

# ŽELEZARSKI ZBORNIK

## VSEBINA

	Stran
Pribyl R., Linz NOVA VRSTA VALJEV ZA VROČE VALJANJE V VALJARNAH PLOCEVINE	221
Prešeren Alojz, Metalurški inštitut UPORABA PRASNATIH DEZOKSIDANTOV	227
Zvokelj Janez, Metalurški inštitut ZAMENJAVA NIKLJA Z MANGANOM V 9% NI- KLJEVEM JEKLU	235
Čisar Stefan, »Impol« Slov. Bistrica OBDELAVA DOMACIH AVTOMATSKIH ZLITIN Z REZILI	243
Jurca Stane, Metalurški inštitut NEKAJ O METALURGIJI PRAHU IN O NJENEM PRIHODNJEM RAZVOJU	247
Trbižan Milan, Metalurški odsek FNT VPLIV CIKLIČNIH TERMICNIH OBREMENITEV NA IZDRŽLJIVOST KOKILNE LITINE	251
Hodnik Janez, Metalurški inštitut RADIOMETRICNO ZASLEDOVANJE OBRABE PO- NOVCNIH OPEK	257

1968 · LETO II **4**

IZDAJAJO ŽELEZARNE JESENICE, RAVNE, ŠTORE IN METALURŠKI INŠTITUT



## VSEBINA

Stran

Pribyl R., Linz

**Nova vrsta valjev za vroče valjanje v valjar-  
nah pločevine . . . . .** 221

DK: 621.944.07

ASM/SLA: F23; 1-66; 4-53 W 23 h

Prešeren Alojz, dipl. inž., Metalurški inštitut

**Uporaba prašnatih dezoksidantov . . . . .** 227

DK: 669.046.55

ASM/SLA: ADr; 17—57

Žvokelj Janez, dipl. inž., Metalurški inštitut

**Zamenjava niklja z manganom v 9 % niklje-  
vem jeklu . . . . .** 235

DK: 669.15.24

ASM/SLA: SS; Ni; Mn

Čisar Štefan, dipl. inž., »Impol« Slov. Bistrica

**Obdelava domačih avtomatskih zlitin z rezili** 243

DK: 669.715

ASM/SLA: G17k SGak

Jurca Stane, dipl. inž., Metalurški inštitut

**Nekaj o metalurgiji prahu in njenem prihod-  
njem razvoju . . . . .** 247

DK: 621.762

ASM/SLA: H 10—54

Trbižan Milan, dipl. inž., Metalurški  
odsek FNT

**Vpliv cikličnih termičnih obremenitev na iz-  
držljivost kokilne litine . . . . .** 251

DK: 621.74.043

ASM/SLA: Q10a W19c

Hodnik Janez, dipl. inž., Metalurški inštitut

**Radiometrično zasledovanje obrabe ponovč-  
nih opek . . . . .** 257

DK 666.76

ASM/SLA: S19; W19b; RMh

## INHALT

	Seite
Pribyl R., Linz	
<b>Neue Walzen für das Warmwalzen von Blechen</b> . . . . .	221
DK: 621.944.07	
ASM/SLA: F23; 1-66; 4-53 W 23 h	
Prešeren Alojz, dipl. inž., Metalurški inštitut	
<b>Die Desoxydation mit pulveriger Desoxydationsmitteln</b> . . . . .	227
DK: 669.046.55	
ASM/SLA: ADr; 17—57	
Zvokelj Janez, dipl. inž., Metalurški inštitut	
<b>Umtausch des Nichels mit Mangan in 9 % Nickelstahl</b> . . . . .	235
DK: 669.15.24	
ASM/SLA: SS; Ni; Mn	
Cisar Štefan, dipl. inž., »Impol« Slov. Bistrica	
<b>Bearbeitung der inländischen Al-Legierungen mit Schneidewerkzeugen</b> . . . . .	243
DK: 669.715	
ASM/SLA: G17k SGak	
Jurca Stane, dipl. inž., Metalurški inštitut	
<b>Etwas über die Pulvermetallurgie und ihre künftige Entwicklung</b> . . . . .	247
DK: 621.762	
ASM/SLA: H 10—54	
Trbižan Milan, dipl. inž., Metalurški odsek FNT	
<b>Einfluss der zyklischen thermischen Beanspruchungen auf die Beständigkeit des Kokillengusses</b> . . . . .	251
DK: 621.74.043	
ASM/SLA: Q10a W19c	
Hodnik Janez, dipl. inž., Metalurški inštitut	
<b>Radiometrische Verfolgung der Abnutzung der Pfanenausmauerung</b> . . . . .	257
DK 666.76	
ASM/SLA: S19; W19b; RMh	

## CONTENTS

	Page
Pribyl R., Linz	
<b>The new kind of rolls for hot rolling in the plate mills . . . . .</b>	<b>221</b>
DK: 621.944.07	
ASM/SLA: F23; 1-66; 4-53 W 23 h	
Prešeren Alojz, dipl. inž., Metalurški inštitut	
<b>Use of powder desoxidizers . . . . .</b>	<b>227</b>
DK: 669.046.55	
ASM/SLA: ADr; 17—57	
Zvokelj Janez, dipl. inž., Metalurški inštitut	
<b>Replacement of nickel by manganese in 9 % nickel steel . . . . .</b>	<b>235</b>
DK: 669.15.24	
ASM/SLA: SS; Ni; Mn	
Čisar Štefan, dipl. inž., »Impol« Slov. Bistrica	
<b>Cutting of home produced al alloys . . . . .</b>	<b>243</b>
DK: 669.715	
ASM/SLA: G17k SGAk	
Jurca Stane, dipl. inž., Metalurški inštitut	
<b>Something About Powder Metallurgy and its Future Development . . . . .</b>	<b>247</b>
DK: 621.762	
ASM/SLA: H 10—54	
Trbižan Milan, dipl. inž., Metalurški odsek FNT	
<b>Influence of cyclic thermal stresses on durability of mold casting . . . . .</b>	<b>251</b>
DK: 621.74.043	
ASM/SLA: Q10a W19c	
Hodnik Janez, dipl. inž., Metalurški inštitut	
<b>Radiometric Determination of Ladle Brick Lining Wear out . . . . .</b>	<b>257</b>
DK 666.76	
ASM/SLA: S19; W19b; RMh	

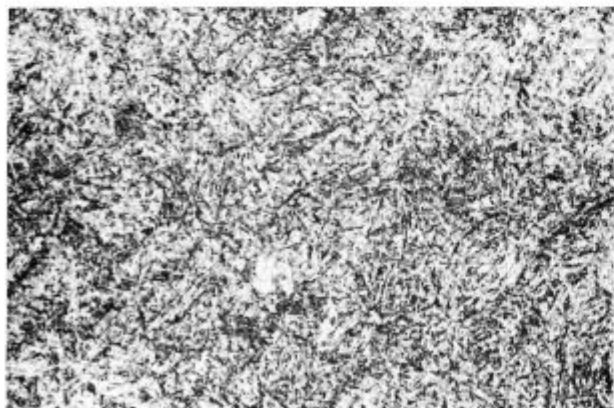
## СО Д Е Р Ж А Н И Е

	Stran
Pribyl R., Linz	
<b>Новый сорт валков для горячей прокатки в листопрокатных цехах . . . . .</b>	<b>221</b>
DK: 621.944.07	
ASM/SLA: F23; 1-66; 4-53 W 23 h	
Prešeren Alojz, dipl. inž., Metalurški inštitut	
<b>Употребление порошкообразных раскислителей . . . . .</b>	<b>227</b>
DK: 669.046.55	
ASM/SLA: ADr; 17—57	
Zvokelj Janez, dipl. inž., Metalurški inštitut	
<b>Замещение Ni с Mn в 9 % Ni-стали . . . . .</b>	<b>235</b>
DK: 669.15.24	
ASM/SLA: SS; Ni; Mn	
Cisar Stefan, dipl. inž., »Impol« Slov. Bistrica	
<b>Обработка домашних автоматических Al-сплавов с резцами . . . . .</b>	<b>243</b>
DK: 669.715	
ASM/SLA: G17k SGak	
Jurca Stane, dipl. inž., Metalurški inštitut	
<b>Нечто о порошковой металлургии и её последующим развитии . . . . .</b>	<b>247</b>
DK: 621.762	
ASM/SLA: H 10—54	
Trbižan Milan, dipl. inž., Metalurški odsek FNT	
<b>Влияние циклических температурных нагрузок на стойкость кокильного литья . . . . .</b>	<b>251</b>
DK: 621.74.043	
ASM/SLA: Q10a W19c	
Hodnik Janez, dipl. inž., Metalurški inštitut	
<b>Радиометрический надзор над износом футеровки ковшей . . . . .</b>	<b>257</b>
DK 666.76	
ASM/SLA: S19; W19b; RMh	

## Nova vrsta valjev za vroče valjanje v valjarnah pločevine

Avstrijska tovarna VÖEST (Vereinigte österreichische Eisen- und Stahlwerke) v Linzu je začela izdelovati po posebnem postopku novo vrsto valjev za vroče valjanje. Postopek je prijavljen za patentiranje v 13 deželah, v nadaljnjih 10 pa že zaščiten s patentom.

Gre za kovane valje iz legiranega jekla (krom-molibden-vanadij), katerih površina je plamensko ali indukcijsko kaljena. Po kovanju s stopnjo preoblikovanja najmanj 3 do 4 krat surove valje najprej normaliziramo, potem pa še mehko žarimo. Sledi prvo struženje in preiskava notranjih napak z ultrazvokom, nato pa poboljšanje na trdnost 90—105 kp/mm<sup>2</sup>. Valje segrevamo v posebni peči polagoma in enakomerno do 940° C. Iz te temperature, ki ustreza njihovi kemični sestavi, valje kalimo na zraku in takoj nato popuščamo v posebni peči pri 620° C. Tako poboljšane valje zopet preiskujemo z ultrazvokom, nazadnje pa opravimo končno struženje na željeno dimenzijo. Potem se začne najtežja operacija v izdelovanju valjev, namreč utrjevanje delovne površine, in kolikor je potrebno, utrjevanje površine valjevega vrha. V smislu iznajdbe vršimo segrevanje do temperature kaljenja bodisi z gorilcem in mešanico plina-kisika, ali indukcijsko po postopku kroženje — pomik. Hladimo z vodo, čeprav bi se lahko na temelju kemične sestave sklepalo, da je treba kaliti to jeklo na zraku. Površinsko kaljene valje popustimo, glede na uporabo, na površinsko trdoto 70 do 85 Shore — D, kar ustreza približno 65 do 80 Shore — C ali 420 do 600 HV.



Slika 1

Mikrostruktura plamensko kaljenega kovanega valja za vroče valjanje s tovarniško oznako »GSL 3« (150 ×)

Popuščanje izvršimo na 325—525° C. Po tretjem preskušanju z ultrazvokom sledi zadnja operacija, brušenje na končne dimenzije. Struktura tako toplotno obdelanega valja je zelo fina in homogena, kar lahko vidimo na sliki 1.

Takšne valje so prvič uporabili v valjarnah aluminija in barvastih kovin. Doseženi uspehi so bili izredno zadovoljivi tako po kakovosti kot v gospodarnosti. Zaradi preskušanja uporabnosti novih VÖEST-ovih valjev za valjanje plemenitih jekel, so bili izvršeni poskusi pri enem najbolj znanih proizvajalcev takšnih jekel. Gre za podjetje SCHÖLLER — BLECKMANN STAHLWERKE A. G., v katerega valjarni za vroče valjanje Mürrzuschlag — Hönigsberg so izvršili v oktobru 1964 poskusna valjanja. Sklenjeno je bilo uporabiti mehansko najteže obremenjeno opremo, popolnoma mehansirano ogrodje duo novejšje konstrukcije.

Podatki o ogrodju so sledeči:

- enosmeren duo (Überhebe-duo) tipa SCHLOEMANN, leto izdelave 1952, s pomičnimi podporniki za valje
- zgornji in spodnji valj s pogonom, 680 KM asinhron
- maksimalni pritisk valja 1400 t, mehansko uravnavanje
- hitrost valja 1,25 m/sek
- drsni ležaji iz brona, mazanje z maščobo za vroče valje
- hlajenje s čisto vodo.

Mere valjev:

- premer . . . . . 800 mm
- najmanjši še uporabni premer valjeve delovne ploskve . . . . . 740 mm
- spremenljiva dolžina valja . . . . . 1350 oz. 1500 oz. 2000 mm
- vsekupna dolžina valja . . . . . 2950 oz. 3100 oz. 3600
- ležajni vrh . . . . . Ø 600 × 500 mm dolžine
- vrh spojnika . . . . . 480/380 mm Ø × 300 mm dolžine
- teža posameznega valja . . . . . 8240 oz. 8740 oz. 8935 kg

Naprava služi izključno za dokončno valjanje pločevin iz nerjavnih, v kislini in ognju odpornih

kromovih in krom-nikljevih jekel. Znatni del odpade na feritna in polferitna jekla. Takšna so n. pr. proti ognju odporna, legirana z 25 % kroma, aluminijem in silicijem, kakršna uporabljajo pretežno za izdelovanje jedilnega pribora.

Predvaljane kose (Sturzen) segrevamo na 850—950°C v peči, kurjeni z zemeljskim plinom, nato jih valjamo bodisi na končno debelino ali na srednjo mero pred hladnim valjanjem. Da bi bila končna temperatura valjanja pod rekristalizacijsko dotičnega materiala, moramo uporabiti visoke pritiskne valjev, s čimer dosežemo drobnostno strukturo. Temu primerno so valji podvrženi velikim mehanskim obremenitvam. Posebno feritna jekla imajo neugodno lastnost, da se sprijemljejo na valje.

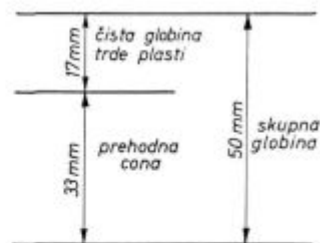
Ta pojav je odvisen od raznih faktorjev, katere je med drugim mogoče preprečiti tako, da držimo površino valja pri intenzivnem hlajenju z vodo na razmeroma nizki temperaturi. Zaradi obilnega dotoka vode, temperatura valja ne presega 80—90°C. Neposredno na zunanji površini valja se dosega za kratek čas tudi precej višje, »kontaktna« temperatura, katerih žal ni mogoče izmeriti. Računsko dosežejo vrednosti 420—470°C.

Na opisani napravi so se prej uporabljali izključno valji iz trde litine, katerih površinska trdota je znašala okoli 60—70 Shore D.

Tipična kemijska sestava je bila naslednja:

% C	% Si	% P	% S	% Mo	% Mn
3,2	0,65	0,5	0,09	0,3	0,5

Nesporne prednosti valjev iz trde litine so niska cena, lepa, proti obrabi odporna površina, ki daje gladke pločevine. Toda njihov usodni nedostatek je, da so velikokrat že od ulivanja, še bolj rečeno od strditve, obremenjeni z zelo močnimi notranjimi napetostmi. Izdelovanje valjev iz trde litine popolnoma enake kakovosti je namreč zelo težavno: sestavljeni so iz dveh bistveno popolnoma različnih materialov. Na grobo povedano, iz bele litine v zunanji coni in sive litine v jedru. Pri proizvodnji je razen kemijske sestave predvsem pomembno oblikovanje zunanje bele plasti (brez grafita!). Zlasti je treba držati v zelo tesnih mejah globino te trde zunanje plasti (slika 2). Kolikor je trda bela plast premajhna, se zmanjšuje trajnost valja, ker po obrabi bele zunanje plasti ostanejo grafitne lamele melirane prehodne cone. Zaradi tega postane površina valja porozna, pločevine nečiste in hrapave. Kolikor pa je bela plast prevelika, skokovito naraščajo že same po sebi velike notranje napetosti, ki povzročajo zlome valjev. V praksi se je pokazalo, da so globine bele plasti nad 25 mm posebno nevarne. Mikrostrukturo zunanje plasti valja iz trde litine kaže slika 3. Če sama po sebi je heterogena in groba, kar se zlasti jasno pokaže pri primerjavi s sliko 1.

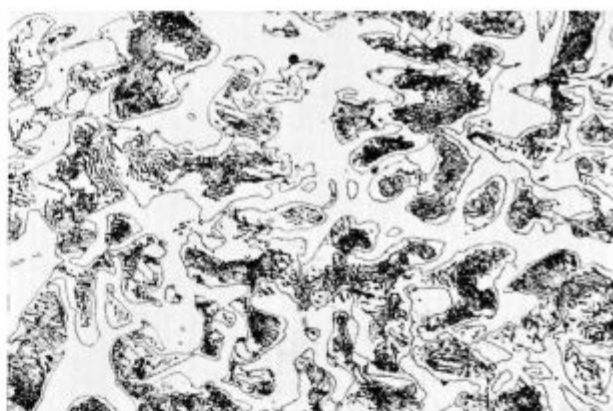


Slika 2

Čista globina trde plasti, prehodna cona in skupna globina na valju iz trde litine (naravna velikost)

Ti prvotno uporabljani valji iz trde litine, ki so se sicer dobro obnesli v valjarnah pločevin, niso zadovoljili pri valjanju na prej opisanem ogrodju v primerih valjanja z visokimi pritiski (700 t na vreteno) z 1350 mm širokimi valji in vodnim hlajenjem. Po kratkem času se je luščila periferna plast, tako so valji postali neuporabni.

Po tabeli 1 je znašala poprečna doba trajanja samo 46,5 izmen po 8 ur in noben valj se ni dal izkoristiti do najmanjšega mogočega premera 740 mm.



Slika 3

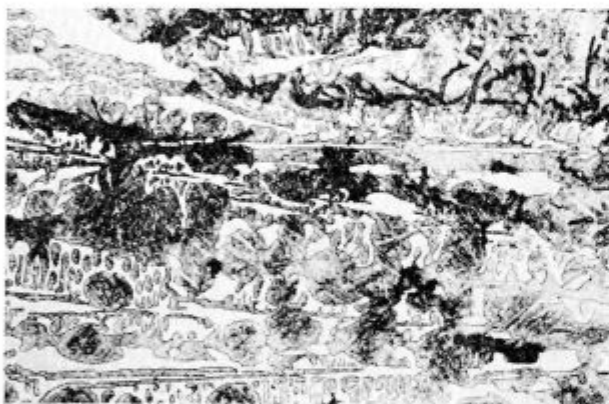
Mikrostruktura valja iz trde litine (150 ×)

Veliko nagnjenje k razpokam je bilo leta 1957 vzrok za prehod od valjev iz trde litine — kljub nizki ceni in dobri površini — na valje »Indefinite«. Kot je znano, so ti valji iz nekoliko bolj legiranega litega železa z lamelnim grafitom. Proizvajajo jih z ulivanjem v kokile, njihova struktura pa je bainitno martenzitna. Značilno je, da vsebuje zunanja plast valja še manj delcev grafita (primerjaj sliko 4), in da je prehod od trde zunanje plasti do mehkega jedra mnogo blažji kot pri valjih iz trde litine. Pomembno je, da je treba valje Indefinite v vsakem primeru termično obdelati, to se pravi, podvreči dolgotrajnemu žarenju v predstruženem stanju.



Tabela 1 — Podatki o vseh do sedaj uporabljenih valjih iz trde litine

Valj št.	Proizvajalec	Datum vgraditve		Število vgraditev	Število delovnih izmen po 8 h	Dolžina delovne površine	Premer valja v mm		Obrušeno od premera v mm	Poprečno zmanjšanje premera pri brušenju	Izvršeno delovnih izmen po vgraditvi			Razlog za odstranitev iz proiz.	
		prvi	zadnji				prva vgraditev	zadnja vgraditev			minimum	maksimum	poprečje		
76	A	5. 8. 61	15. 8. 62	5	36,5	1350	800,0				5,0	10,0	7,3	razpokan	
75	A	5. 8. 61	3. 7. 63	6	39,5	1350	800,0				3,0	10,0	6,6		
22044	B	16. 9. 63	9. 3. 64	4	31,0	1350	800,0				4,0	14,0	7,8		
21967	B	16. 9. 63	9. 3. 64	4	31,0	1350	800,0				4,0	14,0	7,8		
1670	C	15. 1. 59	1. 4. 59	5	37,5	1350	800,0				3,5	10,0	7,5		
1696	C	15. 1. 59	1. 4. 59	5	37,5	1350	800,0				3,5	10,0	7,5		
200546	D	10. 1. 57	9. 11. 59	9	99,0	1350	800,0				6,5	20,0	11,0		
200735	D	10. 1. 57	25. 4. 59	5	60,0	1350	800,0				6,5	20,0	12,0		
					372,0										
					Ø 46,5										



Slika 4

Mikrostruktura INDEFINITE valja v zunanji plasti (150×)

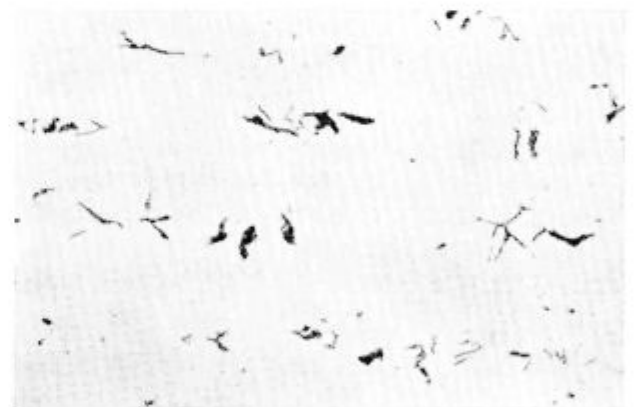
Tipična sestava valja Indefinite bi bila sledeča:

% C	% Si	% Mn	% Cr	% Mo	% Ni
3,2	0,9	0,5	0,9	0,3	2,5

Površinska trdota znaša povprečno 65—70 Shore D. Podatki o vseh valjih Indefinite, ki so bili uporabljeni na zgoraj opisanem valjarniškem ogrodju, so navedeni na tabeli 2.

