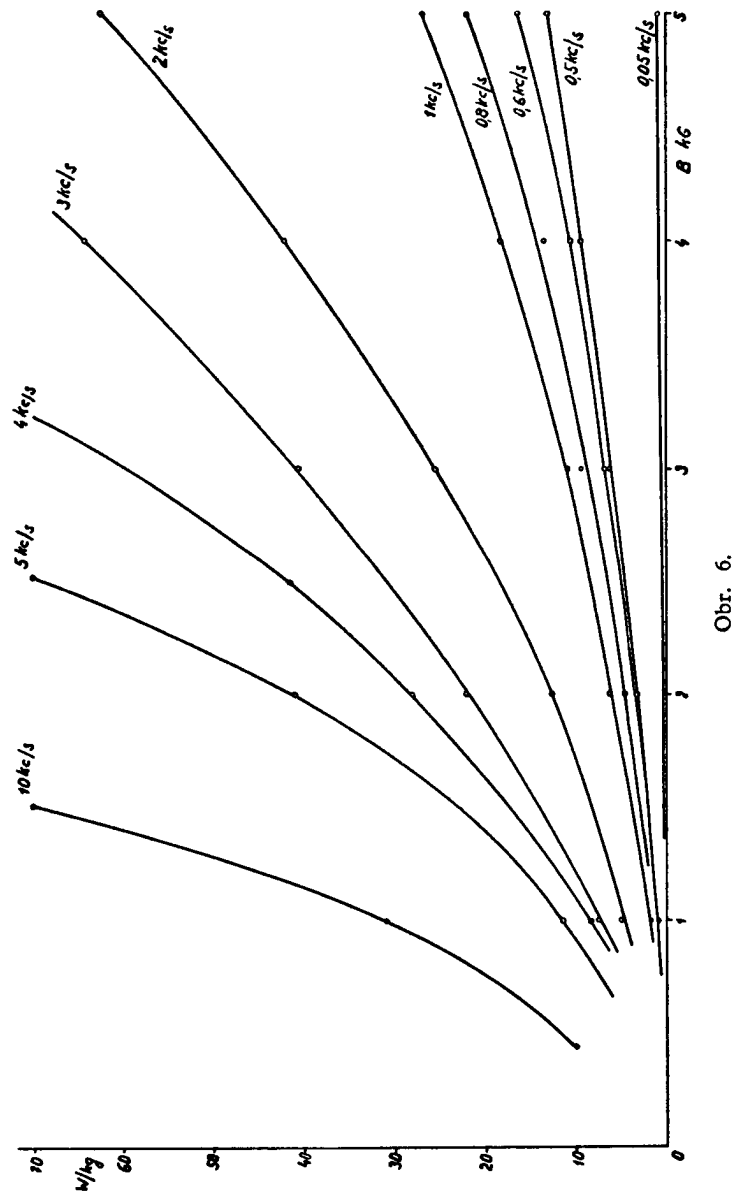
Měření wattových ztrát kalorimetrem je tedy velmi jednoduché a pohodlné, neboť po vložení proměřovaného vzorku stanovíme nejprve vodní hodnotu K , nastavíme příslušnou frekvenci a indukované napětí, odpovídající žádanému sycení B a pak za pravidelného míchání odečítáme v pravidelných časových intervalech teplotu na teploměru. Hodnota ztrát se vypočte z jednoduchého vzorce (7). Při přesném měření je nutné odečíst ztráty ve vinutí, které se měří na vzorku, který má stejný počet vinutí, ale jádro má z gumoidu místo železa.

V našem ústavu jsme provedli měření wattových ztrát na čtyřech druzích transformátorového plechu, jehož vzorky nám dodaly železářny Stalingrad z Lískovce. Jednalo se o tloušťky 0,13 mm, 0,25 mm, 0,35 mm a 0,50 mm. Z tabulí byly vyraženy prstence \varnothing 100/60 mm, takže směrové vlastnosti nebyly sledovány. Váha vzorků, měrná váha, měrný odpor a počet závitů primárního a sekundárního vinutí je uveden v tab. č. 3.

Měření jsme provedli při frekvencích 500 c/s, 2000 c/s, 5000 c/s a 10 000 c/s až do takového sycení, dokud nám dával použitý zesilovač KZ Tesla neskreslené sekundární napětí.

Tabulka č. 4.

Wattové ztráty ve W/kg					
Vzorek		0,13 mm	0,25 mm	0,35 mm	0,50 mm
Frekvence	Sycení				
500 c/s	1 kG	1,75	2,0	1,3	1,0
	2 kG	3,5	5,0	2,0	2,5
	3 kG	6,4	7,0	3,3	6,0
	4 kG	9,5	9,0	6,0	9,7
	5 kG	1,30	12,5	10,5	13,5
2000 c/s	1 kG	5,0	5,7	5,6	8,5
	2 kG	12,6	11,7	13,0	24,0
	3 kG	25,6	23,0	28,7	42,5
	4 kG	42,2	44,3	57,0	63,0
	5 kG	62,5	71,6	93,0	83,5
5000 c/s	1 kG	11,5	14,0	15,3	23,0
	2 kG	41,0	45,0	54,5	84,0
10 000 c/s	1 kG	31,0	42,0	56,5	82,5



Tabulka č. 5.

Wattové ztráty W/kg trafoplechu 0,13 mm.

B kG f c/s	1	2	3	4	5
50	0,20	0,50	0,70	0,80	0,94
500	0,85	3,5	6,2	9,5	13,0
600	0,9	3,7	7,2	11,0	16,5
825	1,3	5,3	9,0	14,5	21,5
1000	1,5	6,0	11,0	18,5	27,0
2000	5,0	12,6	25,6	42,2	62,5
3000	7,0	22,0	40,5	64,5	—
4000	8,5	28,0	59,5	—	—
10000	31,0	—	—	—	—

Výsledky měření jsou uvedeny v tab. č. 4. Transformátorový plech tloušťky 0,13 mm jsme proměřili podrobně pro frekvence používané při návrzích indukčních pecí (viz tab. 5 a obr. č. 6).

Naše měření ukázala, že transformátorové plechy naší výroby dobře nahradí plechy zahraniční výroby a že je možno doporučit je pro konstrukci indukčních topných zařízení.

Závěr.

Vypracováním kalorimetrické metody bylo nám umožněno měření ztrátových čísel různých vzorků při akustických frekvencích. Samotná metoda je velmi jednoduchá, snadno realizovatelná a měření může provádět laborant bez vyššího vzdělání. Při vyhodnocování odpadá kreslení ztrátových smyček, jejich planimetrování at matematické neb mechanické.

Jako metoda čistě fyzikální najde uplatnění v měřicích laboratořích, neboť se dá velmi dobře realizovati a je zvláště pro měření ztrátových čísel při vyšších frekvencích velmi pohodlná a přesná.

Touto metodou se dají dobře realizovati měření ztrát různě izolovaných plechů i při různých teplotách.

ТРАНСФОРМАТОРНЫЕ СТАЛИ ДЛЯ ЗВУКОВЫХ ЧАСТОТ И ИЗМЕРЕНИЯ КОЭФФИЦИЕНТА ПОТЕРЬ В НИХ

Д-р Ф. Кзол

Резюме:

Разработан calorimetrický metod pro měření koeficientu ztrát v transformátorových stálah a dynamných železah při zvukových frekvencích. Rozpracovaný metod, vвиду svojich kvalit absolutního, čistho fyzického metoda, možet sloužit pro ověření drugih metod. On javeletsa udobným i lehkou aplikovatelným pro technickou praxi.

Prostředkem měření, provedených na transformátorových stálah českoslovačského výroby, získány velikosti koeficientů ztrát v stálah při vyšších frekvencích; získané údaje jsou nutnými pro konstrukci generátorů pro vysokofrekvenční ohřev.

TRANSFORMATORENBLECHE FÜR AKUSTISCHE FREQUENZEN UND MESSUNG IHRER VERLUSTZIFFERN

Dr. F. Khol

Zum Messen der Verlustziffer von Transformatoren- und Dynamoblechen bei akustischen Frequenzen wurde eine kalorimetrische Methode ausgearbeitet. Man kann diese absolute, rein physikalische Methode auch zur Kontrolle anderer Methoden verwenden. Sie ist bequem und für die technische Praxis gut geeignet.

Durch Messungen an inländischen Transformatorblechen wurden für höhere Frequenzen die Verlustziffern bestimmt und diese sind für die Konstruktion von Generatoren für Hochfrequenzheizung verwendbar.

TRANSFORMER SHEETS FOR ACOUSTIC FREQUENCIES. MEASURING THEIR AMOUNT OF LOSS

Dr. F. Khol

A calorimetric method of measuring the amount of loss of transformer and dynamo sheets at acoustic frequencies has been elaborated. Being an absolute, plainly physical method, it can also be used for checking the results of other methods. It is easy to use and readily lends itself to the technical practice.

The amounts of loss of home made transformer sheets have been measured at higher frequencies, so values for the design of alternators for high frequency heating are available now.

TOLES POUR TRANSFORMATEURS A FREQUENCES ACOUSTIQUES MESURES DES VALEURS DE LA PERTE

Dr. F. Khol

Une méthode calorimétrique a été élaborée pour la mesure du coefficient de perte des tôles pour transformateurs et dynamos à fréquences acoustiques. Comme il s'agit d'une méthode absolue, clairement physique, elle peut être employée pour le contrôle d'autres méthodes. Elle est simple à appliquer et se prête bien à la pratique technique.

Les valeurs de la perte des tôles pour transformateurs produites dans le pays ont été mesurées par l'auteur à des fréquences élevées et peuvent servir à la construction d'alternateurs de chauffage à haute fréquence.

SEZNAM LITERATURY

1. *Arkadejev*: Problémy ferromagnetismu a magnetické dynamiky, Sborník AN SSSR.
2. *Greig, Kaiser*: Iron-Loss measurements by s. c. bridge and calorimeter, Journal of IEE 95, II, 1948.
3. *Choudbury, Glyne*: The use of electrostatic Wattmeter for magnetic-loss measurements, The Proceeding of IEE 98, 1951.
4. *O. Benda*: Meranie magnetických vlastností železa pri tónových frekvenciách, Strojno-elektrotechnický časopis, Bratislava 1954.
5. *Krächter, Lindemann*: Kalorimetrische Bestimmung der Verluste von Transformatorblechen, Elektrotechn. ZS 73, 1952, 362—365.

Ing. Lubomír Duben

REGISTRAČNÍ MIKROFOTOMETR ČESKOSLOVENSKÉ VÝROBY

Výtah: V článku jsou uvedeny způsoby měření hustoty zčernání fotografické emulze a podán princip, podle něhož pracuje nový registrační mikrofotometr, vyráběný n. p. Keramos v Brně. V dalším jsou popsány jednotlivé části tohoto přístroje a uvedeny dosažené výsledky.

1. Úvod.