Na splošno je bila dosežena nekoliko daljša doba trajanja, povprečno 69 delovnih izmen po 8 ur, kot je bila pri valjih iz trde litine (povprečno 46,5 delovnih izmen). To pa zato, ker so valji Indefinite zaradi blažjega prehoda trdote med trdo zunanjo plastjo in mehkim jedrom manj podvrženi luščenju. Glede na površinsko trdoto se je pokazalo, da so valji Indefinite zaradi navzočnosti

grafita nekoliko mehkejši kot valji iz trde litine in da so vroče valjane pločevine nekoliko bolj hrapave. Tako uliti valji kot valji Indefinite imajo heterogeno, grobo strukturo. (Primerjaj sliko 5 s sliko 1).



Slika 5

Razdelitev grafita v zunanji plasti INDEFINITE valja s slike 4 (nejedkano, 150×)

V zadnjih letih je VöEST v Linzu uvedla novo vrsto površinsko utrjenih valjev s tovarniško označbo »GSL 3«.

Prvi par te vrste je bil dobavljen 23. 9. 1964 s površinsko trdoto 75 Shore (dolžina delovne ploskve 1350 mm, premer 800 mm, skupna dolžina 2950 mm, teža 8240 kg). Cena tega para je 1,9 višja kot za valje Indefinite, razen tega je šlo za prvo izvedbo za to ogrodje, zato je bila določena sledeča jamstvena klavzula:

»Valji veljajo za polnovredne, če dosežejo 100 delovnih izmen po 8 ur. V tem primeru je plačati



Tabela 2 — Podatki o vseh do sedaj uporabljenih INDEFINITE valjih

Valj št.	Proizvajalec	Datum vgraditve		Število vgraditev	Število delovnih izmen po 8h	Dolžina delovne površine	Premer valja v mm		Obrušeno od premera v mm		Poprečno zmanjšanje premera pri brušenju			Izvršeno delovnih izmen pri vgraditvi		Razlog za odstranitev iz proiz.
		prvi	zadnji				prva	zadnja	produktivno	neproduktivno	skupaj	produktivno	neproduktivno	minimum	maksimum	
15080	E	25. 7. 57	15. 4. 61	11	82,0	1350	804.84						3,5	14,0	7,5	razpokan in hrapav
15081	E	25. 7. 57	14. 7. 60	7	64,0	1350	804.75	794.00		10,75	1,53	4,0	14,0	9,1	razpokan in hrapav	
17705	E	20. 1. 61	28. 8. 64	10	55,5	1350	800.91					1,0	11,0	5,6	razpokan in hrapav	
17706	E	20. 1. 61	28. 8. 64	10	55,5	1350	800.53					1,0	11,0	5,6	razpokan in hrapav	
19934	E	4. 11. 61	31. 8. 63	9	66,0	1350	800.53					2,0	16,5	7,3	razpokan in hrapav	
19935	E	4. 11. 61	31. 8. 63	9	66,0	1350	802.50					2,0	16,5	7,3	razpokan in hrapav	
28581	E	9. 9. 65	26. 2. 66	10	59,0	1500	799.15	165.17		33,98	3,40	4,0	18,5	5,9	razpokan in hrapav	
25700	E	19. 8. 65	9. 9. 65	2	6,0	1500	801.40					6,0	3,0		počen	
26005	E	19. 8. 65	26. 2. 66	11	65,0	1500	800.88	764.60		36,28	3,29	4,0	8,5	5,9	razpokan	
25499	E	18. 12. 63	30. 7. 66	14	104,0	1500	803,67	767.57		36,10	2,58	3,0	15,0	7,4	samo en valj zato neuporaben	
25500	E	18. 12. 63	30. 7. 66	14	104,0	1500	804,00	776.30		27,70	1,89	3,0	15,0	7,4	razpokan	
22530	E	24. 12. 62	13. 4. 63	5	52,0	1500	796.10					6,0	19,0	10,4	razpokan in porozen	
22531	E	24. 12. 62	13. 4. 63	5	52,0	1500	798.38					6,0	19,0	10,4	porozen	
16829	E	10. 9. 60	22. 9. 62	11	100,5	1500	804,50					5,0	16,0	9,1	razpokan	
16830	E	10. 9. 60	22. 9. 62	11	100,5	1500	803,10					5,0	16,0	9,1	razpokan	
							1032,0									
							∅ 68,7									

polno ceno valjev Indefinite. Kolikor bi dosegli manj, se prizna pri ceni alikvotni popust. Če se doseže več kot 150 pogonskih izmen, je plačati alikvotno višjo ceno vse do višine dogovorjene cene».

S to klavzulo naj bi se na eni strani spodbudili prvi poskusi z novimi valji VÖEST na tem področju, na drugi strani pa rešila valjarna s poskusom zvezanega rizika. Prvo valjanje je bilo 9. 10. 1964. Od tedaj je obnašanje valjev pod stalnim nadzorstvom. Do 15. 10. 1967 je par izvršil že 257 delovnih izmen v teku 43 vgraditev. Medtem se je zaradi obrabe zmanjšal premer valja od 860 na 765 mm. Zmanjšanje premera na eno vgraditev je znašalo

vsega 0,83 oziroma 0,82 mm. Kljub temu je ostala površinska trdota enaka, namreč 75 Shore — D. Površina valja je bila malenkostno slabša kot površina prvotno uporabljenih valjev iz trde litine, toda v primerjavi z neposredno pred tem uporabljenimi valji Indefinite popolnoma istovetna.

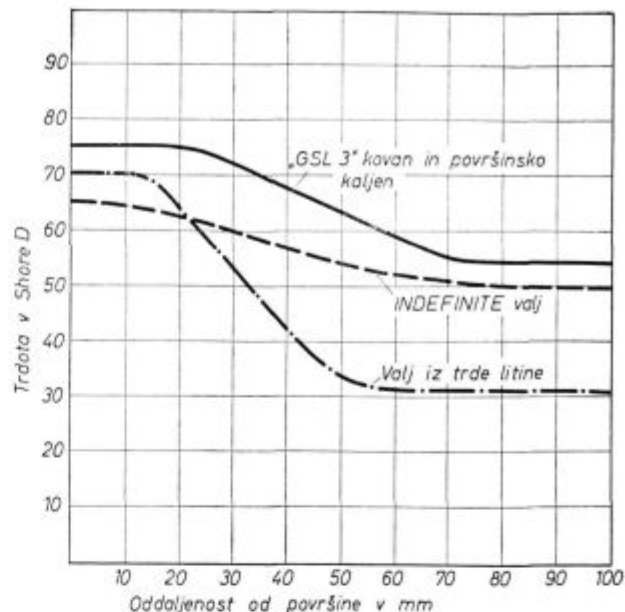
Novi VÖEST-ovi valji kvalitete »GSL 3« so se pokazali, kljub 1,9-krat višji ceni proti valjem Indefinite, izredno ekonomični, ker je že do sedaj dosežena 4-krat daljša doba trajanja. Par valjev je še zdaj v pogonu in bo verjetno dosegel okoli 450 izmen do najmanjšega mogočega premera valja 740 mm (začetni premer 800 mm), in sicer brez

vsakega naknadnega posega. O končnih rezultatih bomo poročali pozneje na tem mestu. Isto velja tudi za drugi, naknadno dobavljeni par valjev iste kvalitete, ki pa ima daljšo delovno ploskev (1500 milimetrov) in je v uporabi od aprila 1967. Do sedaj je ta par pokazal prav tako dobre rezultate kot prvi.

Izvanredno dobri rezultati valjanja feritičnih in polferitičnih nerjavnih jekel so nas navedli na to da bi s prvim parom VöEST - valjev valjali tudi visokolegirana, v ognju odporna jekla, npr. z 40 % Ni. Ta jekla z visoko preoblikovalno odpornostjo povzročajo pri valjanju razen mehanskih obremenitev tudi precej večje toplotne obremenitve kot nerjaveča jekla za jedilni pribor, ker je temperatura valjanja znatno višja in sicer okoli 1100° C. Kolikor je mogoče presoditi do sedaj, so valji VöEST dorasli tudi tem povečanim zahtevam, o čemer bomo na tem mestu poročali pozneje.

Površinsko utrjeni valji VöEST za vroče valjanje iz kovanega jekla so zaradi posebnega načina izdelave popolnoma varni pred zlomom valja in vrha. Doslej nismo opazili niti luščenja površinske plasti, kar je mogoče pojasniti z izredno fino in homogeno mikrostrukturo (slika 1) in pa zaradi blagega prehoda trdote od površine proti jedru (slika 6).

Doslej se niso pokazale niti zloglasne mrežaste razpoke, ki nastanejo zaradi povišane temperature. Kvaliteta površine valjev za opisane namene je zadovoljiva. Predvsem so valji do najmanjšega mogočega premera popolnoma brez por, v čemer se razlikujejo od valjev Indefinite in valjev iz trde litine. Nadaljnja prednost je ta, da lahko vrh doseže isto površinsko trdoto kot delovna ploskev, kar utegne biti odločilnega pomena pri drsnih ležajih, zlasti tistih iz plastične snovi. Izrabljeni



Slika 6

Krivulje trdot (shematsko) treh vrst valjev za vroče valjanje

valji se lahko z naknadnim kaljenjem zopet usposobijo za rabo. Prav tako se lahko s struženjem in naknadnim kaljenjem predelajo na manjše valje. Nazadnje VöEST-ovi valji za vroče valjanje ne zahtevajo takšne pozornosti pri predgrevanju kot valji Indefinite ali iz trde litine, ker niso podvrženi lomu, kar se pokaže v povečani proizvodnji. Višja nabavna cena je spričo večje trajnosti več kot izenačena. VöEST-ovi valji so se pokazali daleč bolj ekonomični kot vsi drugi valji, ki so bili uporabljeni na opisanem ogrođju.

## ZUSAMMENFASSUNG

Die österreichische Firma VÖEST begann nach einem Sonderverfahren mit der Produktion einer neuen Walzensorte für das Warmwalzen von Blechen. Das Verfahren ist in zehn Ländern durch den Patent geschützt und in dreizehn weiteren Ländern sind die Patente angemeldet.

Es handelt sich um die geschmiedeten Walzen aus legiertem Cr, Mo, V Stahl, dessen Oberfläche durch eine Induktions- oder Flammenhärtung vergütet ist. Dem Schmieden folgt eine Reihe der Wärmebehandlungen und Ultraschallprüfungen. Nach dem Oberflächenhärten, Anlassen und der letzten Ultraschallkontrolle werden die Walzen auf das Endmass geschliffen.

Die ersten Versuche mit diesen Walzen wurden bei der Firma Schöeller-Bleckman Stahlwerke A. G. durchgeführt. Der Preis dieser Walzen ist in Vergleich zu den INDEFINITE Walzen, welche früher gebraucht wurden, um 1,9-fach grösser.

Schon bis zu dieser Zeit wurde eine viermal längere Lebensdauer dieser Walzen erzielt. Der erste Paar dieser Walzen wird wahrscheinlich etwa 450 Arbeitsschichten aus-

dauern. Nachträglich wurde noch ein Paar Walzen derselben Qualität aber grösserer Breite (1500 mm) geliefert. Soviel es jetzt zu schätzen ist, sind die VÖEST Walzen auch diesen höheren Anforderungen gewachsen, worüber später noch berichtet wird.

Bis jetzt konnte kein Schälen der oberen Schichte bemerkt werden, was sich mit einer ausserordentlich feinen und homogenen Mikrostruktur und einem milden Übergang der Härte von der Oberfläche in der Kern erklären lässt. Auch die Netzartigen Risse, welche durch die hohe Temperatur verursacht werden sind nicht aufgetreten. Die Walzen sind bis zu dem kleinst möglichen Durchmesser an der Oberfläche porenfrei. Die abgenutzten Walzen können durch ein wiederholtes Härten wieder brauchbar gemacht werden. Beim Vorwärmen verlangen diese Walzen auch nicht eine solche Aufmerksamkeit wie die Walzen Indefinite oder die Hartgusswalzen. Die VÖEST Walzen haben sich ökonomisch als weit besser bewiesen als alle bisher benutzten Walzen.

## SUMMARY

Austrian firm VÖEST (Vereinigte österreichische Eisen und Stahlwerke) in Linz has started to produce a new type of rolls for hot rolling of plates. The new process is protected by a patent already in 10 countries, and in other 13 countries taking out a patent is announced.

Forged rolls, made of alloyed steel (Cr, Mo, V), whose surface was hardened by flame or induction heat treatment, are discussed. Forging is followed by series of heat treatments and ultrasonic examinations. After surface hardening, tempering, and final ultrasonic examination, the rolls are ground to final dimensions.

The first experiments with this type of rolls were carried out in Schoeller-Bleckmann Stahlwerke A. G. The price of these rolls is 1.9 times higher than that of INDEFINITE rolls which have been used before. On the other hand, the lifetime of the new rolls has been 4 times

longer already till now. The first pair of rolls stayed till now about 450 working shifts. Another pair of rolls was ordered, of the same quality, but wider (1500 mm). As far as it can be seen, the VÖEST rolls are capable to cope with these higher demands as well.

Until now no spalling was noticed, what can be explained by an extremely fine and homogeneous microstructure, and a gentle transition of hardness from the surface to the core. Also netted cracks, which are caused by high temperature, have not been noticed. Rolls, down to the smallest possible radius, were without any surface pores. Worn out rolls can be repaired by rehardening. At preheating the rolls do not demand such attention as the INDEFINITE or the hard cast rolls. The VÖEST rolls appeared to be far more economical than any other rolls which have been used before.

## ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Австрийский металлургический завод VÖEST (Vereinigte Österreichische Eisen- und Stahlwerke) в Линце приступил к изготовлению специальным способом нового сорта валков для горячей прокатки листов. Способ заявлен на патентирование в 13 странах а в 10 странах уже запатентован.

Это кованные валки из легированной стали (CrMoV). Поверхность валков подвергается пламенной или индуктивной закалке. После кования следует термическая обработка и ультразвуковая проверка. По поверхностной закалке, отпуска и последнего контроля с ультразвуком следует шлифовка валка.

Первая опытная прокатка с этими валками была выполнена в металлургическом заводе Schoeller-Bleckmann Stahlwerke A. G. (Австрия). Продажная цена этих валков 1.9 раз выше валков сорта Indefinite, но зато ихняя прочность и износоустойчивость 4 раза лучше валков, которые употреблялись в упомянутом заводе. Первый пар валков возможно выдержит 3640 ч. прокатки. В завод доставлен ещё один пар валков этого типа ширины т. е. диаметра

1500 мм. Можно ожидать, что валки этого сорта металла завода V Ö E S T выполнят также повышенные требования, о чём будет сообщено позже.

При этом сорте валков пока не замечено выкрашивание поверхности бочки; это объясняется весьма мелкозернистой и однородной микроструктурой а также очень медленным падением твёрдости по мере перехода от поверхности к центру валка. Также не замечены трещины в форме сетки, появление которых в связи с высокой темп-ой проката. На бочке этих валков даже возможно самого малого диаметра не обнаруживаются газовые раковины.

Расходование валки можно после вторичной закалке взять снова в использование. Эти валки не требуют также такого ухода при подогревании как это случай при сорте Indefinite или с валками из отбеленного чугуна. Валки завода VÖEST оказались пока наиболее экономическими среди до сих пор употребляемых валков.

## Uporaba prašnatih dezoksidantov

Difuzijska dezoksidacija prinaša sicer neke prednosti v pogledu čistejšega jekla — nižji skupni kisik, manj oksidnih vključkov, boljše razžveplanje —, toda pri tem je porabljen razmeroma dolg rafinacijski čas.

Z vpihovanjem prašnatih dezoksidantov pri pravilni tehnološki praksi v pogledu časa vpihavanja in količine dezoksidantov moremo brez škode za nekatere kvalitete izdelanega jekla skrajšati skupni rafinacijski čas za 40—50 minut pri poprečno boljšem izkoristku dodanega Al kot pri standardni tehnološki praksi.

### UVOD

Tehnološka praksa izvajanja dezoksidacije tekočega jekla je še vedno zelo raznolika. Splošne preiskave o nastanku in sestavi posameznih komponent v nekovinskih vključkih jekla, v kolikor je takšna praksa raziskovanj že osvojena, omogočajo jasnejše vpogleda na neke zakonitosti, ki spremljajo dezoksidacijo, čeprav ni mogoče zajeti vseh komponent, ki nastajajo v tej fazi.

Mineraloške preiskave samo medsebojnih vplivov žilindre in opeke v E-peči nakazujejo tvorbo sistemov 4—7 oksidnih komponent, ki puščajo vsakor sledove tudi v talini.

Pri vseh raznoličnostih medsebojnih vplivov pa le obstajajo osnovni in hkrati poglobljeni parametri, ki dopuščajo vrednotenje tehnološke prakse. Pri tem so neprecenljivega pomena rezultati mikroanalize izolatov, analize plinov, mineraloške preiskave in preiskave z mikrosondo.

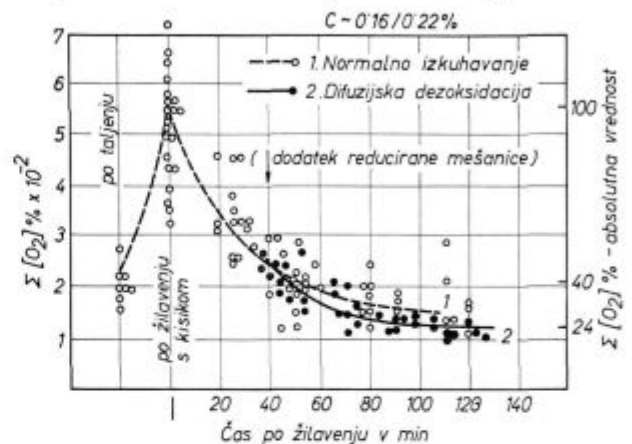
Namen vseh teh preiskav je odkrivanje možnosti, da bi jeklar mogel voditi rafinacijo taline pod najugodnejšimi pogoji glede na tiste parametre, ki vplivajo na zadostno stopnjo izkuhavanja taline, homogenizacije, temperaturnega potenciala, a da bi bil hkrati potreben najmanjši obseg pred- in končne dezoksidacije.

### 1. Program raziskav

Elektro postopek daje sicer zaradi svoje specifičnosti neke možnosti za proizvodnjo čistega jekla:

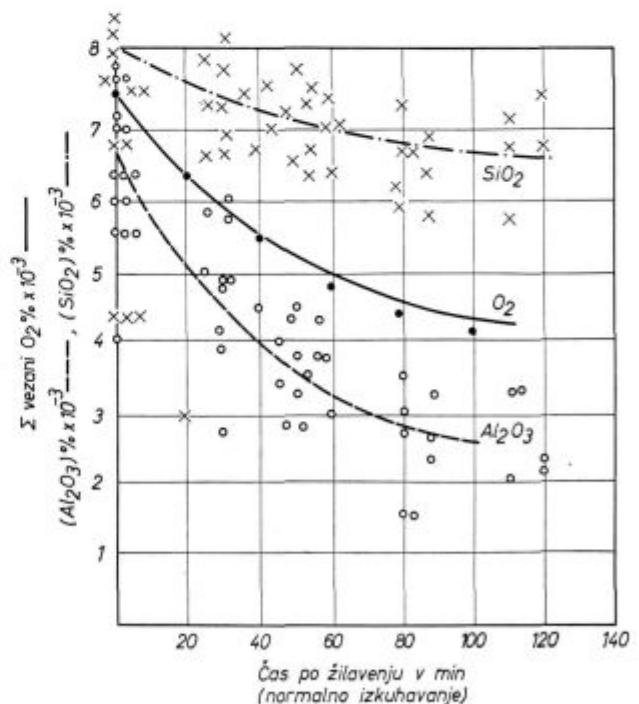
- z normalnim izkuhavanjem po izdatni oksidaciji je praktično dosegljivo ravnotežje med C in prostim O,
- difuzijska dezoksidacija omogoča sicer absolutno malo obsežno zmanjšanje prostega O, kar dovoljuje že v osnovi manjši obseg končne dezoksidacije, vendar so te ugodnosti do-

sežene na račun dolgega skupnega trajanja rafinacije. Zato ni nova misel, da bi tudi pri nekaterih kvalitetah, ki jih po standardni praksi obvezno izdelujemo z difuzijsko dezo-



Slika 1

Vpliv časa po žilavenju na vsebnost skupnega kisika v talini

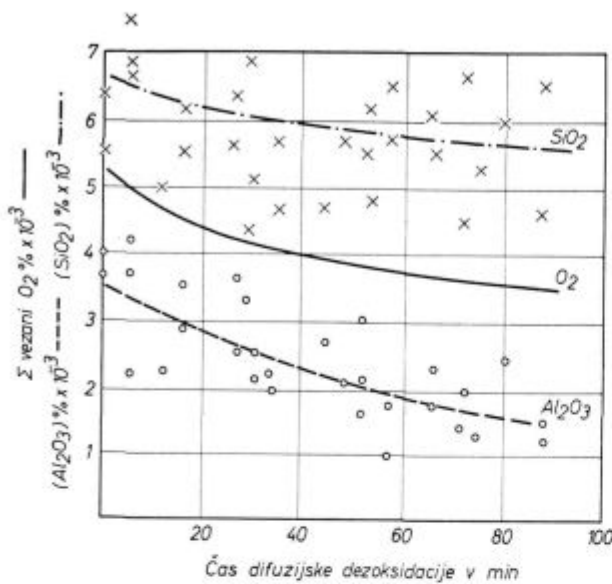


Slika 2

Vpliv časa po žilavenju na vsebnost  $Al_2O_3$  in  $SiO_2$  komponent v nekovinskih vključkih

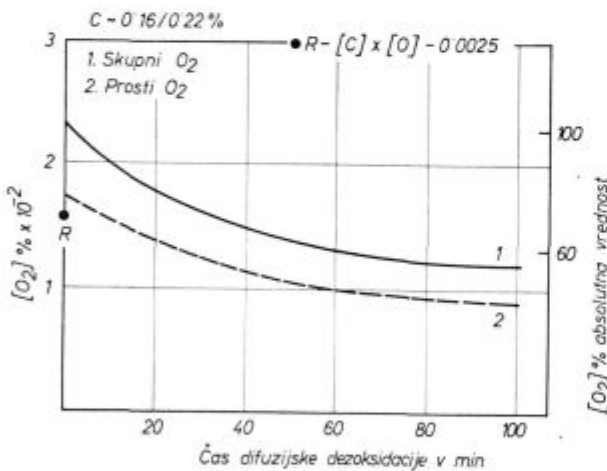
Predavanje na IX. strokovnem posvetovanju metalurških inženirjev in tehnikov v Portorožu.

ksidacijo, dosegli z nekimi tehnološkimi prijemmi enako dezoksidacijsko stopnjo taline v znatno krajšem času, ne da bi pri tem trpela kvaliteta jekla.