Hustota zčernání nějaké látky, zpravidla fotografické emulze se posuzuje podle její schopnosti pohlcovat světlo. Určitá látka propustí z původní intenzity I_0 pouze její část I , při čemž mezi oběma intenzitami platí Lambertův zákon světelné absorpce:

$$I = I_0 \cdot 10^{-\epsilon d}$$

kde ϵ je extinkční koeficient látky a d tloušťka vrstvy.

Hustota zčernání emulze se běžně vyhodnocuje mikrofotometrem. U tohoto přístroje je světlo ze zdroje o stálé svítivosti soustředěno optikou na vyhodnocovaný snímek. Část světla, snímkem prošlá, dopadá přes štěrbinu na fotočlánek, jehož elektromotorická síla se měří galvanometrem. Jeho výchylka je tedy nepřímo úměrná zčernání emulze.

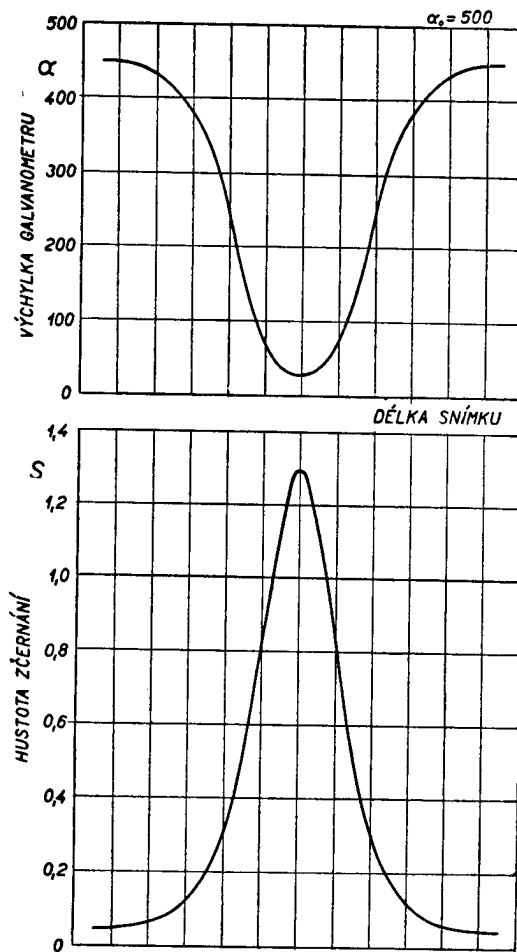
V praxi se zpravidla jedná o fotometrické vyhodnocení čar (spektrální analýza, roentgenová strukturální analýza a pod.). V tom případě je třeba stanovit vedle polohy a max. zčernání čáry též její tvar, t. j. její šířku a strmost boků. Rozhodujícím činitelem pro správné vykreslení průběhu čáry je šířka zmíněné štěrbinu. Podle zkušenosti se doporučuje, aby šířka štěrbinu byla max. 1/10 šířky fotometrované čáry.

Fotometrování čar se provádí takto: při zvolené štěrbině se pro nulové zčernání, t. j. pro některé neexponované místo snímku, nastaví plná výchylka galvanometru α_0 . Po zavedení vyhodnocovaného místa snímku do světelného kužele se odečte výchylka α , která je ovšem menší než α_0 . Snímkem se posunuje o rovnoměrné úseky, na př. po 0,01 mm, a odečítají se výchylky galvanometru pro jednotlivé body čáry. Z výchylek lze vynést křivku podle obrázku 1a. Obvykle se však vynášejí fotometrická křivka jako závislost hustoty zčernání S na délce snímku. Při tom je hustota S vyjádřena jako dekadický logaritmus poměru světelné intenzity na snímek dopadající I_0 k intenzitě snímkem prošlé I . Číselně se pak tato hodnota rovná součinu $\epsilon \cdot d$ z uvedeného absorpčního zákona. Je tedy:

$$S = \log \frac{I_0}{I} = \log \frac{\alpha_0}{\alpha} = \epsilon d$$

Podle této závislosti se vyjadřuje hustota zčernání v absolutních jednotkách, jež jsou bez rozměru. Má tedy na př. absolutní hustotu zčernání 2,0 takové prostředí, které z dopadajícího záření propustí 1/100.

Přepočtem podle uvedeného vztahu dostaneme tedy hodnotu zčernání v absolutních jednotkách a jejich vynesení do diagramu podle obr. 1b fotometrickou křivku, jaké se v praxi používá. Pro usnadnění práce jsou některé mikrofotometry vybaveny vedle stupnice lineární též stupnicí logaritmickou, na níž lze odečítati přímo absolutní hodnoty za předpokladu, že při nulovém zčernání ukáže přístroj plnou výchylku, která na logaritmické stupnici také odpovídá nulovému zčernání.



Obr. 1a— 1b. Fotometrická křivka v lineárních souřadnicích a v absolutních jednotkách.

Jinak by bylo možno vyhodnotiti hustotu zčernání snímků jeho srovnáním s normálem o známé hustotě, udané nejlépe opět v absolutních jednotkách. A by pak těchto normálů hustoty nemusela být pro různé hodnoty celá řada, je takový normál obvykle uspořádán ve tvaru optického klínku. Jeho hustota zčernání se mění lineárně od nuly na jednom kraji až do určité hodnoty, zpravidla 1,0 nebo 2,0 na druhém kraji. Poměr max. hustoty

klínku k jeho délce pak udává t. zv. klínovou konstantu, tedy pro klínek o max. hustotě 2,0, dlouhý 20 cm, bude:

$$k = \frac{S_{\max}}{l} = \frac{2}{20} = 0,1 \text{ cm}^{-1}$$

Je patrné, že jednoduchým odměřením délky od kraje klínku lze určit hustotu zčernání v kterémkoliv jeho místě. Lze tedy provádět fotometrování snímku tím způsobem, že se nejprve zjistí výchylka galvanometru pro určité místo snímku, poté se vloží místo snímku optický klínek a pohybuje se jím tak dlouho, až galvanometr ukazuje tutéž výchylku. Odměření příslušné délky na klínku se stanoví hustota zčernání snímku. Tento způsob by však byl v provozu ještě pracnější než zmíněné fotometrování bodu za bodem s přepočítáním na absolutní hodnotu. Podstatného zjednodušení se dosáhne uspořádáním snímku a klínku za sebou tak, aby světelný tok procházel oběma současně před dopadem na fotočlánek. Toto uspořádání umožňuje tento postup:

Pro určitou polohu snímku a klínku má fotočlánek určité osvětlení, dané součtem hustot snímku a klínku, a galvanometr udává jemu úměrnou výchylku. Pohybem snímku, na př. do jeho tmavší části klesne výchylka galvanometru. Posuvem klínku do světlejší části je možno vyrovnati výchylku galvanometru na původní hodnotu, což nastane v tom okamžiku, kdy se součet obou hustot rovná opět původní hodnotě. Dráha klínku udává v tomto případě přímo rozdíl zčernání mezi oběma body snímku a to v absolutních jednotkách. Hlavní výhodou tohoto uspořádání spočívá v tom, že je lze snadno spojit s registračním zařízením. Zaznamená-li se pohyb snímku ve směru osy x a pohyb klínku ve směru osy y , dostaneme fotometrickou křivku v absolutních jednotkách hustoty zčernání. Podle tohoto principu pracuje registrační mikrofotometr, který je dále popsán.

Další výhodou tohoto uspořádání je skutečnost, že fotočlánek je prakticky stále stejně osvětlen. Naopak je třeba si uvědomiti, že světlo dopadá na fotočlánek až po průchodu snímek a klínkem, jichž součet hustot má stálou hodnotu rovnou max. hustotě použitého klínku. Ve spojení s požadavkem úzké šterbiny je zřejmé, že zařízení bude pracovati s malou světelnou intenzitou. Další nevýhodou je skutečnost, že rozsah přístroje je omezen max. hustotou použitého klínku, t. zn. že lze vyhodnotiti pouze ta místa snímku, jejichž zčernání nepřevyšuje max. hustotu klínku. Při tom je lhostejné, jak byla fotografická emulze exponována a zda se její zčernání pohybuje v lineární části gradační křivky či nikoliv. Jako každým fotometrem se i přístrojem podle uvedeného principu pouze objektivně posoudí pohltivost fotoemulze, či jiného optického prostředí. Hlavní výhodou popsaného uspořádání je tedy možnost registrace fotometrické křivky, jejíž hodnoty jsou zaznamenávány přímo v absolutních jednotkách zčernání.

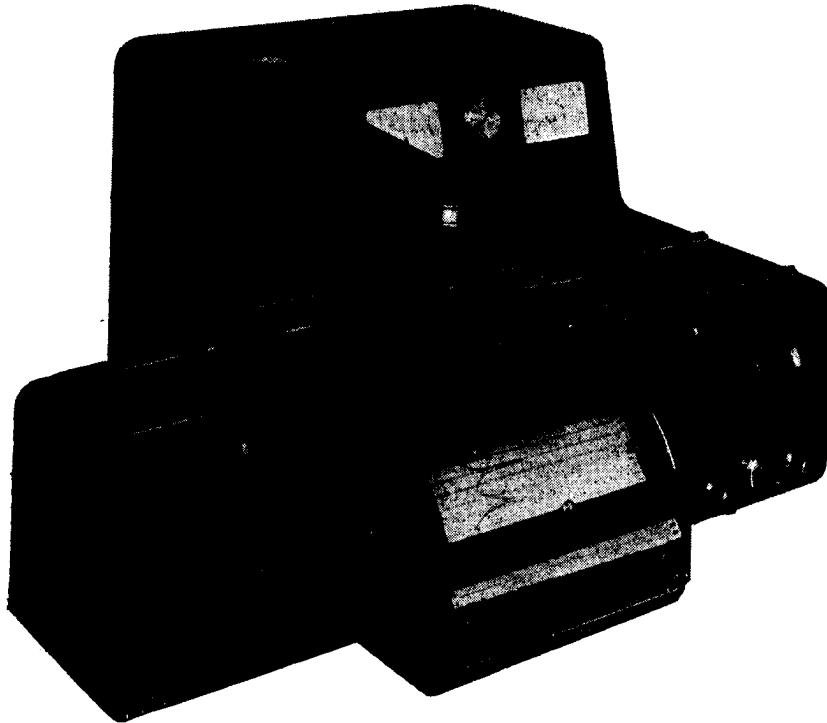
2. Registrační mikrofotometr.

Národní podnik Keramos, závod v Brně-Maloměřicích vyrobil v r. 1953 ověřovací a v r. 1954 první serii registračních mikrofotometrů podle vzorku, vyvinutého ve Výzkumném ústavu materiálu a technologie (viz Slaboproudý Obzor 1953/6, SO sv. 14, čís. 6, červen 1953, str. 280—283). Z původního prototypu byl zachován princip; konstrukce přístroje byla výrobním závodem přepracována a zdokonalena. Stalo se tak jednak proto, aby počet ovládacích prvků byl snížen na minimum a obsluha přístroje přizpůsobena pokud možno práci se známými fotometry, jako je Hilgerův nebo Zeissův, jednak byl přístroj doplněn na př. možností pozorovat vyhodnocované místo během provozu a pod. Celkový pohled na přístroj je na obr. 2, pro srovnání je na obr. 3 uveden původní vzorek.