Slika 3

Vpliv difuzijske dezoksidacije na vsebnost  $Al_2O_3$  in  $SiO_2$  komponent v nekovinskih vključkih



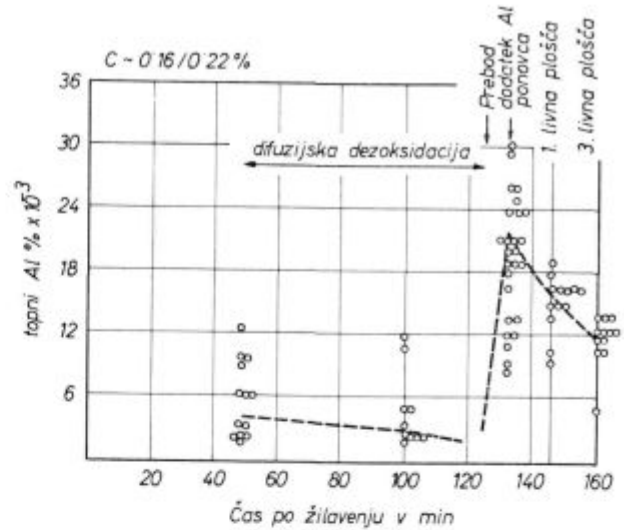
Slika 4

Vpliv časa difuzijske dezoksidacije na vsebnost kisika v talni

V smislu navedenega smo si določili sledeči program:

1. faza

- s standardno prakso je izdelati večje število srednje ogljičnih nizkolegiranih kvalitet,
- na poprečno 5—7 vzorcih jekla vsake šarže, vzetih v času od raztalitve vložka do odlitja prve oziroma druge livne plošče, je zasledovati:
- skupni O in kalkulacijsko vrednost proste O,



Slika 5

Primer gibanja vsebnosti kislinotopnega Al med rafinacijskim časom

- ugotavljati sestavo glavnih oksidnih komponent  $Al_2O_3$ ,  $SiO_2$  v vključkih z mikroanalizo izolata,
- zasledovati količine kislinotopnega Al.

Na osnovi dobljenih rezultatov je setaviti grobi verjetni mehanizem dezoksidacije s prikazom kinetike reakcij med dezoksidanti in oksidi v talini.

Rezultati poskusov prve faze naj bi dali možnost preučitve posameznih vplivnih parametrov standardne tehnološke prakse glede na stopnjo oksidacije, čas izkuhavanja, čas difuzijske dezoksidacije in obseg končne dezoksidacije, da bi dognali kako in do katere meje lahko spremenimo tehnologijo.

2. faza

- izdelati je večje število poskusnih šarž srednje ogljičnih nizko-legiranih kvalitet EC 80, EC 100, (EC) Mo 80, OCN 200, z modificiranim načinom dezoksidacije z vpihavanjem določene količine prašnatih dezoksidantov ( $FeSi + Al$ ),
- pri teh šaržah je zasledovati skupni oziroma prosti O, sestavo glavnih oksidnih komponent v nekovinskih vključkih jekla,
- poskusne šarže z modificirano dezoksidacijo in študij razpoložljivih rezultatov naj bi omogočili izdelavo najprimernejše tehnološke prakse za uporabo prašnatih dezoksidantov.

1.1. Standardna tehnološka praksa

Na slikah 1, 2, 3, 4 in 5 prikazujemo rezultate preiskav večjega števila šarž v kvalitetah Č 4136, Č 4137, Č 1120, Č 1220, Č 1221. Zasledovali smo skupni O, vsebnost  $Al_2O_3$  in  $SiO_2$  v vključkih in delež topnega Al.

Po oksidaciji s plinastim kisikom pri žilavilni hitrosti do 0,03 % C/min se poveča skupni O poprečno na 0,057 %.

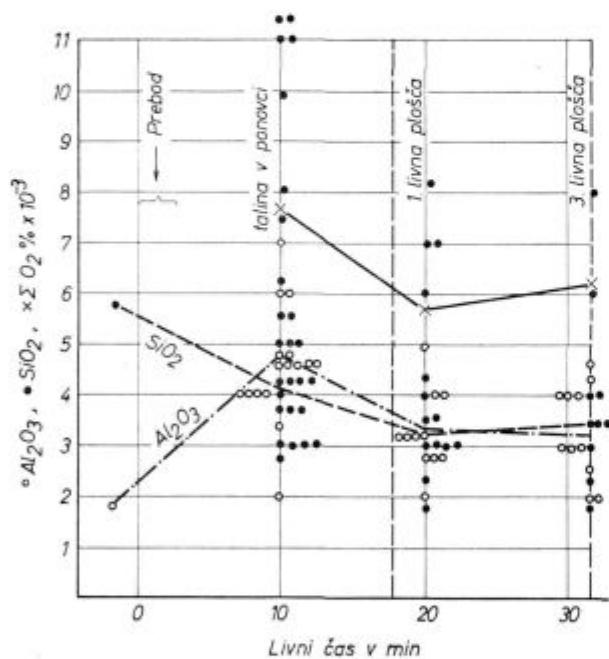
Povečanje vsebnosti kisika od poprečno 0,02 % ob koncu taljenja je posledica zelo intenzivnega žilavenja, kar daje več metalurških prednosti: večji toplotni potencial, aktivnejšo žlindro, obsežnejšo odstranitev dušika.

V času 40–50 minut po žilavenju in pri delno odstranjeni oksidni žlindri se količina skupnega kisika v talini zmanjša na približno 0,02 %, količina prostega kisika od okrog 0,05 % na približno 0,015 %; zmanjšanje vsebnosti kisika znaša približno 70 %.

V nadaljnjem času izkuhavanja je znižanje kisika znatno manjše. V času 70 do 80 minut učinkovanja redukcijske žlindre se je zmanjšal skupni kisik od 0,02 na 0,013 %, količina prostega O pa od poprečno 0,015 na 0,01 %, to je 33 %.

V času 50 minut normalnega izkuhavanja po žilavenju je intenziteta izločanja kisikovih komponent v časovni enoti  $6 \times$  večja kot v času difuzijske dezoksidacije.

Po rezultatih mikroanalize anodnih ostankov ugotavljamo, da je v času 40–50 minut po žilavenju izločanje  $Al_2O_3$ -komponent mnogo intenzivnejše kot izločanje  $SiO_2$ -komponent v vključkih. V času difuzijske dezoksidacije je izločanje oksidnih komponent manj obsežno.



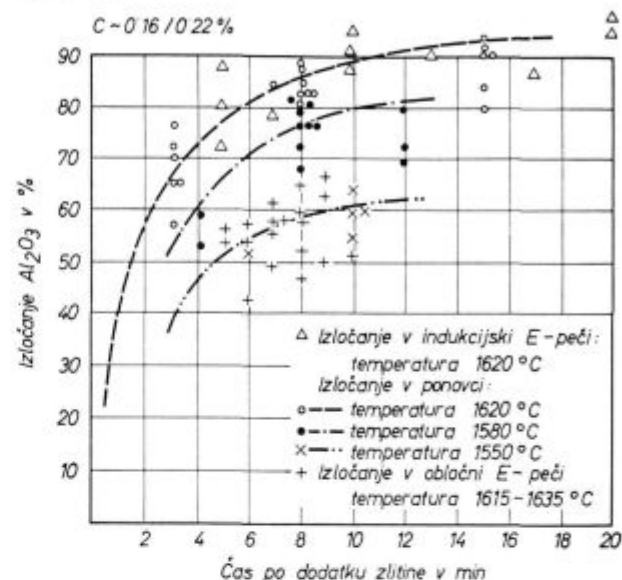
Slika 6

Odnosi med vsebnostmi  $Al_2O_3$  in  $SiO_2$  v vključkih ter skupnim kisikom v talini, pri preobodu iz peči, v livni ponvi, v 1. in 3. livni plošči

Zasledovanje zelo grobih razmerij med vplivnimi parametri tehnološke prakse in rezultati mikroanalize izolatov na eni strani ter skupnim kisikom na drugi strani (slika 6), nudi verjetno sliko kinetike tvorbe oziroma izločanje glavnih oksidnih komponent v talini v ponvi.

Iz ravnomočnih razmerij med poprečno 0,021 % topnega Al v talini v ponvi z vsebnostjo prostega O

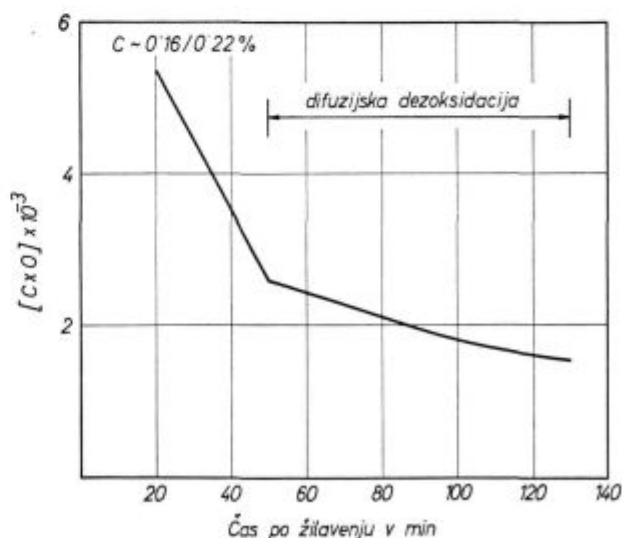
in iz obsega delne redukcije  $SiO_2$  (do poprečno 0,004 %) z Al ugotovimo, da znaša na primer pri  $1620^\circ C$  in 8 minutah po dodatku dezoksidantov v ponev skupna verjetna tvorba  $Al_2O_3$  okrog 0,03 %. Ker je po analizi izolatov v vključkih v talini v ponvi le okrog 0,0045 %  $Al_2O_3$ , znaša verjetni obseg izločanja  $Al_2O_3$ -komponent približno 84 % do 85 %.



Slika 7

Intenziteta izločanja  $Al_2O_3$  komponent v vključkih iz taline v peči in ponvi

Vrednotenje vpliva časa po dodatku dezoksidantov v ponev in temperature taline v ponvi nam daje možnost določitve tendence izločanja  $Al_2O_3$ -komponent iz taline (slika 7). Podobna kalkulacija teh razmerij v indukcijski peči daje večji obseg izločanja, medtem ko bo izločanje  $Al_2O_3$  iz taline v peči znatno manjše.



Slika 8

Vpliv časa po žilavenju in difuzijski dezoksidaciji na vrednost produkta  $C \times O$

Na osnovi navedenega moremo določiti poprečni vpliv rafinacijskega časa po žilavenju na vrednost produkta  $[C] \times [O]$  (slika 8).

Sestava oksidnih komponent v vključkih taline v ponvi bo torej približno 0,004 %  $SiO_2$ , 0,0045 %  $Al_2O_3$ , 0,022 % O<sub>2</sub> kot (FeO + MnO), 0,003 %  $Cr_2O_3$ , kar da okrog 0,0072 % skupnega O.

Primerjava vsebnosti kisika v talini v ponvi in v ingotu prve livne plošče kaže sledeče razmerje:

$$O_1 = 0.003 + 0.37 \times O_p \text{ [%]}$$

Skupni čas izkuhavanja in difuzijske dezoksidacije je pri standardni praksi predviden z okrog 120 minutami.

Nastane praktično vprašanje, v katero navedenih dveh faz naj posežemo z vpihovanjem prašnatih dezoksidantov oziroma katero fazo moremo skrajšati brez škode za kvaliteto izdelanega jekla.

## 1.2 Predlog spremenjene tehnologije

1.2.1 Postavimo, da dodamo zmes prašnatih dezoksidantov takoj po oksidaciji, ko je v talini okrog 0,05 % protega O. Računamo, da bo odgor Si v dezoksidacijski zmesi neznamenit in da se bo izvajala dezoksidacija praktično le z Al.

Pri domnevi, da mora ostati v talini pred prebodom vsaj 0,03 % topnega Al in da je za pravilno raztaljenje dodanega FeCr potrebnih vsaj 20–25 minut, bi za popolno dezoksidacijo potrebovali po praktičnih izsledkih dodatek Al v količini okrog 2–2,2 kg/t. Pri učinkoviti difuzijski dezoksidaciji standardne tehnološke prakse je potreben dodatek Al okrog 1,2 do 1,4 kg/t.

Verjetna skupno nastala količina  $Al_2O_3$  v talini v peči bo znašala približno 0,11 %. Pri obsegu izločanja okrog 60 %, kot povzemamo iz slike 7, bo ostalo v talini pred prebodom približno 0,044 %  $Al_2O_3$ . Pri odlitju šarže v ponev nastane še dodatna tvorba  $Al_2O_3$  (redukcija dela  $SiO_2$  iz v ognjuobstoje obloge ponve, sekundarna oksidacija curka), kar znaša okrog 0,026 %. Skupno bo torej v talini 0,07 %  $Al_2O_3$ . Pri deležu izločanja v ponvi med 82 in 85 % v času 8–10 minut po prebodu bo ostalo v talini približno še 0,012 %  $Al_2O_3$ .

Verjetni sestav nekovinskih vključkov bo 0,012 %  $Al_2O_3$ , 0,004 %  $SiO_2$ , 0,002 % O kot (FeO + MnO) in 0,003 %  $Cr_2O_3$ . Skupni kisik bo približno 0,011 %.

Teoretično prihranimo po opisanem načinu dezoksidacije 60–80 minut časa, toda skupna količina oksidnih vključkov bo znatno večja; zaradi velike vsebnosti  $Al_2O_3$  se tvorijo pri predelavi nezaželeni zdrobljeni vključki. Verjetna skupna poraba Al je za približno 45 % večja kot pri standardni tehnologiji. Menimo, da se pri taki dezoksidacijski praksi poslabša kvaliteta jekla.

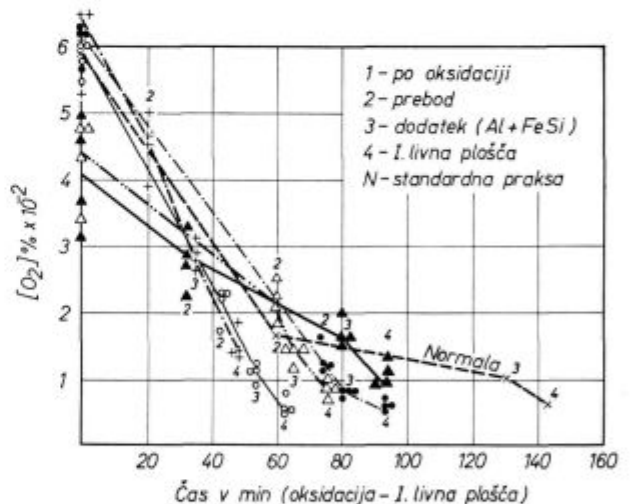
1.2.2 Postavimo, da dodamo prašnato zmes dezoksidantov šele po določenem času normalnega izkuhavanja. Vrednost produkta  $[C] \times [O]$  bo po približno 50 minutah okrog 0,0026 in prosti O okrog 0,015 %. Verjetno nastala količina  $Al_2O_3$  znaša okrog 0,032 %. Pri približno 55 %-nem izločanju

bo okrog 8 minut po dodatku prašnatih dezoksidantov ostalo v talini v peči približno 0,014 %  $Al_2O_3$ . Skupno z dodatno količino  $Al_2O_3$  pri sekundarni oksidaciji curka in redukciji  $SiO_2$  iz v ognjuobstoje obloge ponve znaša količina  $Al_2O_3$  v talini v ponvi okrog 0,039 %. Pri 82–85 % deležu izločanja ostane v talini v ponvi še okrog 0,006 %  $Al_2O_3$ .

Verjetna sestava vključkov bo 0,006 %  $Al_2O_3$ , 0,004 %  $SiO_2$ , 0,002 % O kot (FeO + MnO) in 0,003 %  $Cr_2O_3$ . Skupni O bo okrog 0,008 %. Skupno potrebna količina Al znaša okrog 1,2 do 1,3 kg/t. Pri ugodnejšem razmerju  $Al_2O_3 : SiO_2$  bi bili nastali vključki heterogeni, ki pri predelavi obdržijo v glavnem svojo obliko. Teoretično bi pri tej modificirani dezoksidaciji prihranili 40–50 minut rafinacijskega časa.

Iz navedne analize sledi, da je faza normalnega izkuhavanja teoretično nujno potrebna, faza difuzijske dezoksidacije pa je možno zelo pospešiti, ne da bi se poslabšala kvaliteta jekla, če izhajamo iz vsebnosti skupnega O, potrebne količine topnega Al in sestave vključkov.

Na osnovi prikazanih praktično teoretičnih napotkov smo pristopili k izdelavi serije poskusnih šarž. Za vpihavanje prašnatih dezoksidantov je bil konstruiran kotliček s koristno prostornino okrog 70 l. Prenosno sredstvo je bil sušen zrak. Dezoksidacijska mešanica je bila sestavljena iz (FeSi + Al) v splošnem razmerju 2,8 : 1.



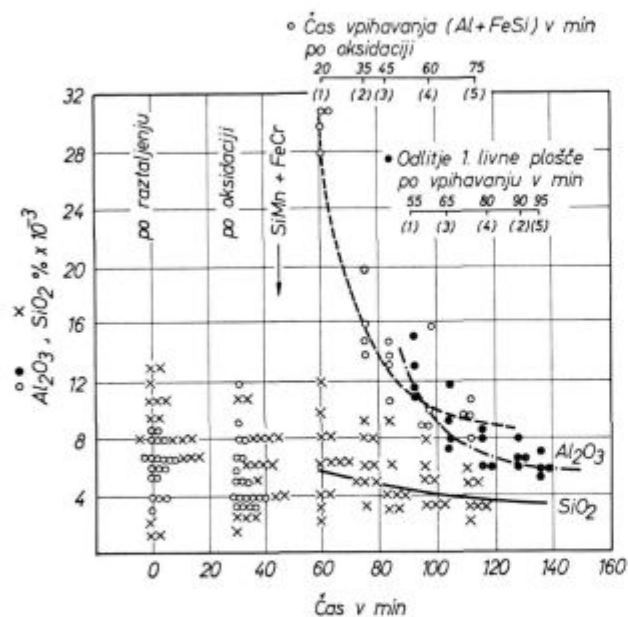
Slika 9

Vpliv standardne in modificirane tehnologije na vsebnosti skupnega kisika v posameznih značilnih periodah tehnološke prakse

## 2. Izdelava poskusnih šarž

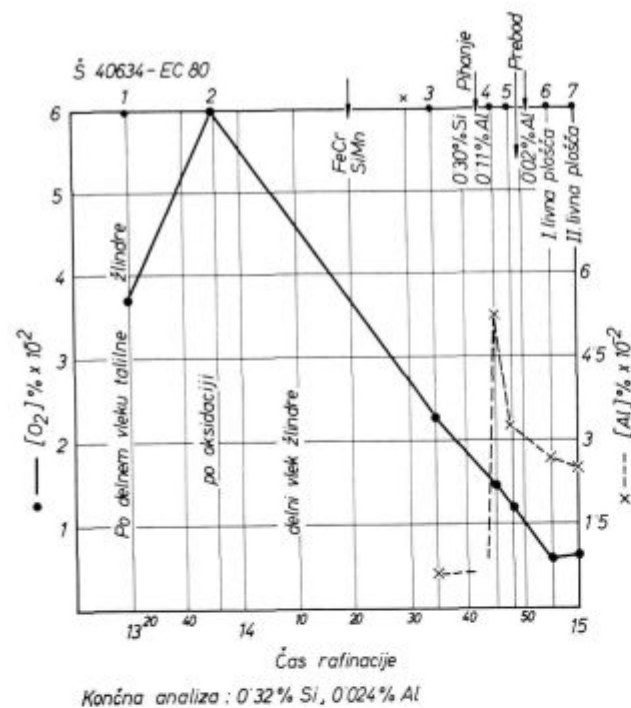
V 15 t obločni E-peči smo izdelali nekaj šarž v kvaliteti C 15, EC 80, EC 100, ECMo 80 in OCN 200. Na slikah 9 in 10 vidimo poprečne vrednosti skupnega kisika, analize glavnih oksidnih komponent vključkov in pripadajoči značilni časovni faktor vpihavanja dezoksidantov ter preboda oziroma odlitja prve livne plošče. Primer tehnološke

prakse vodenja 1 poskusne šarže prikazujemo na sliki 11.



Slika 10

Vpliv časa vpihavanja prašnatih dezoksidantov po končani oksidaciji na odnose med  $Al_2O_3$  in  $SiO_2$  komponentami v vključkih



Slika 11

Primer vodenja izdelave šarže kvalitete EC 80 po modificirani tehnologiji

Splošne pripombe:

— Stopnja oksidacije je odvisna od količine in časa vpihanega plinastega kisika v talino. Po-

večana žilavilna hitrost vpliva na povečanje O ob koncu oksidacije.

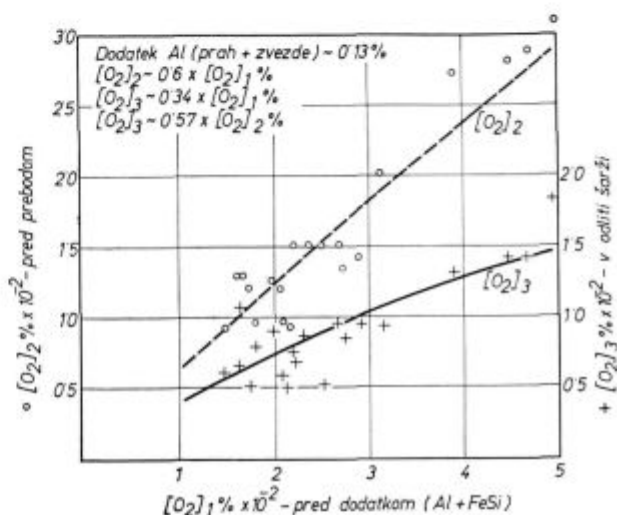
— Poprečna količina skupnega O v talini pred prebodom je funkcija skupnega O pred dodatkom prašnatih dezoksidantov in sledi približni vrednosti:

$O\% \text{ pred prebodom} = 0,6 \times O\% \text{ pred dodatkom (FeSi + Al)}$ .

— Skupni kisik v izdelanem jeklu narašča s kisikom pred dodatkom dezoksidantov. Medsebojna odvisnost ustreza približni vrednosti:

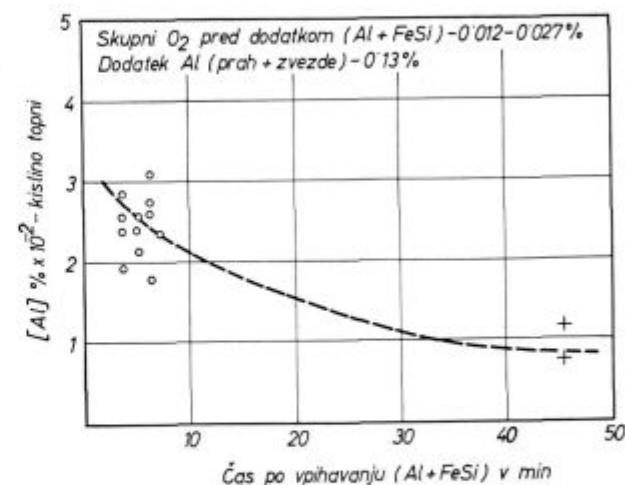
$O\% \text{ v jeklu} = 0,34 \times O\% \text{ pred dodatkom (FeSi + Al)}$ .

Iz navedenih odvisnosti sledi, da je  $O\%$  v jeklu  $= 0,57 \times O\%$  pred prebodom. Ta poprečna razmerja so vezana na dodatek 0,11% Al (prah + zvezde) (slika 12).



Slika 12

Vpliv kisika pred dodatkom prašnatih dezoksidantov na kisik v talini pred prebodom in v izdelanem jeklu



Slika 13

Vpliv časa po dodatku prašnatih dezoksidantov na vsebnost kislinotopnega Al



- Po sliki 13 sklepamo, da vpliva podaljšanje časa po vpihavanju dezoksidacijske mešanice na znižanje količine kislinotopnega Al. Približen medsebojni vpliv sledi obrazcu:

$$\text{Al \%} = K \times \frac{\text{Al}^2}{\text{O} \times t}$$

pri čemer pomeni:

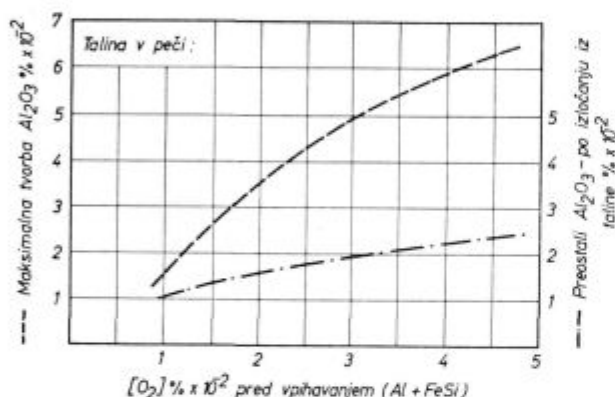
K — konstanta z vrednostjo 0,07

t — čas po vpihavanju prašnatih dezoksidantov v minutah

O — skupni kisik pred vpihavanjem dezoksidacijske mešanice v %

Al — dodatek Al; prah : zvezde = 5,5 : 1.

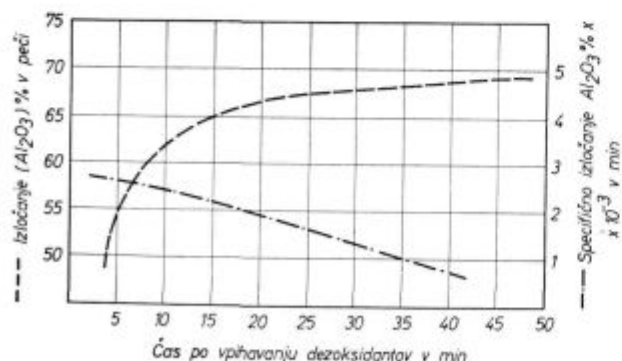
- Pri dovolj velikem dodatku Al se povečuje količina  $\text{Al}_2\text{O}_3$  s povečanjem prostega O pred dodatkom dezoksidantov. S povečanjem količine  $\text{Al}_2\text{O}_3$  se povečuje tudi delež izločanja teh komponent (slika 14).



Slika 14

Vpliv kisika v talini pred dodatkom prašnatih dezoksidantov na obseg tvorbe  $\text{Al}_2\text{O}_3$  komponent

- Čas po vpihavanju dezoksidantov je za intenziteto izločanja  $\text{Al}_2\text{O}_3$  vplivna komponenta le do približno 8—10 minut; podaljšanje časa vpliva le neznatno na povečanje intenzitete izločanja.



Slika 15

Vpliv časa po dodatku prašnatih dezoksidantov na intenziteto izločanja  $\text{Al}_2\text{O}_3$  komponent iz taline v peči

Specifično izločanje  $\text{Al}_2\text{O}_3$ -komponent pa se s časom manjša (slika 15).

- Visoka temperatura v času dodajanja dezoksidantov prispeva k povečani intenziteti izločanja  $\text{Al}_2\text{O}_3$ -komponent. Optimalni pogoji so doseženi pri 1630—1650° C.
- Izkoristek prašnatih dezoksidantov: Si 92 do 100 %, Al 28—31 %.
- Vpliv časa izkuhavanja po oksidacijski periodi je za O v talini odločilnega pomena.

Praktično neodvisno od stopnje oksidacije se količina O v talini zmanjšuje z naraščanjem časa izkuhavanja in doseže neko minimalno vrednost približno po 45—60 minutah. Količina prostega O se v tem času približuje ravnotežni vrednosti s C.

Na podlagi konkretnih rezultatov odvisnosti med časom izkuhavanja, ogljikom in kisikom po izkuhavanju, sledi količina skupnega kisika po izkuhavanju verjetnemu obrazcu:

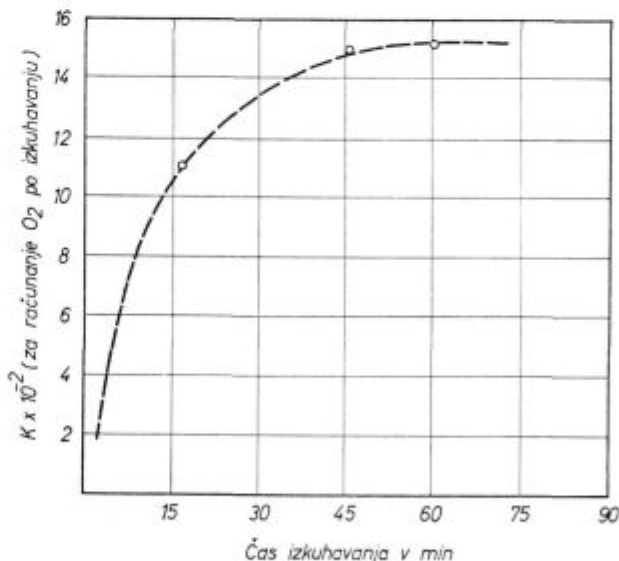
$$\text{Skupni O \% po izkuhavanju} = \frac{K_1}{C \times t}$$

pri čemer pomenijo:

C — ogljik po izkuhavanju v %

t — čas izkuhavanja v minutah

$K_1$  — konstanta, odvisna od časa izkuhavanja, z vrednostmi, kot jih prikazujemo na sliki 16



Slika 16

Stevilčna vrednost konstante za kalkulacijo kisika po določenem času normalnega izkuhavanja po oksidaciji

Konkretno bo v jeklu pri 0,16 % C in pri 45 minutah izkuhavanja po oksidacijski periodi:

O % v jeklu = 0,34 × O % po izkuhavanju

O % = 0,34 × 0,150 / 0,16 × 45 = 0,007 %.

## ZUSAMMENFASSUNG

Bei den Versuchen von Einblasen pulveriger Desoxydationsmittel in die verschiedenen Sorten der mittelgekohlten niedriglegierten Stähle haben wir folgende praktische Parameter, welche teilweise von der Bewertung der bestehenden Technologie, teilweise aber von der Analyse des gesamten  $O_2$ ,  $Al_2O_3$  und  $SiO_2$  Gehaltes in den nichtmetallischen Einschlüssen und des löslichen Al im Stahl herühren festgestellt:

Der Gesamtsauerstoff nach der Oxydation soll von 0.03 bis 0.04 % betragen. Dieser Betrag lässt sich bei einer Frischgeschwindigkeit von 0.02 bis 0.03 % C/min. durch das Einblasen von Sauerstoff in den Stahl einstellen. Die Menge des  $O_2$  Gehaltes nach der Oxydation hat keinen Einfluss auf die Verlängerung der normalen Auskochdauer bis zu dem praktischen Gleichgewicht zwischen [C] und [O].

Das Auskochen nach der Oxydation soll etwa 50 Minuten betragen, danach folgt das Einblasen pulveriger Desoxydationsmittel.

Der Anteil des ausgeschiedenen  $Al_2O_3$  hängt von der Temperatur am Ende der Oxydationsperiode, von der

Dauer und der Intensität des Mischens der Schmelze vor dem Abstich bzw. in der Pfanne und von der Gesamtmenge des Entstandenen  $Al_2O_3$  ab. Wenn diese Menge grösser ist, ist der spezifische Anteil des ausgeschiedenen  $Al_2O_3$  auch grösser. Die optimale Badtemperatur für ein erfolgreiches Ausscheiden liegt zwischen  $1630^\circ$  und  $1650^\circ$  C.

Durch das Einblasen von 0.09 % Aluminiumpulver (als eine Gemisch von Al und FeSi) und einem Zusatz von 0.02 % Aluminium in die Pfanne wobei die Zeit von dem Einblasen des Al-pulvers bis zu dem Abstich 7 bis 8 Minuten betragen soll, wird die Menge des Säurelöslichen Al im Stahl der ersten Giessplatte ungefähr 0.018 bis 0.025 %, was praktisch dringend nötig ist um das Kornwachstum und ein zu grosses Verhältniss zwischen dem  $Al_2O_3$  und  $SiO_2$  in den nichtmetallischen Einschlüssen zu verhindern.

Mit der genannten Praxis des Einblasens von Pulverigen Desoxydationsmitteln kann man eine normale Qualität des erzeugten Stahles erreichen bei einer Verkürzung der Refinationszeit von ungefähr 50 Minuten. Die Ausbeute an Ingesetztem Al wird um 10 bis 13 % grösser.

## SUMMARY

Pilot plant blowing of powder deoxidisers into different medium-carbon low-alloyed steels showed us practical parameters which have their origin partially in analysis of total  $O_2$ ,  $Al_2O_3$ ,  $SiO_2$  in nonmetallic inclusions, and of Al, dissolved in steel.

After deoxidation, the molten metal should contain 0.03 to 0.04 % of total  $O_2$  what could be attained by gaseous oxygen at deoxidation speed of 0.02 to 0.03 % C/min. Amount of  $O_2$  after oxidation has no influence on the prolongation of normal boiling period until equilibrium values between (C) and (O) are practically reached.

Boiling period after oxidation, preceding the blowing of powder deoxidisers, should last about 50 minutes.

Portion of formed alumina inclusions depends upon the temperature at the end of the oxidation period, upon the intensity, and upon the duration of the mixing period of molten metal before tapping, or in the ladle, and upon

the total quantity of formed alumina. The optimal temperature for successful alumina isolation lays between  $1630^\circ$  C and  $1650^\circ$  C.

In order to attain 0.018 to 0.025 % Al (soluble in acid) in the produced steel the following procedure has to be carried out:

0.09 % Al (as powder mixture Al + FeSi) should be blown in, and 0.02 % Al in metal form should be added. The time interval between the adding of powder deoxidisers and the tapping should be 7 to 8 minutes.

Content of Al 0.018 to 0.025 % is practically necessary to prevent grain growing, and a too high ratio between alumina and silica in nonmetallic inclusions.

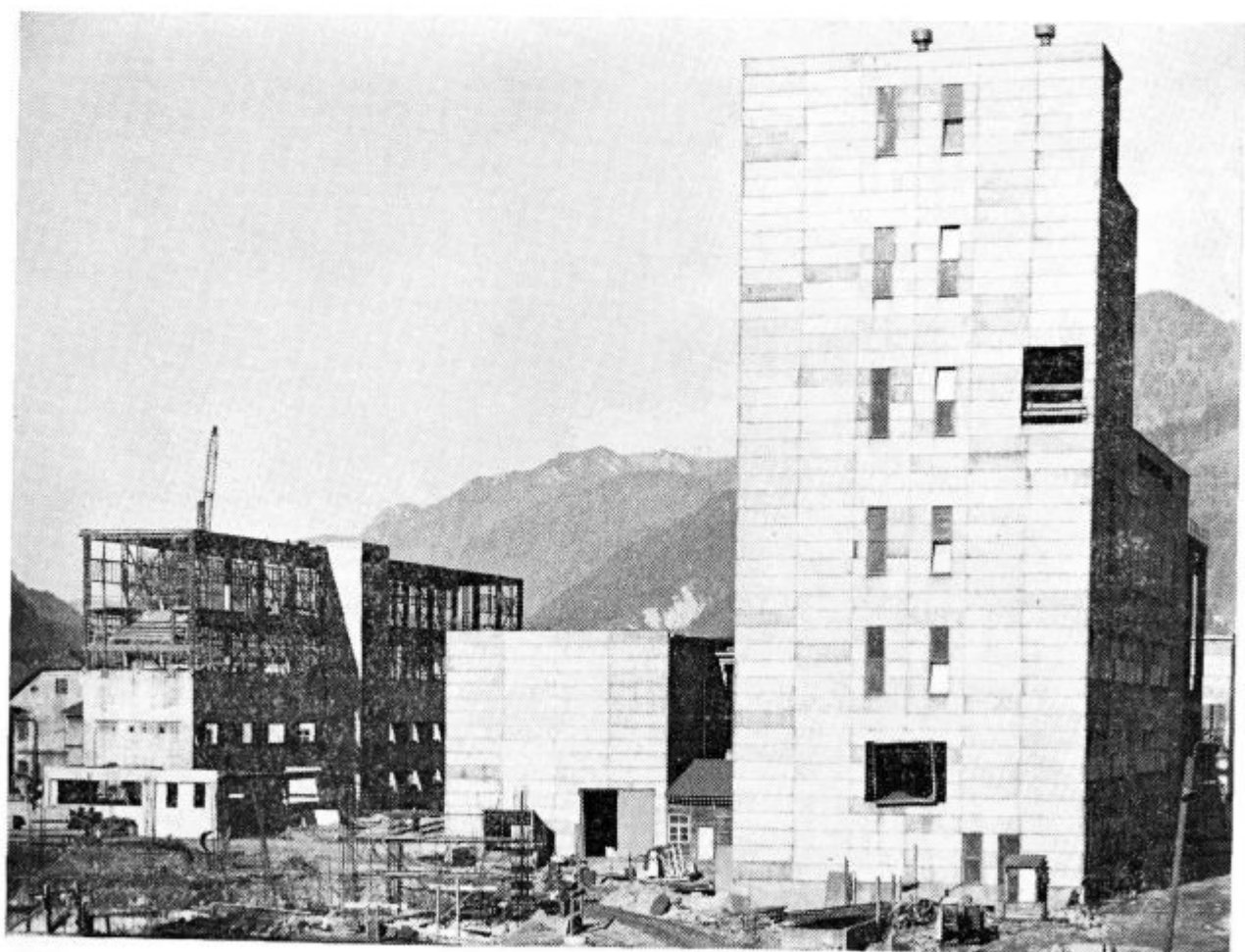
Using the described practice, normal qualities of produced steel can be obtained, and at the same time refining time can be cut down by approximately 50 minutes. Increase of yield of added Al is 10 to 13 %.

## ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Опытные продувания среднеуглеродистых низколегированных сортов стали дали следующие практические параметры, которые исходят частью из оценки технологической практики, частью из химического состава т. е. суммарного  $O_2$ ,  $Al_2O_3$ ,  $SiO_2$  в неметаллических включениях и растворенного в стали Al: 1. После окисления в расплавленном металле пусть будет 0.03—0.04 % суммарного кислорода, что можно получить струйным рафинированием газообразным  $O_2$  быстротой 0.02—0.03 % C/мин. Количество  $O_2$  после окисления не влияет на продолжительность нормального кипения до практических равновесных отношений между [C] и [O]. 2. Длительность кипения после окисления пусть будет прибл. 50 мин. после чего следует дуть порошокобразных раскиснителей. 3. Выделение компонент  $Al_2O_3$  зависит от температуры в конце окисления, от интенсивности и продолжительности перемешивания

расплавленного металла до выпуска или в ковше и от суммарного количества выделенного  $Al_2O_3$ . Оптимальная темп-ра при которой выделение ганнозема самое успешное находится в пределах  $1630—1650^\circ$  Ц. 4. При помощи продувания прибл. 0.09 % Al в форме порошка (как смесь Al + FeSi) и добавлением 0.02 % Al в форме Al-звездочек в ковш, приняв в внимание, что от ввода раскиснителей до выпуска жидкого металла в ковш должно пройти 7—8 мин. количество Al в первом поддоне стали будет прибл. 0.018—0.025 %; практически это максимальное количество выше которой происходит увеличение зёрен а также слишком большое отношение между  $Al_2O_3$  и  $SiO_2$  в неметаллических включениях. Описаным режимом можно получить сталь нормального качества с сокращением рафинировки прибл. за 50 мин. Замечено увеличение использования Al, оно представляет 10—13 %.

Motiv iz Jeseniške železarne — gradbišče nove aglomeracije



## Zamenjava niklja z manganom v 9% nikljevem jeklu

*Raziskana je možnost zamenjave niklja z manganom v 9% nikljevem jeklu za nizke temperature. Podani so rezultati mehanskih preizkusov in žilavosti pri navadni in nizkih temperaturah v odvisnosti od termične obdelave eksperimentalnih talin, kjer je bilo 2, 4 in 6% niklja zamenjanega z ekvivalentno količino mangana. Strukturne spremembe pri popuščanju so bile zasledovane z dilatometrijskimi preizkusi.*

### UVOD

Konstrukcije, izdelane iz malo ogljičnega jekla z 9% niklja (v nadaljnjem 9% Ni jeklo), so zlasti za shranjevanje in transport nekaterih utekočinjenih plinov z nizkimi kritičnimi temperaturami namenjeni rezervoarji in cisterne, predvsem za prekomorski prevoz utekočinjenega zemeljskega plina. V primerjavi z drugimi kovinskimi gradivi, ki se navadno uporabljajo za zelo nizke temperature, se odlikuje 9% Ni jeklo najprej po odlični žilavosti, katero ohrani celo pod temperaturo tekočega dušika, razen tega pa ima tudi primerno visoko mejo plastičnosti in trdnosti. Zlasti pa je ugodno, da se da 9% Ni jeklo variti brez posebnih ukrepov neposredno na gradbiščih, zaradi česar je mogoče realizirati dimenzijsko vedno večje objekte. 1

9% Ni jeklo uporabljamo v poboljšanem stanju. Kalimo ga lahko v vodi, olju ali celo na zraku. V zadnjem primeru normaliziramo dvakrat po predpisih (900° 1 h/zrak + 790° 30 min./zrak), da bi tako dosegli homogenost in drobnost kalilne strukture. Popuščamo nekaj ur v temperaturnem intervalu med 540 in 580° C.

Prav od temperature popuščanja so močno odvisne mehanske lastnosti in žilavost pri nizkih temperaturah. Nizke vrednosti žilavosti pri temperaturah popuščanja med 350 in 500° C je prisoditi izločanju karbidov pri popuščanju martenzitne strukture. Prelom je interkristalen. Pri temperaturah popuščanja nad 500° C se nam začne žilavost nepričakovano zelo izboljševati. Maksimalne žilavosti dobimo pri temperaturah popuščanja med 560 in 580° C, prelom preizkušancev pa je še popolnoma žilav. Pri višjih temperaturah popuščeno jeklo kaže znova znake krhkosti s transkristalnim lomom. Pri optimalni žilavosti so vrednosti meje plastičnosti in trdnosti najnižje, vendar še vedno zelo ugodne t. j. okrog 60 kp/mm<sup>2</sup> za mejo plastičnosti in nad 70 kp/mm<sup>2</sup> za trdnost, tako da pri ohladitvi na nizke delovne temperature nastale

termične napetosti ne povzročijo še nobenih plastičnih deformacij v konstrukciji.

Izvrstno žilavost pri nizkih temperaturah povežemo s pojavom, da dobimo pri popuščanju 9% Ni jekla v omenjenem temperaturnem intervalu že delno avstenit, ki tudi po ohladitvi ostane nespremenjen v strukturi. To je vsekakor strukturna posebnost, saj so omenjene temperature precej nižje od temperature konvencionalno določene točke Ac<sub>1</sub>.

V strukturi nastopa avstenit v obliki prav majhnih otočkov, katere je možno opaziti le z elektronskim mikroskopom. Količina nastalega avstenita je odvisna od temperature in časa popuščanja, pri čemer se spreminja hkrati tudi njegova stabilnost. Maksimalne žilavosti pri nizkih temperaturah dobimo takrat, ko nastane pri popuščanju med 15 in 20% avstenita, ki ostane pri ohladitvi do temperature tekočega dušika stabilen.

Pri temperaturah popuščanja nad 580° C nastaja avstenit zelo hitro in v večjem obsegu, je pa manj stabilen in se zato pri ohlajanju do navadne ali nizke temperature že delno ali v celoti spremeni v martenzit, hkrati pa se poslabša predvsem žilavost.

Navzočnost stabilnega avstenita je torej pomembna, da obdrži jeklo visoko žilavost pri nizkih temperaturah, vendar razlage tega pojava še niso enotne. Tudi neposrednega razmerja med količino avstenita in žilavostjo ni mogoče najti, čeprav sta vsekakor vzročno povezana.

Pri nadaljevanju naših raziskav nas je zanimala možnost zamenjave niklja v 9% Ni jeklu z manganom.