Přístroj jako celek tvoří konstrukčně i funkčně 4 části: optickou, elektrickou, stolky s pohony a kymograf.

Před popisem jednotlivých částí je v dalším zopakován princip přístroje.

Světelný zdroj osvětluje 2 fotonky: pracovní, před níž je vložen vyhodnocovaný snímek současně s optickým klínkem, a srovnávací, na níž dopadá stále příslušně zeslabené světlo. Systém pracuje srovnávací metodou: každá změna v osvětlení pracovní fotonky, způsobená změnou zčernání snímku je automaticky vyrovnána posuvem optického klínku tak, aby osvětlení obou fotonek bylo stejné. Pohyb snímku se potom přenáší na



Obr. 2. Registrační mikrofotometr Keramos.

vodorovnou osu registračního záznamu, pohyb klínku na osu svislou. Pohyb snímku není ve skutečnosti plynulý, ale střídá se s pohybem klínku, takže čára záznamu je stupňovitá. V případě plynulého posuvu by musel totiž tento pohyb být neobyčejně pomalý, aby i při záznamu ostrých čar byl dostatek času pro pohyb klínku. Pohybuje se tedy snímek tak dlouho, až změna jeho zčernání poruší rovnost osvětlení obou fotonek o jistou stálou hodnotu, danou citlivostí přístroje. V tom okamžiku se snímek zastaví a počne se pohybovat klínkem. Jeho pohyb trvá až do doby, kdy se obnoví rovnost osvětlení obou fotonek.

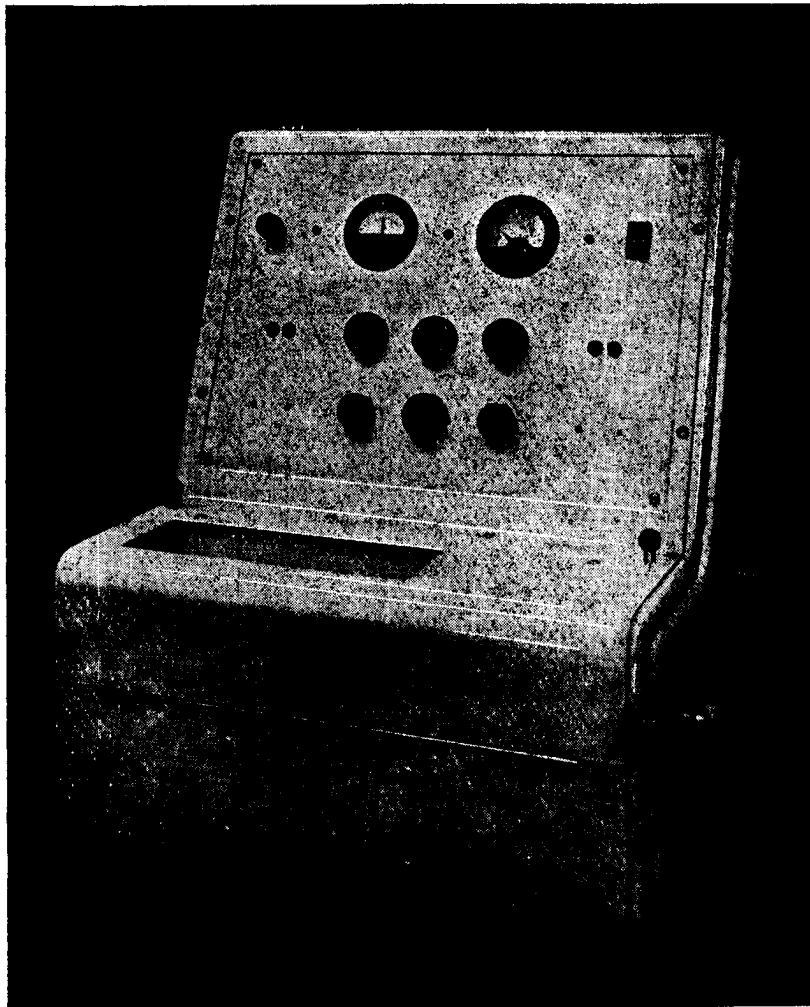
Srovnávací fotonka by vlastně mohla být nahrazena zdrojem stálého napětí; protože však nutno počítati s kolísáním napětí a stárnutím součástek, je srovnávací napětí odvozeno stejným způsobem jako pracovní, což zmenšuje závislost vlastností přístroje na změnách síťového napětí a svítivosti zdroje.

2. 1. Optická část.

Zdrojem světla je projekční žárovka 12 V, 100 W. Je umístěna ve svislé válcové komoře na vrchní části přístroje a chlazena proudem vzduchu. Do srovnávací cesty přichází světlo pouze malým otvorem ve středu kulového zrcadla, které odráží převážnou část světla do pracovní cesty.

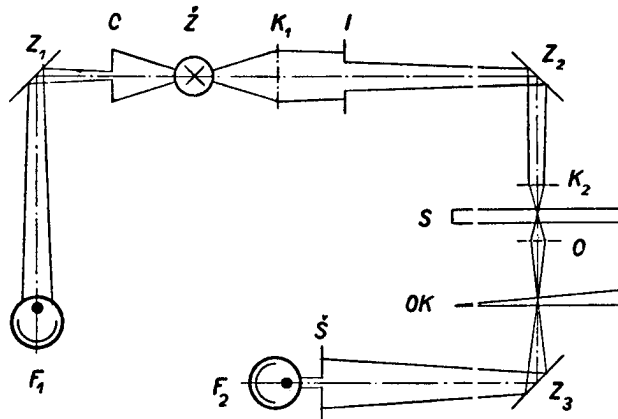
Po průchodu tímto otvorem je světelný svazek lomen zrcadlem do svislého směru a osvětluje přímo srovnávací fotonku. Množství světla tu lze jemně regulovat natočením zmíněného zrcadla.