Enako kot Ni je Mn gamagen element. Zato bi v jeklih, v katerih bi bil del niklja zamenjan z manganom, morali nastopati med popuščanjem podobni strukturni pojavi, t. j. predčasno nastajanje avstenitne faze. Podobno kot Brophy in Miller za 9% nikljevo jeklo sta Bailey in Harris ugotovila za jeklo Mn-Ni-Mo (3,5 Mn, 2,5 Ni in 0,5 Mo), da zares nastaja avstenit pri popuščanju pod konvencionalno točko Ac<sub>1</sub>. Poznejših podobnih raziskav o jeklih Mn-Ni v literaturi nismo zasledili, zato smo hoteli ugotoviti, v kolikšni meri so si podobni strukturni pojavi, kadar zamenjamo del niklja v 9% Ni jeklu z Mn, in kakšne so mehanske lastnosti teh po sestavi spremenjenih jekel, predvsem žilavost pri nizkih temperaturah.

Rezultati bi nam dali odgovor, ali je zamenjava niklja z manganom v 9% Ni jeklu možna in enako-

vredna. Razen tega pa bi dobili vsekakor nekatere izhodiščne ugotovitve za nadaljnje raziskave in pojasnitve, tako o vlogi avstenita v strukturi, kot o vplivu niklja samega na žilavost pri nizkih temperaturah.

Prva osnovna raziskava naše naloge je bila primerjava nekaterih mehanskih lastnosti med talinami, v katerih je različni odstotek Ni zamenjan z manganom, v odvisnosti od temperature popuščanja. Te preizkuse dopolnjuje istočasno zasledovanje nastajanja avstenita med popuščanjem z dilatometrijskimi in drugimi metodami.

## MATERIAL ZA PREIZKUSE

### Sestava in izdelava eksperimentalnih talin

Za namene preiskave smo predvideli izdelavo več eksperimentalnih talin. Osnovna talina naj bi imela okvirno sestavo 0,08 % C, 9 % Ni in 0,5 % Mn. Pri naslednjih talinah pa bi nadomeščali postopoma 2, 4 in končno 6 % Ni z ekvivalentno količino Mn. Določili bi jo tako, da bi pri zamenjavi Ni z Mn obdržali enako temperaturo martenzitne točke  $M_s$ .

Iz Kaufmanove enačbe za izračunavanje martenzitne točke na osnovi kemične sestave jekla:

$$M_s (^\circ\text{C}) = 561 - 474C - 33Mn - 17Ni - 17Cr - 21Mo$$

sledi da je 1 % Ni ekvivalenten 0,5 % Mn.

Taline smo izdelali v 20 kg visokofrekvenčni peči na Metalurškem inštitutu, in sicer na zraku; pomirjene so bile z Al v prebitku.

Predvideno in resnično kemično sestavo izdelanih talin prikazuje tabela 1.

Tabela 1 — Kemična sestava eksperimentalnih talin

Oznaka taline	Predvidena sestava	C	Resnična sestava %				
			Si	Mn	Ni	Al <sub>kisl.</sub>	Al <sub>net.</sub>
A	9 Ni - 0,5 Mn	0,10	0,39	0,30	8,94	0,045	0,005
B	7 Ni - 1,5 Mn	0,056	0,13	1,50	7,18	0,006	0,002
C	5 Ni - 2,5 Mn	0,086	0,15	2,22	5,08	Σ Al > 0,10	
D	3 Ni - 3,5 Mn	0,048	0,15	3,80	3,05	0,003	0,002

V pogledu vsebnosti Ni in Mn so taline sorazmerno dobro zadete, čeprav v vseh primerih odgor mangana ni bil procentualno enako velik. Taline izkazujejo majhno razliko v Si in Al. Pri talini C smo po raztalitvi vzeli vzorec za analizo na Mn. Med čakanjem na rezultat je bila talina večkrat dezoksidirana z Al, tako da je končna vsebnost Al narasla celo nad 0,1 %.

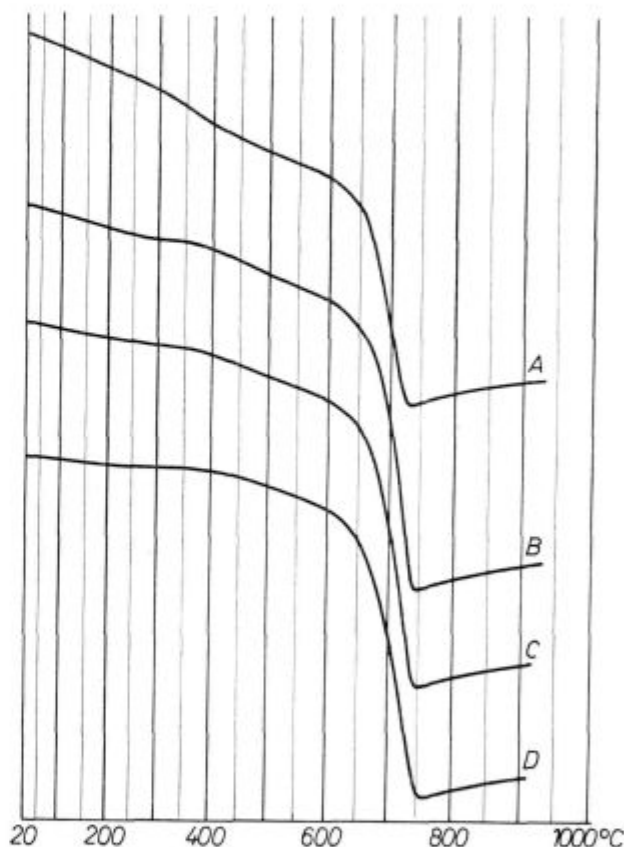
Popolnejša analiza na oligoelemente nam pokaže, da je vsebnost S pod 0,025 %, P pod 0,015 % in Cr pod 0,05 %. Vsebnost Cu se giblje med 0,20 do maks. 0,23 %.

Ingoti so bili vroče valjani v ploščati profil 12 × 70 mm. Vsi ingoti so se dali valjati brez težav.

Iz zvaljanega ploščatega profila so bili izrezani v vzdolžni smeri surovi vzorci za vse vrste preizkusov. Sele po opravljeni termični obdelavi na teh vzorcih so bili izdelani natezni, žilavostni in drugi preizkušanci v končni obliki, ki je predpisana za te preizkuse. Surovi vzorci za žilavostne poizkuse so bili tako označeni, da je bilo pozneje pri dodelavi na mero, možno izdelati zarezo brez pomote vedno v smeri debeline ploščatega profila.

### Termična obdelava

Premenske točke talin A, B, C in D so bile določene po dilatometrijskih krivuljah, posnetih s Chevernardovim dilatometrom po diferenčni metodi. Hitrost ogrevanja je znašala 300°/h do 925° C. Na sliki 1 prikazane krivulje kažejo za vse taline podobne značilnosti. Začetek avstenitizacije ni izrazil pri nobeni talini, zato je težko ugotoviti vpliv zamenjave niklja z manganom na začetek tvorbe avstenita. Izkaže se pa, da se konec premene premakne k višjim temperaturam, čim več niklja je zamenjanega z Mn.



Slika 1  
Diferencialne dilatometrijske krivulje za določitev premenskih točk

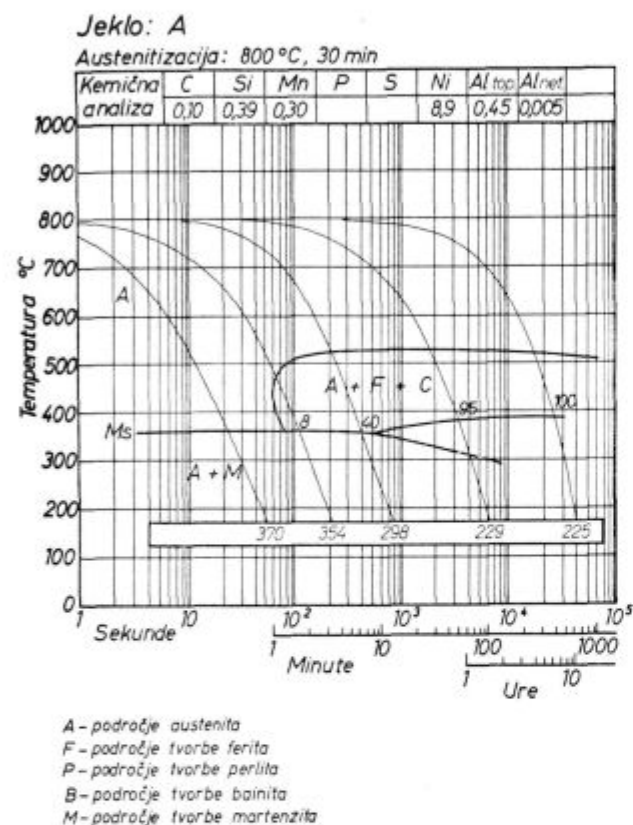
Povečanje hitrosti ogrevanja vpliva na histerezo premenskih točk pri segrevanju, vendar so bile točke  $A_c3$  vseh talin še vedno pod 800° C.

Iz gornjih ugotovitev smo povzeli, da lahko vzamemo za termično obdelavo vseh talin enotno temperaturo avstenitizacije 800° C.

Diagrami TTT za kontinuirno ohlajanje nam dajejo praktične podatke za termično obdelavo jekel, hkrati pa so primerni za medsebojno primerjavo kaljivosti jekel.

Za vse naše taline so bili izdelani kontinuirni diagrami TTT na osnovi dilatometrskih preizkusov: za velike hitrosti ohlajanja so bili ti izvršeni na Wever-Rosejevem dilatometru, za manjše hitrosti pa na Chevenardovem dilatometru.

Avstenitizacija 30 min. pri 800°C. Diagrami za taline A, B, C in D so prikazani na slikah 2 a, b, c in d.

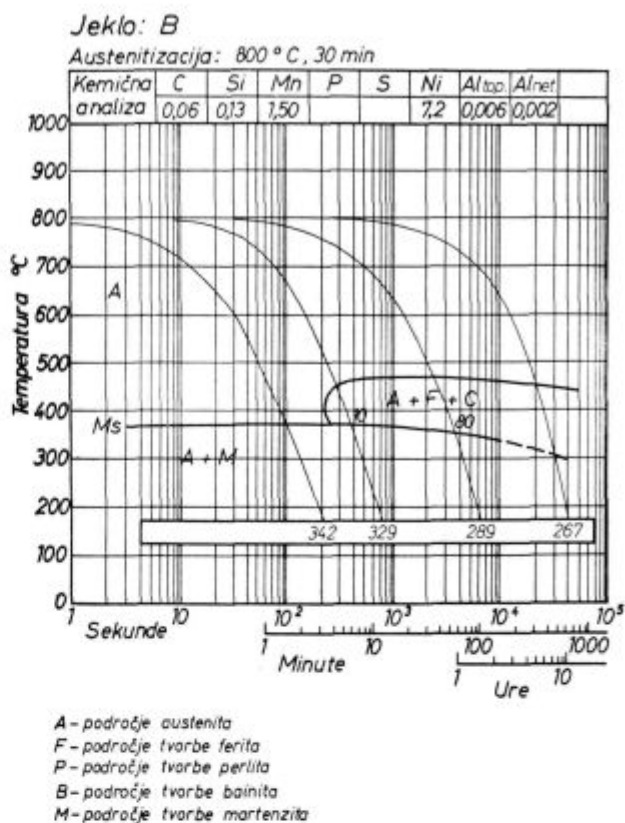


Slika 2  
Diagrami TTT za kontinuirno ohlajanje

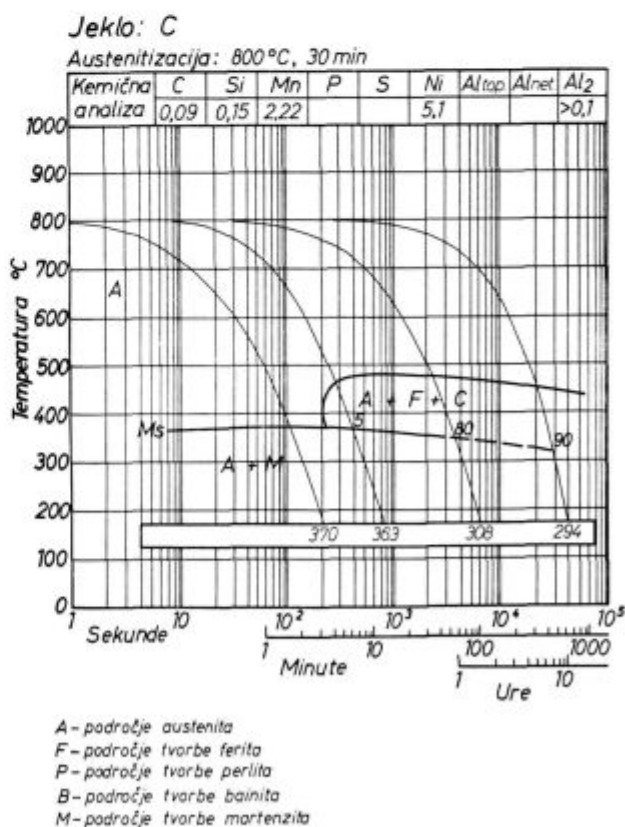
a) talina A: 9,0 % Ni, 0,3 % Mn

Diagram TTT taline A (9 % Ni, 0,3 % Mn) se razlikuje od znanega diagrama za 9 % Ni jeklo, izdelanega pri IRSIDU (N9) v tem, da ima slabšo prekalilnost in je zato bainitsko področje pomaknjeno bolj proti levi, proti večjim hitrostim ohlajanja. Vendar imamo pri ohladitvi preizkušanca v Wever-Rosejevem dilatometru na zraku že skoraj popolnoma martenzitno strukturo. Po počasnih ohlajanjih opazimo pri tej talini tudi znatno večji padec trdote.

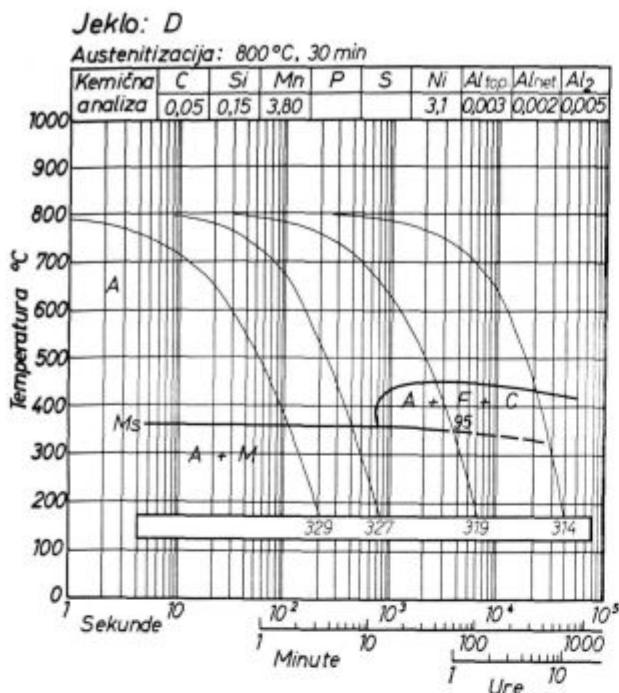
Taline, v katerih je nikelj zamenjan z ekvivalentno količino Mn (B, C in D) imajo zelo podobne diagrame TTT kot omenjeni IRSIDov diagram za 9 % Ni jeklo (N9).



b) talina B: 7,2 % Ni, 1,5 % Mn



c) talina C: 5,1 % Ni, 2,2 % Mn



d) talina D: 3,1 % Ni, 3,8 % Mn

Da bi izhajali iz čim bolj enakovrednih kalilnih struktur smo se odločili, da enotno ohlajamo preizkušance vseh talin po avstenitizaciji v vodi.

Preizkušanci so bili segreti na temperaturo avstenitizacije 800°C v solni kopeli. Čas držanja pri tej temperaturi je bil 1 ura. Sledilo je kaljenje v vodi.

Temperature popuščenja so bile med 200 in 650°C. Po popuščenju so bili vedno vsi preizkušanci ohlajeni v vodi. Razen tega smo se dosledno držali načela, da je treba popuščati preizkušance iz vseh preiskovanih talin pri enaki temperaturi vedno istočasno, ker dobimo le tako enake pogoje za primerjavo lastnosti med posameznimi talinami. To je zlasti pomembno, če so ti odvisni od količine med popuščenjem nastalega avstenita.

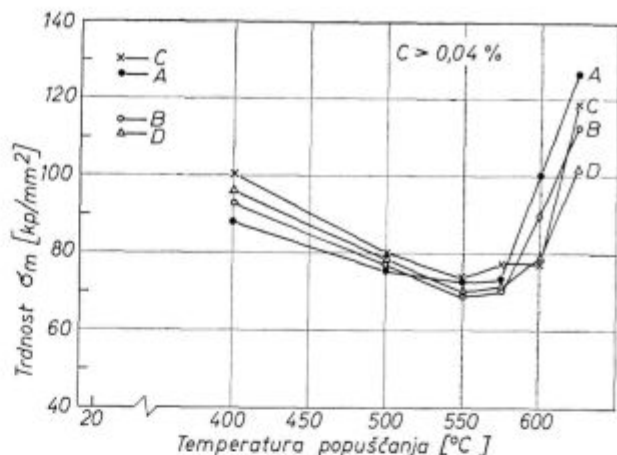
## REZULTATI MEHANSKIH PREIZKUSOV

### Natezni preizkusi

Temperature popuščenja nateznih preizkušancev so bile med 400 in 625°C, čas popuščenja 4 h.

Rezultati nateznih preizkusov so navedeni v diafragično na sliki 3.

Trdnost v kaljenem stanju je za talini A in C nekoliko večja kot za talini B in D, kar je razumljivo zaradi vsebnosti ogljika na zgornji meji. S temperaturo popuščenja se trdnost zmanjšuje, minimalne vrednosti, ki so med 70 in 75 kp/mm<sup>2</sup>, pa dobimo za vse taline pri popuščenju med 550



Slika 3  
Vpliv temperature popuščenja na natezno trdnost eksperimentalnih talin

in 575°C. Pri višjih temperaturah se trdnost spet naglo povečuje. Pri talinah A in B dosežemo po popuščenju na 625°C že enake vrednosti kot v kaljenem stanju, medtem ko imata talini C in D, torej z večjim % zamenjanega niklja, nekoliko manjše vrednosti. Pri teh dveh talinah se namreč področje minimuma trdnosti razteguje še na temperaturo popuščenja 600°C.

Znano zakonitost kažejo tudi meje plastičnosti. Mejo plastičnosti je bilo mogoče določiti le pri preizkušancih, popuščenih med 400 in 575°C, ker se je takrat pokazala kot naravna meja. Preizkušanci v kaljenem stanju in popuščeni pri 625°C ter nekateri pri 600°C niso pokazali naravne meje plastičnosti.

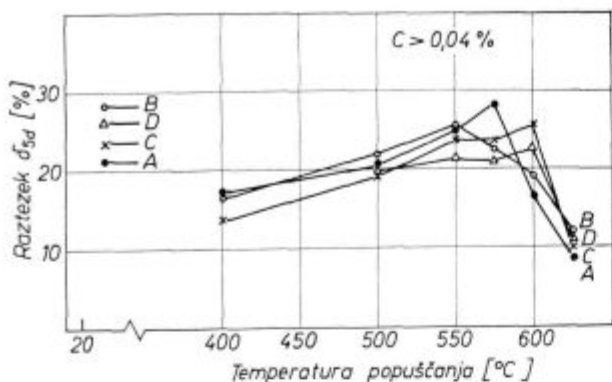
V tabeli 2 navajamo meje plastičnosti, katere dobimo s popuščenjem pri temperaturah 550, 575 in 600°C.

Tabela 2 — Meje plastičnosti po popuščenju

Oznaka taline	Predvidena sestava	Meja plastičnosti $\sigma_p$ , kp/mm <sup>2</sup>		
		550° 4 <sup>p</sup>	575° 4 <sup>p</sup>	600° 4 <sup>p</sup>
A	9 Ni - 0,3 Mn	64,2	60,0	—
B	7 Ni - 1,5 Mn	62,4	65,5	—
C	5 Ni - 2,5 Mn	66,4	—	70,2
D	3 Ni - 3,5 Mn	63,0	65,6	61,6

Raztezek  $\delta_5$  (slika 4) kaže za vse taline podobno zakonitost v odvisnosti od temperature popuščenja, vendar v nasprotnem smislu kot pri natezni trdnosti. Po popuščenju pri 575°C so maksimalni raztezki okrog 25%. Tudi tu imata talini C in D po popuščenju pri temperaturi 600°C še vedno velike raztezke.

Za eksperimentalne taline je možno reči, da zamenjava niklja z manganom ne vpliva na meje plastičnosti, natezne trdnosti in raztezke. Pri vseh teh talinah dobimo, kot pri normalnem 9% Ni



Slika 4

Vpliv temperature popuščenja na raztezek eksperimentalnih talin

jeklu, minimalne trdnosti ter maksimalne raztezke v intervalu popuščenja med 550 in 575°C. Razlike mehanskih vrednosti med posameznimi talinami so zelo majhne in ne dovoljujejo sklepanja o karšnem koli vplivu zamenjave.

Pri talinah, v katerih je več niklja nadomeščena z manganom, dobimo premik področja minimuma trdnosti in maksimuma raztezka k nekoliko višjim temperaturam popuščenja (600°C).

Minimum trdnosti in meje plastičnosti dobimo v 9% Ni jeklu prav pri popuščenju med 550 in 580°C, torej ko nastane maksimalna količina stabilnega avstenita. Vsaka delna ali celotna premena avstenita v martenzit povzroči spremembo mehanskih lastnosti. Trdnost talin A in B pri temperaturi popuščenja 600°C se poveča zato, ker se nastali avstenit spremeni pri ohladitvi do navadne temperature. V talinah C in D pa je avstenit še stabilen po ohladitvi do navadne temperature in se spremeni v martenzit šele po ohladitvi v tekočem dušiku, trdnost pa naraste za skoraj 20 kp/mm<sup>2</sup>. Po tem sklepamo, da je avstenit, ki je nastal pod enakimi pogoji popuščenja v talinah C in D, stabilnejši.

Rezultati mehanskih preizkusov v odvisnosti od temperature popuščenja kažejo enako zakonitost, kakršno poznamo pri normalnem 9% Ni jeklu iz literature in prejšnjih lastnih preiskav; zato smemo vzeti, da so mehanske lastnosti tudi v talinah, v katerih zamenjuje del niklja mangan, odvisne od količine in stabilnosti med popuščenjem nastalega avstenita.

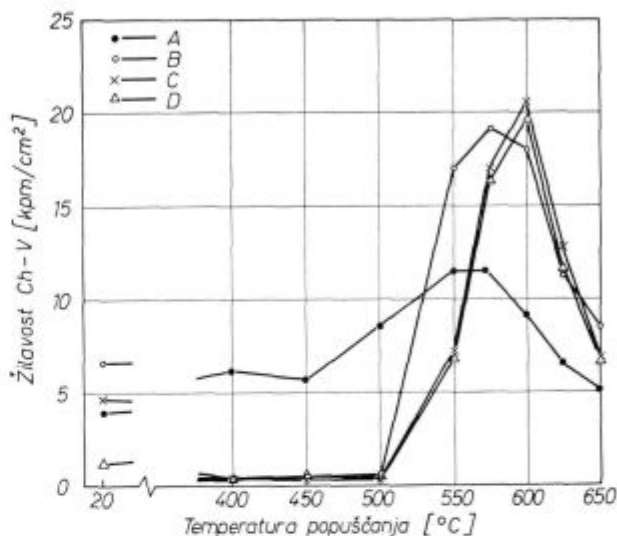
### Preizkusi žilavosti

Surovi preizkušanci, obdelani na dimenzijo 10,5 × 10, 5 × 55 so bili popuščeni pri temperaturah 200, 300, 400, 450, 500 ter od 550 do 650°C v intervalu po 25°C. Popuščenje je trajalo 6 ur. Ohlajanje po popuščenju v vodi; nekateri preizkušanci, popuščeni pri 575°C in čez, pa so bili še 20 minut dodatno ohlajeni v tekočem dušiku (dodatna oznaka N<sub>2</sub> liq).

Po termični obdelavi in dodelavi so vsi preizkušanci imeli zarezo Ch-V v smeri debeline ploščatega profila, iz katerega so bili vzeti.

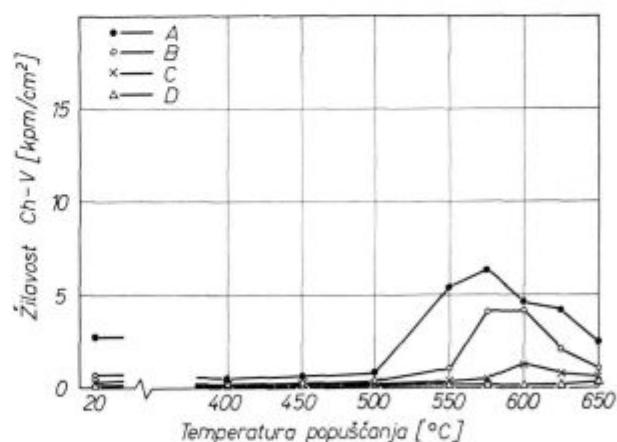
Preizkušanje udarne zrezne žilavosti smo izvršili v glavnem pri dveh temperaturah: pri navadni temperaturi in pri temperaturi tekočega dušika s po dvema preizkušancema. Pri temperaturi 575 in 600°C smo popuščali še večje število preizkušancev, da smo lahko izdelali za ti dve temperaturi popuščenja popolne krivulje temperaturne odvisnosti žilavosti.

Na sliki 5 grafično prikazujemo odvisnost zrezne žilavosti Ch-V pri navadni temperaturi in na sliki 6 pri temperaturi tekočega dušika v odvisnosti od temperature popuščenja.



Slika 5

Vpliv temperature popuščenja na zrezno žilavost Ch-V pri navadni temperaturi



Slika 6

Vpliv temperature popuščenja na zrezno žilavost Ch-V pri temperaturi -196°C

Pri navadni temperaturi preizkušanja vidimo, da pride do padca žilavosti v intervalu med 300 in 500°C, razen pri talini A, v kateri ostanejo vrednosti v primerjavi s kaljenim stanjem nespremenjene. Žilavost se začne boljšati pri popuščenju nad 500°C do maksimuma pri nekako 575°C, potem se spet poslabša. Talinam, v katerih je nikelj zame-

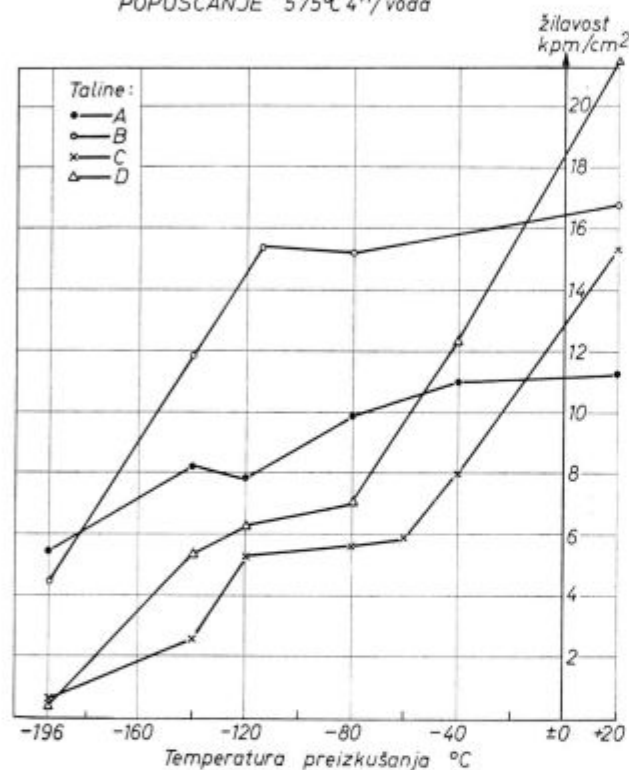


njan z manganom, se žilavost izredno močno poveča, celo daleč nad vrednosti za talino A pri temperaturah popuščenja med 550 do 600° C.

Pri preizkušanju pri temperaturi tekočega dušika (slika 6) ostane žilava po popuščenju med 550 in 575° C le talina A, torej talina z normalno vsebnostjo niklja, in delno talina B z 2 % zamenjanega niklja, medtem ko so druge taline, v katerih je nikelj v večji meri zamenjan z manganom, praktično že krhke.

Boljšo primerjavo žilavosti v odvisnosti od zamenjave niklja z manganom nam omogočajo popolne krivulje temperaturne odvisnosti žilavosti za preizkušance, popuščene pri 575° C (slika 7).

POPUŠČANJE 575°C 4<sup>h</sup>/voda



Slika 7

Temperaturna odvisnost žilavosti Ch-V za preizkušance popuščene pri temperaturi 575° C

Krivulje kažejo, da je po zamenjavi niklja z manganom žilavost jekla pri navadni temperaturi mnogo večja, da je pa zato nagib krivulje temperaturne odvisnosti žilavosti teh talin (B, C, D) bolj strm, torej postanejo jekla z modificiranimi sestavami krhka že v intervalu med -150° C in -196° C, medtem ko ostane normalno 9 % Ni jeklo (talina A) žilavo še pri temperaturi tekočega dušika.

Naša eksperimentalna talina z normalno vsebnostjo niklja 9 % (talina A) ima v primerjavi z dosedaj znanimi rezultati žilavosti za 9 % nikljevega jekla manjše vrednosti žilavosti pri navadni temperaturi (10–12 kpm/cm<sup>2</sup> proti običajnim 18 do 22 kpm/cm<sup>2</sup>). Pri temperaturi tekočega dušika se vrednosti žilavosti ne razlikujejo od znanega pov-

prečja. Ugotovili smo, da je vzrok temu nekoliko manjši % Mn (0,30 %), kot je sicer v 9 % Ni jeklu običajen (0,60 %).

V odvisnosti od temperature popuščenja kažejo vsa preiskovana jekla podoben potek žilavosti. Padcu žilavosti pri popuščenju med 300 in 500° C sledi močno izboljšanje žilavosti pri popustnih temperaturah med 550 do 600° C, nakar se začne žilavost spet slabšati. Zamenjava niklja z manganom vpliva na spremembo žilavosti pri navadni temperaturi toliko, da se s povečanjem zamenjave temperaturni interval izboljšanja žilavosti raztegne k višjim temperaturam popuščenja. Ta premik je povezan z večjo stabilnostjo avstenita v teh talinah po popuščenju na 600° C.

Ugotavljamo, da zamenjava niklja z manganom ugodno vpliva na žilavost pri navadni temperaturi, medtem ko ostane nikelj v jeklu pri nizkih temperaturah nepogrešljiv element za ohranitev dobre žilavosti.

### STRUKTURNI POJAVI PRI POPUŠČANJU

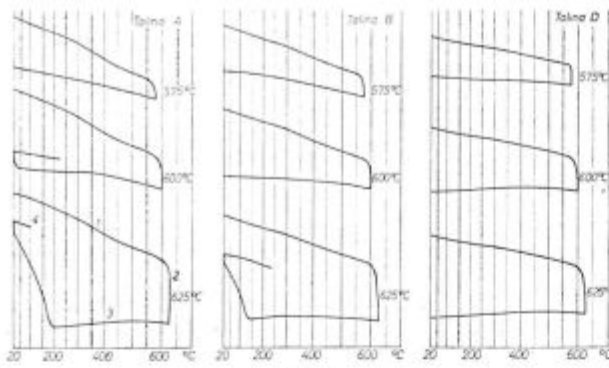
Da so mehanske lastnosti odvisne od strukturnih sprememb pri popuščenju, smo potrdili z zasledovanjem teh pojavov z različnimi metodami, navajamo pa le rezultate dilatometriških preizkusov. Z njimi smo ugotavljali in zasledovali tako formiranje avstenita med popuščenjem, kot njegovo stabilnost pri poznejšem ohlajanju. V ta namen smo dilatometriške preizkušance, predhodno kaljene z 800° C v vodi, popuščali pri 575° C, 600 in 625° C, to je pri temperaturi, ko dobimo v normalnem 9 % Ni jeklu največ stabilnega avstenita (575° C) in dalje pri temperaturah, ko se nastali avstenit med ohlajanjem delno ali v celoti pretvori v martenzit (600 in 625° C).

Preizkuse smo izvedli tako, da smo dilatometriške preizkušance vložili v mrzlo peč, v peči ogrevali do želene temperature in držali, da je skupni čas ogrevanja in držanja pri temperaturi znašal 6 ur, nato pa s pečjo ohladili.

Chevenardov dilatometer, model 55, ki ga imamo na Metalurškem inštitutu, nima dodatne naprave, s katero bi lahko zasledovali strukturne spremembe pri konstantni temperaturi v časovni odvisnosti. Preizkusi, ki smo jih izvršili, da bi ugotovili nastajanje avstenita ob večurnem popuščenju pri različnih temperaturah so zato registrirani brez indikacije časa.

Na sliki 8 so označeni posamezni odseki na eni izmed dobljenih dilatometriških diferencialnih krivulj (talina A — 625° C), in sicer pomenijo:

- 1 — ogrevanje,
- 2 — zadrževanje pri temperaturi popuščenja,
- 3 — ohlajenje (z martenzitno premeno) in
- 4 — po potrebi ponovno segrevanje, do navadne temperature, kadar se nam je del avstenita že pretvoril v martenzit.



Slika 8

Dilatometrijske krivulje za popuščanje pri temperaturah 575, 600 in 625° C

Če primerjamo med seboj dilatometrijske krivulje pri popuščanju talin A, B in D opazimo, da dobimo stabilen avstenit pri talini A le še pri temperaturi popuščanja 575° C, pri višjih temperaturah nastali avstenit pa se pričenja pretvarjati v martenzit že med ohlajanjem do navadne temperature. Za 6-urno popuščanje pri 600° C je martenzitna točka  $M_s$  pri +50° C, za popuščanje pri 625° C pa že skoraj pri +200° C.

Za taline, v katerih je nikelj zamenjan z manganom (B, C, D), se pod enakimi popustnimi pogoji premakne področje stabilnega avstenita k višjim temperaturam popuščanja. Na osnovi presoje dilatometrijskih krivulj za enaka popuščanja vse kaže, da je stabilnost nastale avstenitne faze toliko večja, kolikor večji je odstotek zamenjanega niklja z manganom. Tako ostane do navadne temperature stabilen ves avstenit, ki je nastal pri popuščanju taline B pri 600° C, pri talini D pa celo pri 625° C. Takšen sklep pa bi bilo možno napraviti korektno le v primeru, da so bile enake tudi količine nastalega avstenita med popuščanjem pri istih temperaturah.

## SKLEPI

Izdelali smo več eksperimentalnih talin 9 % Ni jekla, pri katerih smo nadomestili 2, 4 in 6 % niklja z ekvivalentno količino mangana. Ekvivalent je bil določen na podlagi enačbe za enakost temperature martenzitne točke  $M_s$ .

Na kaljivost in prekaljivost zamenjava niklja z ekvivalentno količino mangana bistveno ne vpliva, če upoštevamo, da se poslabša prekalilnost normalnega 9 % Ni jekla, ko vsebuje manj kot 0,3 % Mn namesto običajnih 0,6 % Mn. Popustni pojavi so podobni tistim, katere poznamo pri normalnem 9 % Ni jeklu. Avstenit se tvori pri popuščanju nad 500° C v odvisnosti od časa in temperature popuščanja.

Ugotovili smo, da je avstenit pod enakimi pogoji popuščanja toliko stabilnejši, kolikor več je zamenjanega niklja z manganom, vendar pri tem ni bil upoštevan vpliv količine nastalega avstenita na stabilnost. Pri talinah z več zamenjanega niklja dobimo stabilni avstenit še pri višjih temperaturah popuščanja.

Trdnost in raztezek sledita nastajanju avstenita in njegovi stabilnosti. Minimalne trdnosti, katere dosežemo po popuščanju za doseg optimalne žilavosti, so med 70 in 75 kp/mm<sup>2</sup>, meje plastičnosti 60 do 65 kp/mm<sup>2</sup>, optimalni raztezki pa 22 do 25 %.

Razlike rezultatov med posameznimi talinami so tako majhne, da po njih ne moremo sklepati, da bi vplivala zamenjava niklja z manganom kakorkoli na trdnostne lastnosti tako modificiranih jekel.

Zamenjava Ni z manganom ugodno vpliva na žilavost pri navadni temperaturi, pri temperaturi tekočega dušika pa so kljub optimalnim pogojem popuščanja, že krhka vsa jekla, v katerih je bilo zamenjanega več kot 2 % niklja z manganom. Mangan torej ne more uspešno zamenjati niklja v jeklih, ki naj bi bila žilava tja do temperature tekočega dušika.

## ZUSAMMENFASSUNG

Im Behälterbau für den Transport und Aufbewahrung der verflüssigten Gase bei niedrigen Temperaturen wird wegen seiner günstigen mechanischen Eigenschaften besonders wegen seiner hohen Zähigkeit bis zu der Temperatur des flüssigen Stickstoffes, der niedriggekohlte 9 % Nickelstahl gebraucht.

Wir versuchten festzustellen in wieweit es möglich ist im 9 % Nickelstahl den Nickel mit einer äquivalenten Menge von Mangan zu ersetzen und wie sich diese Substitution auf die strukturellen Umwandlungen beim Anlassen und damit auf die mechanischen Eigenschaften, besonders auf die Zähigkeit bei niedrigen Temperaturen auswirkt.

Die chemische Zusammensetzung unserer Versuchsschmelzen im Gewicht von 18 kg haben wir so geändert, dass wir 2, 4 und 6 % Nickel mit einer äquivalenten Menge von Mn (1,2 bzw. 3 % Mn) ersetzen. Den Äquivalent zwischen Nickel und Mangan haben wir deshalb ausgerechnet damit alle Schmelzen eine unveränderliche Temperatur der Martensitumwandlung hätten.

Die thermische Bearbeitung der Proben für die Untersuchung der Festigkeitseigenschaften und der Zähigkeitsbestimmung war sehr vielseitig. Wir verfolgten vor allen die Variationen der Festigkeitseigenschaften und der Zähigkeit in Abhängigkeit von der Anlasstemperatur.

Die Prüfergebnisse der Festigkeitsuntersuchung der Härtemessungen und Zähigkeitsuntersuchungen bei verschiedenen Temperaturen zeigen, dass bei allen überprüften Stahlzusammensetzungen der Anlasstemperaturintervall für die Erreichung optimaler Gebrauchseigenschaften ungefähr der selbe ist wie bei dem gewöhnlichen 9 % Nickel Stahl. In Hinsicht der Zugfestigkeit der Streckgrenze und der Bruchdehnung sind keine Differenzen zwischen den Schmelzen zu beobachten, jedoch aber in den absoluten Werten der Zähigkeit und der Übergangstemperaturen. Der Umtausch des Nickels mit Mangan hat einen günstigen Einfluss auf die Zähigkeit bei der Zimmertemperatur, bei den niedrigen Temperaturen ist der Nickel nicht umtauschbar, wenn der Stahl zähig bleiben soll.

Die Strukturänderungen beim Anlassen haben wir mit verschiedenen Methoden verfolgt.

Bei allen Schmelzen haben wir beim Anlassen mit den Dylatometerproben ähnliche Strukturerscheinungen

festgestellt, dass heisst ein vorzeitiges Auftreten der austenitischen Phase, jedoch ist bei den Schmelzen wo mehr Nickel mit Mangan umgetauscht worden ist der auftretende Austenit beständiger.

## SUMMARY

Low-carbon steel with 9% Ni (9% Ni steel) is used for building storage and transport installations for liquified gases at low temperatures because of very favourable mechanical properties, especially since this steel has high impact toughness still at so low temperatures as the temperature of liquid nitrogen is.

Possibility was sought to substitute nickel with an equivalent quantity of manganese, and investigations were made to determine how this substitution influences the microstructure changes at tempering, and consequently how much mechanical properties are changed, especially the impact toughness at low temperatures.

In experiments, composition of 18 kg of molten metal was changed by substituting 2, 4, and 6% Ni with an equivalent quantity of Mn (1, 2, and 3% Mn respectively). The equivalent quantity of manganese was determined so that martensite transformation temperature would remain the same.

Various heat treatment was used for specimens in the impact toughness determinations. Intensive studies

were made on variation of mechanical properties and impact toughness, depending on tempering temperature.

Results of tensile tests, hardness measurements, and impact toughness measurements show that the tempering temperature interval is the same for all tested steels if optimal qualities of steel are wanted to be achieved. Tensile strength, yield point and elongation do not differ from melt to melt. Differences are observed in absolute values of impact toughness and transformation temperatures. Substitution of nickel by manganese has favourable influence on impact toughness at room temperature, on the other hand, nickel should not be substituted if suitable impact toughness had to be preserved at low temperatures.

Diferent methods were used to follow structure changes during tempering. For all alloys appearance of similar microstructures at tempering i.e. premature appearance of the austenitic phase, was determined by dilatometric analysis. In the alloys, where a greater amount of nickel was substituted by manganese, the formed austenite is more stable.

## ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Вследствии хороших механических свойств, в особенности что этот сорт стали сохраняет высокую вязкость при низких темпер-ах до темпер-ы жидкого азота, низкоуглеродистую сталь с 9% Ni употребляют для постройки сооружений для хранения и транспорт жидких газов. Цель исследования была установить: есть ли возможность замещения Ni с эквивалентным количеством Mn и также, какое действие оказывает это замещение на структурные изменения при отпуске, а в связи с этим, на механические свойства, в особенности на вязкость стали при низких темпер-ах. Во время испытания экспериментальных плавках веса 18 кг. заменяли 2, 4 и 6% Ni с эквивалентным количеством марганца (1, 2 и 3% Mn). Эквивалент между Ni и Mn вычислен для того что бы все плавки имели одинаковую темпер-у распада мартензита. Термообработка проб предназначена для определения механических свойств и вязкости была очень разнообразна. Особенное внимание

посвящено изменением механических свойств и вязкости в зависимости от темпер-ы отпуска. Полученные результаты на прочность, измерения твердости и вязкости при различных темпер-ах показали, что при всех испытанных проб стали темпер-ый интервал отпуска для получения необходимых механических свойств приблизительно тот же как при 9% Ni-стали. При прочности, пределе пластичности и растяжением между плавками не было разниц. Разницы замечены лишь при абсолютных величин вязкости и переходных темпер-ах. Замещение Ni с Mn хотя и положительно влияет на вязкость при обыкновенной темпер-ы но при низких темпер-ах Ni незаменимый: вязкость стали уменьшается. С разными методами определены структурные изменения при отпуске. Дилатометрическим методом определено, что при отпуске получена схожая структура, но с увеличением Mn на счет Ni полученный аустенит более стабильный.

## Obdelava domačih avtomatskih zlitin z rezili

V sestavku je na kratko prikazano stanje v naši industriji aluminija z ozirom na naše prirodne rudne možnosti ter razvoj in osvajanje avtomatskih aluminijevih zlitin pri nas.

### UVOD

Jugoslovanski rudniki boksita dajejo letno okrog 2 milijona ton rude. Domače tovarne predelajo boksita le za 100.000 ton glinice, primarnega aluminija pa proizvedemo le okrog 43.000 t. Pretežna večina boksita gre torej v izvoz.

V svetovnem merilu sodelujemo pri pridobivanju boksita s 5 %, pri pridobivanju primarnega aluminija z 0,6 % ter pri izdelavi Al-polproizvodov z 0,8 %. Z ozirom na naše rudno bogastvo je proizvodnja 2 milijona ton boksita letno primerna proizvodnja, znatno pa zaostajamo v proizvodnji primarnega aluminija in aluminijevih polproizvodov.

Naša aluminijevska industrija je usmerjena pretežno v izvoz. Tako se izvažata 80—90 % proizvodnje boksita ter približno 45 % proizvodnje aluminijevih polproizvodov. Kot eden od glavnih razlogov za ta velik izvoz bi lahko omenili neuskkljenost proizvodnih kapacitet v posameznih fazah proizvodnje (proizvodnja boksita odgovarja proizvodnji ca. 450.000 do 500.000 t aluminija, dejansko ga pa proizvedemo 10-krat manj). Nadaljnji faktor je premajhna razvitost domačega trga oz. nizek nivo potrošnje aluminija. Tako smo glede izvoza boksita na prvem mestu v Evropi, pa tudi pri procentu izvoza polproizvodov smo bolj na čelu razpredelnice.