V pracovní cestě je za prvním kondensorem umístěna irisová clona, která dovoluje zmenšení světelného toku při použití širší štěrbin. Dále je světelný svazek opět lomen

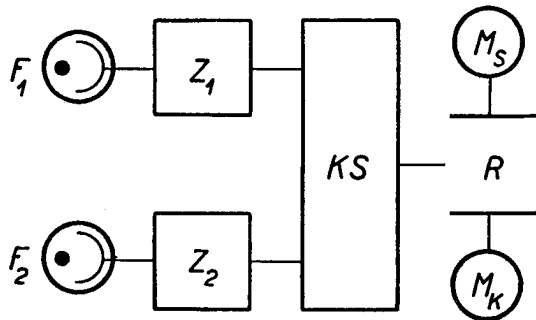


Obr. 3. Vzorek registračního mikrofotometru, který byl vyvinut ve VÚTS.

zrcadlem do svislého směru a soustředěn druhým kondensorem na snímek. Objektiv, umístěný mezi snímkem a klínkem, promítá vyhodnocované místo snímku do roviny štěrbinu a to s dvacetinásobným lineárním zvětšením. Před dopadem na štěrbinu je paprsek ještě znovu lomen zrcadlem do vodorovného směru.



Obr. 4. Optická část registračního mikrofotometru. F_1 , F_2 - fotonky, Z_1 , Z_2 , Z_3 - zrcadla, C - pevná clona, Z - žárovka, K_1 , K_2 - kondensátory, I - irisová clona, S - vyhodnocovaný snímek, O - objektiv, OK - optický klínek, \mathcal{S} - štěrbinu.



Obr. 5. Blokové schéma elektrické části registračního mikrofotometru. F_1 , F_2 - fotonky, Z_1 , Z_2 - na pětové selektivní zesilovače, KS - koncový stupeň, R - reléová sada, M_s - motorek pro pohyb snímku, M_k - motorek pro pohyb klínku.

Zaostření obrazu se provádí knoflíkem na pravém boku přístroje. Šířka i výška štěrbinu je nastavitelná dvěma knoflíky se stupnicemi, umístěnými rovněž na pravém boku přístroje. V důsledku dvacetinásobného zvětšení obrazu snímku je její šířka dvacetinásobkem myšlené štěrbinu na snímku, což podstatně snižuje nároky na výrobu štěrbinu. Další výhodou tohoto uspořádání je skutečnost, že světlo dopadá na větší část plochy fotokatody, což prodlužuje životnost fotonky. Za štěrbinou je pak umístěna pracovní fotonka.

Štěrbinu i obraz v její rovině lze trvale pozorovati okulárem v pravé dolní části přístroje. Tím je možno vizuální zaostření obrazu, vyhledání linky na snímku a kontrola chodu během provozu přístroje.

Mikrofotometr má dva optické lineární klínky o délce 20 cm a o konstantách 0,05 a 0,1, tedy o max. hustotách 1,0 a 2,0. Jsou vybroušeny z neutrálně šedého skla a doplněny opačným klínem čirým, takže mají v celé délce konstantní tloušťku i rozptyl.

2. 2. Elektrická část.

V přístroji jsou použity plynem plněné fotonky Pressler 90—079 o citlivosti 260 $\mu\text{A/Lm}$ při napětí 100 V. Aby bylo možno použít střídavých zesilovačů, jsou fotonky vloženy do střídavého magnetického pole, které je napájeno síťovým kmitočtem. Zesilovačům dodávají fotonky střídavý signál $1 mV_f$ o kmitočtu 100 c/s. Toto napětí je zesíleno dvoustupňovým odporově vázaným zesilovačem, jehož zesílení je 5000. První stupeň zesilovače je osazen elektronkou 6 BC 32, jejíž mřížkový svod je současně pracovním odporem fotonky. Druhý stupeň je osazen pentodou 6 F 31. Za napětovým zesilovačem je zařazen katodový zesilovač, osazený rovněž elektronkou 6 F 31. Z jeho výstupu je zavedena záporná zpětná vazba přes dvojité T-článek, který potlačuje kmitočet 100 c/s. Zesilovač je pro tento kmitočet selektivní, čímž se potlačuje také vliv rušivých napětí jiných kmitočtů. Z výstupu katodového sledovače je současně buzen výkonový stupeň s elektronkou 6 L 31, který dodává po usměrnění jedno ze srovnávacích napětí 35 V na odporu 10 k Ω .

Stejně je zesíleno a usměrněno napětí druhé fotonky.

Mezi obě stejnosměrná výstupní napětí je zapojeno relé 2000 Ω , 20 μA s deprezským systémem jako nulový přístroj. Pokud trvá rovnost obou výstupních napětí, je kotvička relé ve střední poloze a posunuje se snímek. Jakmile se hustota snímku změní natolik, že se výstupní napětí liší o 1 %, sepne relé jeden z kontaktů, snímek se zastaví a počne se pohybovat klínek. Jeho pohyb trvá tak dlouho, až se osvětlení pracovní fotonky vyrovná a nastane opět rovnováha výstupních napětí. Jak je patrné, pracují jak fotonky, tak zesilovače prakticky stále v téměř pracovních bodech.

Protože při vkládání snímku a jiných manipulacích s přístrojem jsou výstupní napětí ve značné nerovnováze, která by poškodila deprezské relé, vyrovná se přístroj předběžně podle ručkového přístroje, jehož citlivost lze postupně zvyšovat a teprve při dosažení přibližné rovnováhy se vřadí relé. Nulový přístroj je umístěn na panelu přístroje vlevo; přístrojem vpravo se kontroluje velikost srovnávacího napětí.

2. 3. Stolky a pohony.

Fotometrováný snímek přidržuje v rámečku odpérovaná lišta. Fotografickou desku lze upnouti přímo, film se vkládá předem do zvláštního držáku. Posuv snímku obstarává závitové vřetenem, do něhož zapadá rozříznutá matice. Odklopením matice ze záběru lze se strojkem volně pojíždět podélně; k jemnému podélnému posuvu slouží mikrometrický šroub. Dále je na stolku zařízení pro příčný posuv rámečku a pro nastavení čar rovnoběžně se štěrbinou.

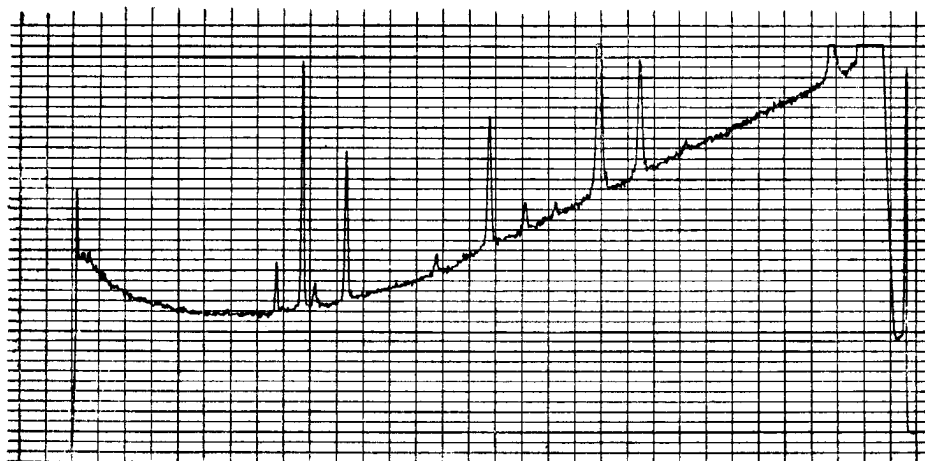
Závitové vřetenem je poháněno stejnosměrným motorkem přes ozubené převody. Při plynulém pohybu je rychlost snímku asi 3 cm/min.

Stolek klínku je zcela zakryt a nese vedle soupavy dvou klínků registrační pero. Po zvednutí páky s perem lze klínkem volně pojíždět. Pohon tohoto stolku se děje závitovým vřetenem stejně jako u stolku pro snímek. Vzhledem k reversaci posuvu klínku je vůle v ozubených převodech eliminována odpérovanou dvojicí kol. Tato vůle by však

nevnášela chybu do záznamu. Řazení jednotlivých klínek se děje táhlem na páce s písátkem.

2. 4. Kymograf.

Přístroj registruje fotometrickou křivku na papír s rastrem o šířce 200 mm. Na registrační válec se papír odvíjí z padesátimetrové role a vychází ústím v přední části přístroje. Pohyb registračního válce je odvozen z ozubených převodů pro pohyb snímku přes převodovou skříňku kymografu. Ta umožňuje volbu různého délkového zvětšení, a to 5 : 1, 10 : 1, 20 : 1, 40 : 1 a 80 : 1. Ukončený záznam se odšťihuje vestavěnými nůžkami otočením dvěma knoflíky na čelní stěně kymografu.



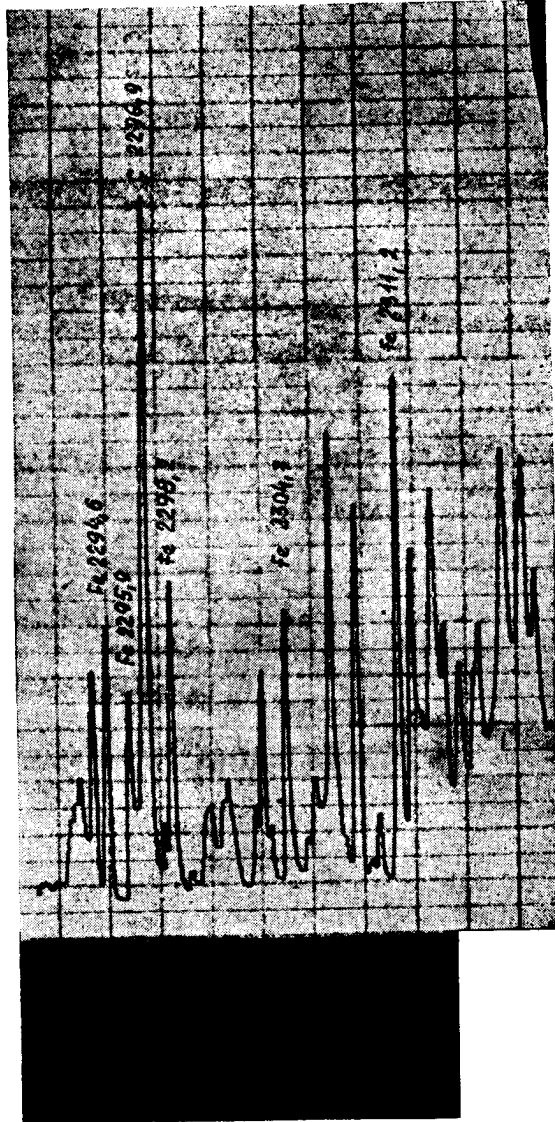
Obr. 6. Kopie a zápis roentgenogramu Debye-Schererova.