Podatki za leto 1966 izgledajo tako:

	% izvoza
Avstrija	61
Jugoslavija	41
Francija	16
Zah. Nemčija	14
Italija	11
Nizozemska	20
Anglija	11
ZDA	7
Japonska	8

Jugoslovanska Al-industrija, ki je še razmeroma mlada, se srečuje pri izvozu z močno konkurenco celih grupacij Al-industrije, ki razpolaga z velikim kapitalom in ki so močno povezani med seboj z različnimi sporazumi.

### Lastnosti in uporabnost aluminija

Dobro uporabnost aluminija in njegovih zlitin omogočajo njegove posebne lastnosti: majhna specifična teža, dobra korozivna obstojnost, toplotna in električna prevodnost, srednje dobre mehanske lastnosti, dobra varivost in obdelovalnost z rezili. Majhna specifična teža omogoča uporabo aluminija in njegovih zlitin predvsem v industriji prevoznih sredstev. Tako je aluminij zelo ugoden pri izdelavi železniških vagonov, avtomobilov, letal ip. Pri gradnji ladij ga uporabljamo predvsem za nadgradnjo ladij — ladja pridobi s tem zelo dosti na svoji stabilnosti.

Aluminij je korozivno dobro obstojen, njegova obstojnost se pa zelo poveča, če ga površinsko posebej oplemenitimo. To vrsto površinske obdelave lahko uporabimo tudi v dekorativne namene, posebno pri notranji arhitekturi.

Toplotna prevodnost Al je znatno večja kot pri železu. Še važnejša je električna prevodnost. To se je pokazalo že v drugi svetovni vojni, ko je začelo nekaterim državam primanjkovati bakra. Kjer so le mogli, so v elektro industriji nadomestili baker z Al. Danes je pretežna večina daljnovodov iz Al-Fe vrvi.

Trdnostne lastnosti Al niso najboljše, lahko pa to popravimo v izdatni meri z dolegiranjem nekaterih elementov. Tako dobimo Al-zlitine, ki imajo dobre mehanske lastnosti. Visoko legirane zlitine dosežejo s primerno plastično deformacijo in toplotno obdelavo tudi do 65 kp/mm<sup>2</sup>. Take trdnostne vrednosti pa že omogočajo uporabo Al-zlitin kot konstrukcijski material.

Obe glavni skupini aluminijevih zlitin; livne in gnetilne zlitine lahko obdelujemo z rezili. Njihova sposobnost za obdelavo z rezili je različna in še slabo raziskana. V splošnem lahko rečemo, da se dajo aluminijevske zlitine lažje obdelovati z rezili kot npr. siva in jeklena litina, bron ip. Pri Al-zlitinah je potrebno namreč manj sile, zato tudi lahko delamo z večjimi hitrostmi rezanja. To skupaj nam daje ugodnejši rezalni učinek.

Seveda je med posameznimi Al-zlitinami tudi precejšnja razlika pri obdelavi z rezili. Zlitine, ki so bolj mehke, se pri obdelavi z rezili mažejo; torej niso najbolj primerne. Boljše so zlitine, ki se dajo toplotno obdelati. Velik vpliv na obdelovalnost z rezili izkazuje tudi sestava zlitine. Posebno silicij kot legirni element, to se pravi v večji množini, ima svoj vpliv. Silicij namreč povečuje obrabnost orodja kar seveda iz ekonomskega momenta

ni ugodno. Negativno vplivajo tudi razni trdi vključki, ki pridejo v material tekom izdelovnega postopka. Posebno neugoden je aluminijev oksid v obliki korunda. Ta je znatno trši kot ostale komponente v materialu in povzroča večjo obrabo orodja. Včasih se zgodi, da sta dva obdelovanca enake sestave, obraba orodja je pa zelo različna: pri enem normalna, pri drugem slaba. V tem primeru je sigurno posreduje negativni vpliv pretrdih vključkov.

Pri zlitinah, ki se uporabljajo v motorogradnji se poleg Si legirajo Ni, Co, Mg, Cr. Te zlitine so zelo trde in se dajo gospodarno obdelovati le s karbidnimi trdinami in z diamanti.

Pri gnetilnih Al-zlitinah so pogoji obdelave z rezili podobni. Čisti Al in nižje legirane zlitine, ki imajo manjšo trdoto, nagibajo k mazanju, višje legirane zlitine, posebno pa tiste, ki jih lahko toplotno obdelamo, pa se dajo dobro obdelovati z rezili. Seveda vplivajo sestavne komponente in pa stopnja plastične deformacije.

Posebno skupino tvorijo Al-zlitine, ki se obdelujejo na avtomatih. Pri teh zlitinah želimo, da so ostružki čim krajši, torej da se dobro lomijo, da je obdelana površina čim bolj gladka, da so hitrosti obdelave velike ter da je obrabnost rezila čim manjša. Seveda vpliva na vse to poleg kemijske sestave zlitine, posebne plastične in termične obdelave materiala tudi geometrija orodja in pa odgovarjajoča hitrost obdelave.

Pri jeklih za obdelavo z rezili namenoma dodajamo določeno količino fosforja in žvepla. Ta dva dodatka povzročita, da se ostružki radi lomijo; to omogoča obdelavo na avtomatih. Podobno je pri medenini. Določen dodatek svinca povzroči, da se ostružki lomijo, medenina je sposobna za obdelavo na avtomatih. Svinec namreč ni topljiv v bakru in če je pravilno razdeljen v osnovni masi bakra, povzroča lomljenje ostružka pri obdelavi z rezilom. Pri Al-avtomatskih zlitinah dodajamo v glavnem svinec in bizmut, včasih tudi kadmij in antimon. Tudi pri teh zlitinah povzročajo ti dodatki, da se ostružek odlomi. Tako dobimo kratke odrezke, kar je osnova dela na avtomatih.

Razni strojni deli so danes že iz lahkih kovin. Posebno velja to za avtomobilsko industrijo, optično, elektroindustrijo in finomehaniko. Velik del teh izdelkov se izdeluje na avtomatih. Da je delo na avtomatih res koristno in tudi ekonomsko, zavisi od izbire osnovnega materiala, od oblike izdelka oz. od kvalitete površine izdelka, od pogojev dela z rezilom in končno od orodja samega. Od materiala za obdelavo na avtomatu želimo kratke ostružke, ki ne motijo dela na avtomatu, veliko hitrost rezanja, da se skrajša delovni čas; od orodja pa želimo čim daljšo rezalno sposobnost.

Al-avtomatske zlitine dobijo svoje visoke mehanske lastnosti s termično obdelavo. Osnovni tipi so Al-Cu, Al-Cu-Mg in Al-Mg-Si, kot lomne komponente ostružkov pa služijo mali dodatki Pb in Bi. Ti dve kovini sta topni v aluminiju v zelo mali meri. Zato je zaželeno, da sta pri gotovi določeni struk-

turi osnovnega materiala čim bolj enakomerno razporejeni v zelo finih kapljicah. Seveda je tu treba vedno paziti na to, da najdemo pravilen odnos med zahtevanimi mehanskimi lastnostmi osnovnega materiala oz. izdelka ter med dobro obdelavo z rezili. Poglejmo zlitine, ki se uporabljajo pri nas. To so Dural 58 in Dural 59 ter Antikorodal-avtomatski.

D 58 ima sestavo: Cu 5—6 %, Pb 0,2—0,6 %, Bi 0,2—0,6 %.

Mehanske lastnosti: trdnost 35—41 kp/mm<sup>2</sup>; meja plast. 25—29 kp/mm<sup>2</sup>; raztezek 14—20 %; trdota 105—125 kp/mm<sup>2</sup>.

Poleg teh glavnih značilnih lastnosti je značilnost D 58, da daje pri obdelavi z rezili zelo drobne igličaste ostružke. (podobno kot Ms 58.)

Meritve so pokazale, da je pri obdelavi z rezili potrebno pri Al-avtomatskih zlitinah manj sile pri obdelavi kot pri avtomatskem jeklu in medenini. To omogoča, da se lahko poveča hitrost obdelave.

D 58 lahko tudi površinsko zaščitimo (n. pr. z anodno oksidacijo). Cilj je seveda, da se izdelek korozijsko zaščiti. Ni pa uporabna anodna oksidacija D 58 za dekorativne namene (n. pr. za notranjo arhitekturo), ker nima čistih tonov barv.

Zaradi visokega dodatka bakra D 58 korozijsko ni dobro obstojen, zato ga je treba zaščititi s posebnim postopkom.

Nekateri potrošniki so pred leti zahtevali še boljšo obdelovalnost z rezili. To se je doseglo z večjim dodatkom Pb (0,6—0,9 %). Tako smo dobili avtomatsko zlitino D 59. Ta zlitina nam je dobro služila dolgo vrsto let in potrošniki so bili zadovoljni z njo. Novejši stroji z večjimi hitrostmi uporabljajo v glavnem D 58, tako se D 59 počasi umika iz redne proizvodnje.

Avtomatski Antikorodal ima pri nas sledečo sestavo:

Si 0,4—0,8 % Mg 0,8—1,2 % Cu 0,2—0,5 %  
Mn do 0,15 % Pb 0,2—0,6 % Bi 0,2—0,6 %

Mehanske lastnosti so:

Trdnost: min. 37 kg/mm<sup>2</sup>  
meja plastičnosti: min. 34 kg/mm<sup>2</sup>  
raztezek: 5 %  
trdota: 100—110 kp/mm<sup>2</sup> HB

Značilno za avtomatski Antikorodal je, da je ohranil dobro korozijsko obstojnost kot jo ima normalni Antikorodal, pridobil pa je na obdelovalnosti z rezili.

Ostružki niso sicer tako drobni in igličasti kot pri avtomatskem duralu, vendar ne motijo večino avtomatov pri delu. Ostružki so nekoliko daljši, vendar se pri primernih delovnih pogojih zvijejo in odlomijo. Tako ni nevarnosti, da bi se ostružki ovijali okrog materiala, niti da bi se delovni prostor avtomata napolnil.

Mehanske lastnosti avtomatskega antikorodala so dobre kot je razvidno iz podatkov. Korozijska obstojnost je boljša kot pri avtomatskem duralu. Zlitina je uporabljiva za dekorativne namene. Zato

se tudi v novejšem času vedno več uporablja, posebno tam, kjer ni odločilnega pomena, da je ostružek čim bolj droben.

### Merilo za ugotavljanje obdelovalnosti

Merilo za ugotavljanje sposobnosti materiala za obdelavo z rezili je različno. Pred leti nas je predvsem zanimala oblika ostružka. Zeleli smo si, da se je ostružek čim bolj drobil; tako se ostružki niso ovijali okrog obdelovanca in ovirali delo.

Tudi obrabnost orodja je lahko kriterij, vendar nas to ne informira dovolj jasno o obdelovalnosti gotovega materiala. Te raziskave so zelo dolgotrajne.

Kot kriterij lahko služi tudi kvaliteta površine obdelovanca. To pa zavisi od orodja, od vrste materiala, hitrosti rezanja in podobno. Kvaliteta površine nam je posebno važna pri fini obdelavi. (Zavisi pa predvsem od geometrije orodja, podajanja in od hitrosti rezanja.)

### Izvedba preiskav

Preiskave, ki jih nameravam navesti so se izvršile pred dobrimi desetimi leti. Namen teh preiskav je bil, da v naši tovarni osvojimo izdelavo Al-avtomatskih zlitin. Za preizkušanje smo izbrali D 58 ter avtomatski Antikorodal. Material je bil izdelan v obliki palic raznih premerov. Sestava materiala in mehanske lastnosti so bile v okviru norm.

Orodje je bilo iz uvoženega hitroreznega jekla. Preiskave so se pa vršile na stružnici pri enem izmed naših potrošnikov. Moč pogonskega motorja je bila 20 kW, največje število vrt./min. pa 1800 vrt./min. območja podajanja med 0,08 in 0,36 mm/vrt.

Pri orodju smo vzeli po priporočilih literature za cepilni kot območje  $15^{\circ}$ — $25^{\circ}$ . Nastavni kot je bil stalen in je znašal  $75^{\circ}$ . Kot nagiba pa  $0^{\circ}$ . Kot konice  $90^{\circ}$ . Nož je bil stalno v sredini obdelovanca. Globina rezanja je bila tudi konstantna in je znašala 1 mm. Podajanje 0,08 in 0,135 mm/vrt., hitrost rezanja pa do 350 m/min.

Izvršila se je cela vrsta preiskav z variranjem geometrije orodja, hitrosti rezanja in podajanja.

V tako kratkem referatu se ne da vse to prikazati, zato bom navedel le rezultate.

Na kvaliteto površine obdelovanca vpliva v največji meri podajanje in to pri Ac-Pb v večji meri kot pri D 58. Hitrost rezanja vpliva v manjši meri, ravno tako cepilni kot orodja. Obrabnost orodja je bila pri obeh zlitinah približno enaka. Mogoče je bila za nianso večja pri Ac-Pb. Iz rezultatov se je ugotovilo, da je bila površina dobra pri cepilnih kotih  $15^{\circ}$ — $20^{\circ}$ , ne pa pri  $25^{\circ}$ . Ugodno podajanje je pa 0,08 mm/vrt. Oba elementa sta ugodnejša pri večjih hitrostih rezanja.

Zaželjeno je, da so ostružki pri Al-avtomatskih zlitinah čim krajši in dobro lomljivi. Rezultati so pokazali, da na obliko ostružkov vplivajo hitrost rezanja orodja in podajanje. Tudi tu opažamo, da je ostružek manjši (ugodnejši) pri cepilnem kotu  $15^{\circ}$ — $20^{\circ}$  ter pri podajanju 0,08 mm/vrt.

### ZAKLJUČKI

Kratek resume naših izkušenj nam da sledeče:

Obdelava Al-zlitin zahteva velike hitrosti rezanja. Pri manjših hitrostih se pojavlja nevarnost nalepka na orodju, kar poslabša obdelavo.

Važno je, da je orodje točno nastavljeno. Z nastavitvijo noža pod sredino obdelovalnega predmeta lahko zmanjšamo ostružke.

Obdelovalnost Al-zlitin je močno zavisna od sestave zlitine, čistoče ter strukture materiala. V veliki meri poslabšajo obdelovalnost tuji vključki.

Drobljenje ostružkov je poleg sestave in strukture zlitine v večji meri odvisno od podajanja, hitrosti obdelave in noža.

Glede obrabnosti orodja lahko rečemo, da je bila obrabnost noža manjša pri D 58 in D 59 kot pri Ac-Pb.

Kvaliteta noža vpliva na obliko ostružka in površino obdelovanca. Zaželeno je, da je površina orodja čim bolj gladka.

Površina obdelovanca zavisi od hitrosti rezanja, podajanja in od noža.

### ZUSAMMENFASSUNG

Die gute Verwendbarkeit von Aluminium und seiner Legierungen ermöglichen seine besonderen Eigenschaften: das kleine spezifische Gewicht, gute Korrosionsbeständigkeit, Wärme und elektrische Leitfähigkeit, mittelgute mechanische Eigenschaften und gute Bearbeitbarkeit mit den Schneidwerkzeugen.

Im allgemeinen werden die Al-Legierungen in zwei Gruppen geteilt: in Legierungen die gegossen werden, und Legierungen für die Warm oder Kaltverformung. Beide Sorten der Legierungen werden mit Schneidwerkzeugen bearbeitet. Die Bearbeitbarkeit dieser Materialien ist sehr verschieden und noch wenig erforscht. Al-Legierungen lassen sich mit den Schneidwerkzeugen leichter bearbeiten als zum Beispiel Stahl, Bronze und Messing. Der Schnittdruck ist kleiner, man kann also die Schnittgeschwindigkeit vergrößern. Reinaluminium und niedriglegierte Legierun-

gen lassen sich schlechter zerspannen und sind zum Schmieren geneigt. Die härteren Legierungen lassen sich schon besser zerspannen. Eine besondere Gruppe bilden die sogenannten Automatenlegierungen. Diese sind so legiert, dass sie sich gut zerspannen lassen.

Die Schneidwerkzeuge sind aus dem Schnelldrehstahl, für sehr hohe Schnittgeschwindigkeiten, werden aber auch Hartmetalle gebraucht. Bei der Bearbeitung mit den Schneidwerkzeugen hat sich gezeigt, dass der Erfolg neben der Zusammensetzung und des Zustandes des Bearbeitungsstückes vor allem von der Geometrie des Schneidwerkzeuges abhängig ist.

Als Kriterium der Bearbeitbarkeit hatte man einst vor allem die Form der Spänen berücksichtigt, später auch die Abnutzung des Werkzeuges in der letzten Zeit aber vor

алем die Oberflächengüte des bearbeitenden Stückes. Entscheidend ist vor allem der Zweck der Verwendung.

Für den Versuch haben wir die Legierungen D 58, D 59 und Ac-Pb gewählt. Thermisch bearbeitetes Material war in Stabform verschiedener Abmessungen vorbereitet. Die Legierung mit dem Zusatz von Cu-Pb und Bi hat sich gut bewährt, besonders in Hinsicht der Spänenbrüchigkeit.

Das war nämlich die Hauptbedingung des Abnehmers. Parallel haben wir auch die Automatenlegierung auf Grund der Al-Mg-Si Zusammensetzung entwickelt. Es hat sich gezeigt, dass die Legierung Al-Cu-Pb-Bi vor allem in Hinsicht der Spänenbrüchigkeit besser geeignet ist. Die Legierung Ac-Pb hat aber andere Vorteile.

## SUMMARY

Wide use of aluminium and its alloys is enabled by their characteristics: low specific weight, good corrosive resistance, medium mechanical properties, and good machinability.

Aluminium alloys can generally be divided into two groups: cast alloys, and wrought alloys.

Both types of alloys are machined. Machinability of materials varies greatly, and is not much investigated. Aluminium alloys can be more easily machined than for instance steel, bronze or brass. Smaller cutting force is needed, so the speed of cutting can be increased. Pure aluminium and low alloyed alloys are more difficult to be machined and they have tendencies to smear. Alloys which can be hardened are easier to be machined. So called machine-alloys form a special group. These alloys can readily be machined.

Cutting tools are made of high speed tool steel, but for extremely high cutting speeds carbides are used. Beside the analysis and the state of specimen, geometry and working conditions of cutting tools have also great influence on the machinability.

As a criterion of machinability shape of chippings was used some time ago, later also wear of cutting tools was taken in account, and nowadays mainly surface of specimen is used a criterion of machinability. First of all, use of materials is decisive. Bars of different dimensions of heat treated material were made. Cu-Pb alloy with addition of Bi showed good results, especially in respect of brittleness of chips what is one of the main customer's demands. At the same time machine-alloys based on alloy Al-Mg-Si have been developed. As far as brittleness of chippings is concerned the alloy Al-Cu-Pb-Bi proved to be better, but the alloy Ac-Pb has some other advantages.

## ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Положительные свойства алюминия и его сплавов т. е. низкий удельный вес, хорошая стойкость против коррозии, хорошая тепловая и электропроводность, но механические свойства и обрабатываемость среднего уровня, есть причина широкого употребления этого металла и его сплавов. В общем Al-сплавы делим на две группы: литые и пластичные. Оба сорта сплавов обрабатываются с резами. Режущая способность материала для обработки весьма различная и ещё сравнительно недостаточно исследована. Алюминиевые сплавы легче обрабатываются с резами чем нпр. сталь, бронза и латунь; требуется меньшая сила резания что позволяет увеличение скорости. Чистый алюминий и низколегированные сплавы обрабатываются с резами несколько труднее и показывают склонность к смазке. Закалённые сплавы обрабатываются лучше. Отдельную группу представляют т. н. автоматические сплавы. Эти сплавы, специально легированные, обрабатываются очень хорошо с резами. Резцы изготавливаются

из быстрорежущей стали но для большой быстроты резания употребляются карбидные изделия. Результат обработки зависит от состояния и геометрии реза и от состава и состояния обрабатываемого предмета.

За критерий обрабатываемости раньше брали во внимание форму стружков, затем износ инструмента а в новейшее время поверхность обработанного предмета. Для испытаний выбраны сплавы D<sub>58</sub>, D<sub>59</sub> и Ac-Pb и после термообработки приготовлены стержни различных размеров. Сплав с добавлением Cu-Pb и Bi дал хорошие результаты что касается хрупкости стружков (это было одно из главных требований покупателя). Параллельно с этим рассмотрены автоматические сплавы состава Al-Mg-Si. Установлено, что сплав Al-Cu-Pb-Bi более подходящая вследствие хрупкости стружков а сплав Ac-Pb имеет некоторыми другими положительными свойствами.

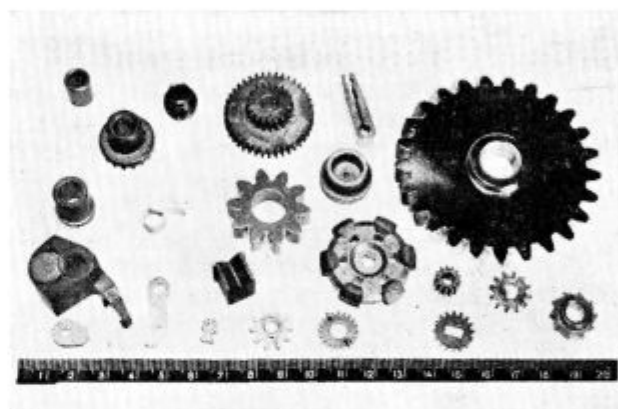
## Nekaj o metalurgiji, prahu in o njenem prihodnjem razvoju

V članku so navedeni osnovni podatki o sedanjem stanju metalurgije prahu ter o gradivih P/M<sup>2</sup> na osnovi železa. Na kratko so omenjene možnosti uporabe; bistvo članka pa je v opisu prihodnjega razvoja tehnologije prahu, ki odpira tudi za nas izredno zanimiva delovna področja.

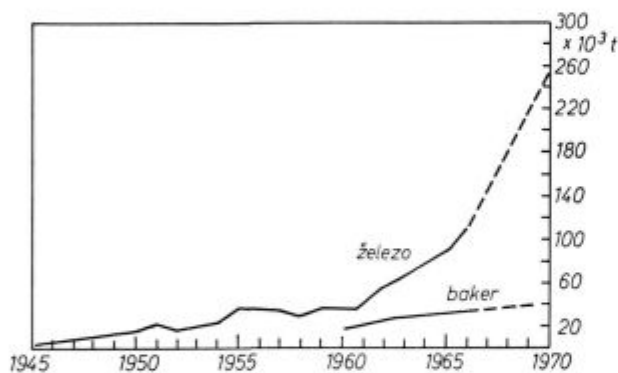
<sup>2</sup> Oznaka P/M pomeni izdelek ali gradivo iz prahu.