3. Dosažené výsledky.

Přístroj pracuje se štěrbinou o minimální šířce 0,3 mm při použití klínku o max. zčernání 2, nebo se štěrbinou 0,06 mm při klínku o poloviční hustotě. Výška štěrbiny je přitom maximální, t. j. 15 mm, rovněž intenzita světla je maximální. Pro posouzení štěrbin v rovině snímku nutno ovšem její rozměry dělit dvacetí. Citlivost přístroje, t. j. změna, nutná k porušení rovnováhy přístroje, činí 0,005 v absolutních jednotkách.

Pokud není na stolku vložen snímek, registruje přístroj linii nulového zčernání, která je rovnoběžná s osou x . Odchyłka této linie od přímého směru, způsobené rušivými vlivy, činí ± 1 mm. Kvalita zápisu nulové linie je jednoduchou kontrolou stavu přístroje.

Na obr. 6 je zápis roentgenogramu Debye-Schererova ze vzorku měděného drátu za použití $\text{Co K } \alpha, \beta$ záření. Kopie snímku je připojena. Snímek byl vyhodnocen za těchto podmínek: klínek $S_{\text{max}} = 2$, štěrbinu 1×15 mm, plné osvětlení, zvětšení pětinásobné.



Обр. 7. Копия а запись спектрального снимка.

Obr. 7 ukazuje fotogram emisního spektra uhlíkové oceli v okolí čáry 2296 Å pro stanovení obsahu uhlíku. Při vyhodnocování bylo použito klínku $S_{\max} = 1$, štěrbinu 0,06 mm a plného osvětlení. Zvětšení je dvacetinásobné. Fotografie spektra ve stejném zvětšení je připojena.

РЕГИСТРИРУЮЩИЙ ФОТОЭЛЕКТРИЧЕСКИЙ ФОТОМЕТР

Инж. Л. Дубен

Резюме:

В статье описывается регистрирующий микрофотометр, записывающий фотометрические кривые в абсолютных величинах почернений. Он работает в диапазоне плотностей от 0 до 2.

Фотометр может служить как для расшифровки спектральных снимков, так рентгенограмм, и также, по мере надобности, астрономических снимков.

LICHTELEKTRISCHES REGISTRIER-PHOTOMETER

Ing. L. Duben

Beschrieben wird ein Photometer, welches photometrische Kurven in absoluten Schwärzungswerten aufzeichnet. Es arbeitet in einem Bereich von 0 bis 2.

Verwenden lässt es sich sowohl für die Auswertung von Spektralaufnahmen als auch von Roentgenogrammen, gegebenfalls auch von astronomischen Aufnahmen.

RECORDING PHOTOELECTRICAL PHOTOMETER

Ing. L. Duben

The paper describes a recording microphotometer able to draw photometric curves in absolute units of density (blackening). It works within the limits of 0 to 2.

This photometer can be used for the solution of both spectrograms and radiograms, eventually also of astronomical photographs.

PHOTOMETRE ENREGISTREUR PHOTOELECTRIQUE

Ing. L. Duben

Le compte rendu décrit un microphotomètre enregistreur qui dessine des courbes photométriques en unités absolues du noircissement. L'appareil travaille dans les limites de 0 à 2.

Il se prête aussi bien à l'évaluation de spectrogrammes que de radiogrammes, mais aussi de photographies astronomiques.

LITERATURA

- Khol:* Mikrofotometr registrující absolutní hodnoty černání fotografické emulze. Slaboproudý Obzor 1953.
- Vassy A., Vassy E., Chezlomas R.:* Un nouveau microdensitométre enregistreur. Science et industries photographiques 1-2, 1945.
- Kramer W.:* Ein optisches Registrierphotometer. Zeitschr. Naturforschung 6a 1951.
- V. K. Prokofjev:* Fotografičeskije metody količestvénno-spektralno analiza metallov i splavov. Moskva 1951.
- Brode:* Chemical spectroscopy, London 1949.

O B S A H

	Str.
Úvod	3
Ing. Josef <i>Vodsedálek</i> : Vnitřní tlumení chromových ocelí pro lopatky parních turbin	5
Ing. Dr Josef <i>Shon</i> : Zjišťování odolnosti proti zadírání materiálů pro vřetena a matice armatur	27
Ing. Dr Vladimír <i>Vrzal</i> : Rekrystalisace a mezioperační tepelné zpracování při tváření nízkouhlíkových ocelí	55
Ing. Josef <i>Zbořil</i> : Nitridování proti korosi	79
Ing. Dr Jaroslav <i>Pluhař</i> : Příspěvek ke studiu vlastností žáruvzdorných slitin železa a hliníku	97
Dr Zdeněk <i>Eminger</i> : Příspěvek k otázce výroby pyroferalových odlitků	117
Miloslav <i>Vyklický</i> : Provozní výsledky a návrh na použití nové úsporné žáruvzdorné slitiny Fe-Al typu pyroferal	141
Karel <i>Slonek</i> : Zkoušení turbinových a generátorových rotorů ultrazvukem	157
Dr František <i>Khol</i> : Prafoplechy pro akustické frekvence a měření jejich ztrátových čísel	169
Ing. Lubomír <i>Duben</i> : Registrační mikrofotometr československé výroby	181

Approved For Release 2008/03/24 : CIA-RDP80T00246A003400070001-6

A - 06614
Vytiskly Pražské tiskárny, n. p. zákl. závod

Approved For Release 2008/03/24 : CIA-RDP80T00246A003400070001-6

Page Denied

Next 1 Page(s) In Document Denied