Metalurgija prahu je razen vliivanja najstarejša metalurška večšina, katero pa so drugi postopki potisnili v ozadje tako, da se je pričel njen moderni razvoj šele nekako v začetku našega stoletja. Morda bi lahko vzeli za mejnik Löwendahlovo zamisel oziroma predlog iz leta 1908, da bi izdelovali porozne ležaje, vendar bi bil ta datum gotovo po-

polnoma arbitraren. Nesporno pa je doživela metalurgija prahu svoj prvi industrijski vzpon med drugo svetovno vojno, ko so Nemci zaradi pomanjkanja bakra izdelovali vodilne obroče topovskih granat iz sintranega železa, prepojenega s parafinom, in pa, da je po vojni prevzela primat v tej panogi Amerika, kjer je dozorela metalurgija prahu v novo tehnično in ekonomsko zelo pomembno tehnologijo.

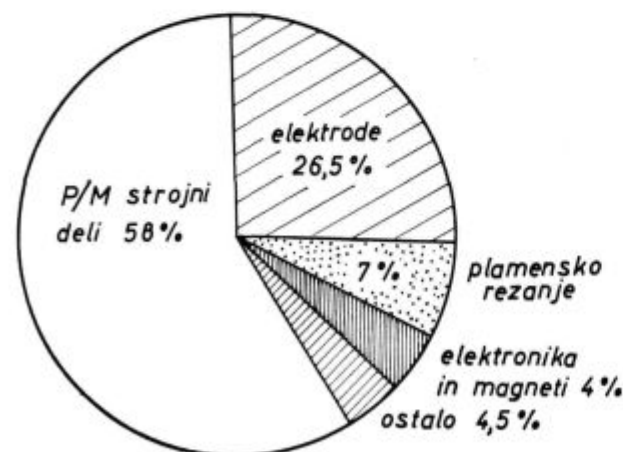


Slika 3  
Nekaj strojnih in konstrukcijskih delov P/M



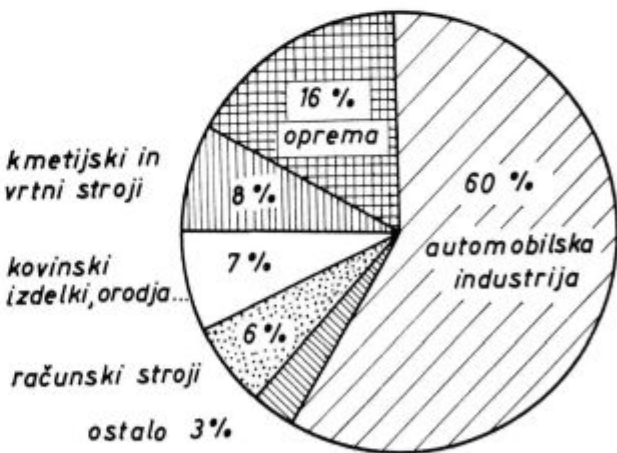
Slika 1

Poraba železovega in bakrovega prahu v USA od 1945 do 1970. leta. Po podatkih MPIF



Slika 2

Poraba železovega prahu v posameznih delovnih področjih. Po podatkih MPIF



Slika 4

Poraba strojnih in konstrukcijskih delov P/M v posameznih industrijskih vejah. Po American Machinist, October 24, 1966

Ta razvoj najbolje ponazorujejo podatki njihovega združenja MPIF — Metal Powder Industries Federation — o porabi železovega in bakrovega prahu, katerega navajamo na sliki 1.

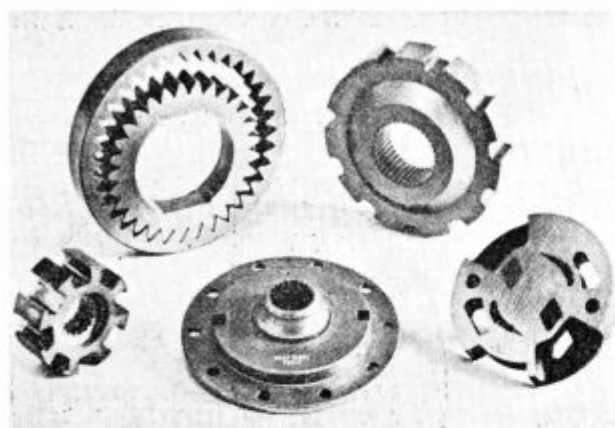


V letu 1966 so porabili Amerikanci kakih 100 tisoč ton železovega prahu, kar ustreza nekako 1 % njihove železarske proizvodnje. Slika 2, ki se opira na nekoliko starejše podatke<sup>2</sup> pa pove, da je šlo skoraj 60 % tega prahu v različne strojne in konstrukcijske dele, medtem ko so preostalo količino porabili predvsem za izdelavo elektrod in za plamensko rezanje.

Pri teh strojnih in konstrukcijskih delih P/M, katere prikazuje slika 3, gre večinoma za drobne izdelke, katerih teže navadno ne presegajo nekaj sto gramov. Poglavitna prednost pred klasičnimi izdelki je njihova nizka cena, saj poročajo, da so izdelki iz prahu navadno za 30 do 50 % cenejši in da celo prihranki 90 % niso ravno redki. Pretežno jih porabi avtomobilska industrija, saj vsebuje na primer vsak Chryslerjev avtomobil do 100 izdelkov P/M, vendar — kot kaže slika 4 — predstavljajo tudi drugi potrošniki pomembno tržišče<sup>3</sup>.

Na tako konkurenčnem in zahtevnem tržišču kot je v ZDA, ni mogoče improvizirati. Tehnologija prahu je lahko prodrla ne le zaradi znane ekonomske prednosti, v primerjavi s strojno izdelavo, ampak tudi zaradi zaupanja v kvaliteto izdelkov in materialov P/M. Konstrukterjem je danes na voljo že kakih 30 kvalitet železnih oziroma jeklenih sintranih gradiv, okoli 20 vrst nerjavnega jekla in nad 30 barvnih kovin oziroma zlitin.

Prav zaradi tako široke izbire gradiv nastajajo nove možnosti za uporabo sintranih izdelkov; zlasti avtomobilska industrija teži za tem, da bi uvedla sintrana gradiva na račun sive in temprane



Slika 5

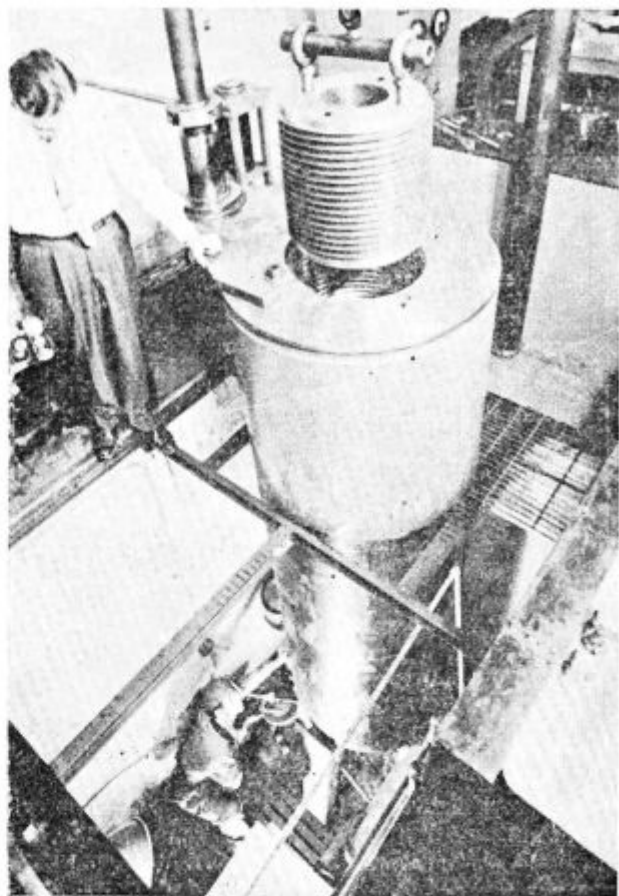
Vrhunski izdelki P/M za avtomobilsko industrijo (material Fe-Cu-C, tolerance do  $\pm 0,01$  mm). Po Materials Engineering, July 1967

litine. Iz razumljivih razlogov je ta razvoj počasen, toda tu ne gre samo za previdno osvajanje novega, ampak tudi za premostitev nekih tehnoloških težav. Takšni izdelki, na primer deli avtomobilskih menjalnikov, so večji in tehtajo tudi po nekaj kilogramov, to pa nujno zahteva večje in učinkovitejše proizvodne agregate. Če namreč računamo, da potrebujemo za stiskanje železovega prahu tlak kakih 5 mp/cm<sup>2</sup>, lahko na 300 mp stiskalnici, ki pa so

danes še zelo redke, stisnemo predmet s presekom do približno 50 cm<sup>2</sup>. Tak predmet pa lahko tehta zaradi zahtevanih razmerij med premerom in višino stiskanca kvečjemu do približno 2 kg. Podobne razmere so tudi pri pečeh za sintranje, ki so grajene za majhne kose in dajejo največ nekaj sto kilogramov izdelkov na uro. V teh okvirih je možno izdelati prave mojstrovine — slika 5<sup>4</sup> — samo zaradi povečanega obsega proizvodnje pa ne moremo pričakovati toliko večje porabe prahu, kakršno nakazuje diagram na sliki 1. Optimizem, kot ga izraža projicirana krivulja, se lahko opira le na nova spoznanja in na nove tehnološke postopke.

Posebno pomembna pridobitev zadnjih let so gotovo novi kvalitetni prahovi, ki omogočajo cenejše in kvalitetnejše delo. Tako ponujajo danes z bakrom infiltrirani železov prah, za katerega trdijo, da je delo z njim znatno cenejše kot delo z dosej navadno mešanico obeh prahov, oziroma kot infiltriranje. Na trgu so tudi prahovi z izboljšano stisljivostjo, zaradi katere dosežejo višje trdnosti in tesnejše tolerance, kar olajšuje toplotno obdelavo izdelkov P/M.

Za nadaljni razvoj tehnologije prahu pa je bistvena ter izredno pomembna uvedba hidrostatičnega oziroma izostatičnega stiskanja prahov.



Slika 6

Postroj za hidrostatično stiskanje prahov. Po The Iron Age, August 23, 1961.

Tabela 1\* — Mehanske lastnosti železnih oziroma jeklenih gradiv P/M

Material	PMPA oznaka	Gostota g/cm <sup>3</sup>	Stanje	$\delta_m$ kp/cm <sup>2</sup>	$\delta_v$ kp/cm <sup>2</sup>	$\delta$ %	Trdota
99 Fe min	F-0000-N	5,7—6,1	sintrano	13	10	5	20 HR <sub>H</sub>
99 Fe min	F-0000-S	7,0	sintrano	25	18	11	10 HR <sub>B</sub>
99 Fe min	F-0000-T	7,3	sintrano	28	18	12	20 HR <sub>B</sub>
99 Fe min	F-0000-U	7,5	sintrano	29	19	30	22 HR <sub>B</sub>
99 Fe-1C	F-0010-P	6,1—6,5	sintrano	24	19	1,0	50 HR <sub>B</sub>
99 Fe-1C	F-0010-P	6,1—6,5	top. obdel.	33		0,5	90 HR <sub>B</sub>
99 Fe-1C	F-0010-S	7,0	sintrano	42		3,0	
99 Fe-1C	F-0010-S	7,0	top. obdel.	45		0,5	100 HR <sub>B</sub>
99 Fe-1C	F-0010-T	7,3	sintrano	48		3,0	
99 Fe-1C	F-0010-T	7,3	top. obdel.	89		2,5	105 HR <sub>B</sub>
Fe-1,5 Ni-0,5 Mo-0,6 C	FN-0206-S	6,8	sintrano	49	41	2,5	80 HR <sub>B</sub>
Fe-1,5 Ni-0,5 Mo-0,6 C	FN-0206-S	6,8	top. obdel.	63	56	0,5	25 HR <sub>C</sub>
Fe-1,5 Ni-0,5 Mo-0,6 C	FN-0206-T	7,2	sintrano	63	50	2,5	95 HR <sub>B</sub>
Fe-1,5 Ni-0,5 Mo-0,6 C	FN-0206-T	7,2	top. obdel.	98	84	0,5	35 HR <sub>C</sub>
90 Fe-10 Cu	FC-1000-N	5,8—6,2	sintrano	21	18	0,5	
90 Fe-10 Cu	FC-1000-N	5,8—6,2	top. obdel.	38		1,0	30 HR <sub>C</sub>
92 Fe-7 Cu-1 C	FC-0710-N	5,8—6,2	sintrano	35	28	0,5	70 HR <sub>B</sub>
92 Fe-7 Cu-1 C	FC-0710-N	5,8—6,2	top. obdel.	60		1,5	30 HR <sub>C</sub>
92 Fe-7 Cu-1 C	FC-0710-S	6,8	sintrano	58	44	1,0	73 HR <sub>B</sub>
92 Fe-7 Cu-1 C	FC-0710-S	6,8	top. obdel.	77		1,5	40 HR <sub>C</sub>
Fe-7 Ni-2 Cu-1 C	FN-0710-S	6,8	sintrano	49	35	2,5	70 HR <sub>B</sub>
Fe-7 Ni-2 Cu-1 C	FN-0710-S	6,8	top. obdel.	95		1,5	42 HR <sub>C</sub>
Fe-7 Ni-2 Cu-1 C	FN-0710-T	7,2	sintrano	64	51	3,5	85 HR <sub>B</sub>
Fe-7 Ni-2 Cu-1 C	FN-0710-T	7,2	top. obdel.	110		2,0	44 HR <sub>C</sub>
80 Fe — 20 Cu	FX-2000-T	7,1 min	sintrano	49	49	1,0	75 HR <sub>B</sub>
80 Fe — 20 Cu	FX-2000-T	7,1 min	top. obdel.	90		0,5	35 HR <sub>C</sub>
79 Fe-20 Cu-1 C	FX-2010-T	7,1 min	sintrano	77	63	1,0	95 HR <sub>B</sub>
79 Fe-20 Cu-1 C	FX-2010-T	7,1 min	topl. obdel.	106		1,0	40 HR <sub>C</sub>

\* po Materials Engineering, July 1967

Metoda se opira na znani Pascalov zakon. Kot sredstvo za prenos tlaka uporabljajo vodo (hidrostatično stiskanje), če stiskajo pri sobni temperaturi, če pa stiskajo pri visokih temperaturah, mora biti sredstvo kak nereaktiven plin, na primer helij (izostatično stiskanje). Agregati, ki so danes že na voljo imajo delovne komore premera na primer do  $\varnothing 600 \times 1500$  mm ter delajo pri nazivnem tlaku do 4000 kp/cm<sup>2</sup>.<sup>5</sup> Zmogljivosti takih agregatov so seveda precejšnje. Poročajo, da izdelujejo z izostatičnim stiskanjem do po nekaj ton težke ingote duktilnega volframa<sup>6</sup>, kar bi ustrezalo pri jeklih kakim 800 kg.

Tehnika hidrostatičnega stiskanja odpira metalurgiji prahu popolnoma novo razvojno smer, to je, izdelavo surovcev za nadaljnjo predelavo po znanih postopkih, na primer z valjanjem, kovanjem, ekstrudiranjem. Na prvi pogled je tak razvoj presenetljiv, saj je znano, da je cena prahu navadno višja od cene ulitega materiala. Zato naj bi bila uporaba prahu ekonomsko neutemeljena. V pretežnem to drži, vendar se v nekaterih prime-

rih uporaba prahu vendarle splača. Tako poročajo, da je Cadillac uspešno končal poskusno serijo iz prahu kovanih ojníc za svoje motorje. Bistvo postopka je, da stisnejo iz prahu surovce primernih oblik, nato jih pa kujejo v zaprtih utopih, zato odpade znaten del sicer potrebne dodatne obdelave. Vsevkupni stroški so zato manjši kot pri navadnem kovanju; odkovki P/M pa ustrezajo tudi v tehničnem pogledu, saj dobijo 100 % gost material s trdnostjo do približno 210 kp/mm<sup>2</sup> ter z raztezki do 12 %<sup>8</sup>. Ta postopek bi dobil posebno vrednost, če bi se v tehničnem merilu posrečila tudi proizvodnja močno legiranih prahov, v kateri veliko obeta zlasti redukcija mešanice oksidov s kalcijevim hidridom<sup>9</sup>.

Pri orodnih jeklih gre za drug problem. Znano je, da pride pri njihovi izdelavi do močnega izcejanja, izceje pa povzročajo v materialu volumske spremembe, zaradi katerih je potrebno dodatno brušenje orodij. Brušenje povzroča seveda napetosti in površinske razpoke, kar oboje zmanjšuje življenjsko dobo orodja. Tem težavam se lahko

izognemo tako, da uprašimo talino ustrezne sestave. Pri tem se posamezni delci tako hitro ohladijo, da ne morejo izcejati, in če pripravimo iz tega prahu surovce za valjanje, dobimo homogen material s fino porazdeljenimi karbidi. To je sprožilo obširno razvojno delo na orodnih jeklih P/M, o katerem so prišle v javnost prve novice v začetku lanskega leta<sup>10</sup>. Vse kaže, da je bilo delo uspešno, saj trdijo<sup>11</sup>, da je življenjska doba orodnega jekla P/M M2S (ki ustreza približno našemu BRM 2 ali C.7680) kar dva in polkrat daljša od jekla, ki so ga izdelali na navaden način. Poseben poudarek daje tej novici podatek, da ima ameriška firma »Crucible« v načrtu začetek proizvodnje orodnega jekla P/M do leta 1970 in da imajo v načrtu po-

stroja predvidene peči do približno 1500 kg<sup>12</sup> zmogljivosti.

Moderni razvoj metalurgije železovega prahu oziroma sintranega jekla ima torej dva cilja: na eni strani tehnično in ekonomsko spopolnitev sedanje proizvodnje strojnih in konstrukcijskih delov ter premik k večjim in težjim izdelkom; na drugi strani pa poskušajo, kot dokazujeta navedena primera, izkoristiti prah in s tem zvezane ekonomske ali kvalitativne prednosti za izdelavo surovcev za znane predelovalne postopke. Če se to res posreči, je popolnoma gotovo, da se bo delež prahu v nekaj letih precej vzdignil nad sedanji odstotek in da je popolnoma upravičen optimizem, ki ga izraža projicirana krivulja na sliki 1.

#### Literatura

1. K. H. Roll: »State of the Industry Report — 1967«. V Progress in Powder Metallurgy — 1967, New York, MPIF, 1967.
2. K. H. Roll: »Metal Powder Statistical Report: 1962—1963« v Progress in Powder Metallurgy — 1963, New York, MPIF, 1963.
3. G. Degroat: »What's New in Powder Metallurgy«, American Machinist, October 24, 1966.
4. J. A. Vaccari: »P/M Parts« Materials and Processes Manual No. 242, Materials Engineering, July 1967.
5. Prospekt firme Uhde.
6. Steel, November 4, 1963.
7. The Iron Age, November 7, 1963.
8. L. C. Kobrin: »Iron Powder Poised for New Boom« The Iron Age July 13, 1967.
9. B. A. Borok: Researches in Powder Metallurgy, New York, Consultants Bureau, 1966.
10. The Iron Age, January 5, 1967.
11. The Iron Age, December 7, 1967.
12. Powder Metallurgy Information Bulletin, January 1968, No. 244, MPIF, New York.

#### ZUSAMMENFASSUNG

Dieses Bericht enthält einen kurzen Überblick über die Entwicklung nach dem heutigen Zustand der Pulvermetallurgie, und die Gebrauchseigenschaften der gesinterten Eisenwerkstoffe.

Der Hauptteil dieses Berichtes behandelt die zukünftige Entwicklung dieser Technologie, welche zum grössten Teil durch die Einführung des Hydrostatischen pressens, und durch die neuen Erkenntnisse über die geschmiedeten stark legierten P/M Materialien beschleunigt wurde.

Die neuere Entwicklung der Pulvermetallurgie kann man in zwei folgende Richtungen unterteilen. Einerseits

handelt es sich um die Verbreitung des heutigen Assortiments mit grösseren, besonders aber mit wärmebehandelten Sinterprodukten, andererseits handelt es sich um aus Pulver gefertigte Rohlinge, welche nach dem üblich bekannten Verfahren wie zum Beispiel Walzen und Schmieden u. s. w. bearbeitet werden. Die bisherigen Versuche sind vielversprechend. Wenn die sich auch verwirklichen, besteht kein Zweifel, dass die Pulverproduktion stark ansteigen wird und auch in die heute noch nicht interessante Gebiete eingreifen wird.

#### SUMMARY

In the article a short description of the development and present status of powder metallurgy is given together with the properties of the iron-base P/M materials. The essential part of the article deals with the future development of the powder technology especially regarding the possibilities offered by hydrostatic pressing technics and the recently disclosed forging P/M preforms and making P/M tool steel. Based on these data the powder metallurgy

is the next years going to expend its present market with bigger and more complex heat-treated P/M parts and to enter a new field of making blanks for further processing by forging, rolling and extruding. If this proves to be successful, there is no doubt, that the production of iron-base powder will increase much over the present 1% of the USA steel production.

#### ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Статья содержит короткое описание развития и теперешнее состояние порошковой металлургии а также употребление и свойства спеченных — изделий. Существенная часть статьи рассматривает последующее развитие этой технологии, которую сильно ускорила в особенности введение гидростатического прессования а также новые исследования о кованных и высоколегированных изделий P/M. Всё указывает, что порошковая металлургия будет в последующих годах развиваться в двух направлениях: с одной

стороны к расширению ассортимента более тяжелых термически обработанных спеченных изделий; с другой стороны — на выделку необработанных изделий которые подлежат прокатке, ковке и выдавливанию. Пока полученные результаты весьма положительны. Если исследования закончатся успешно, можно ожидать значительное увеличение производства порошка также для применения в областях в которых порошковая металлургия ещё не заинтересована.

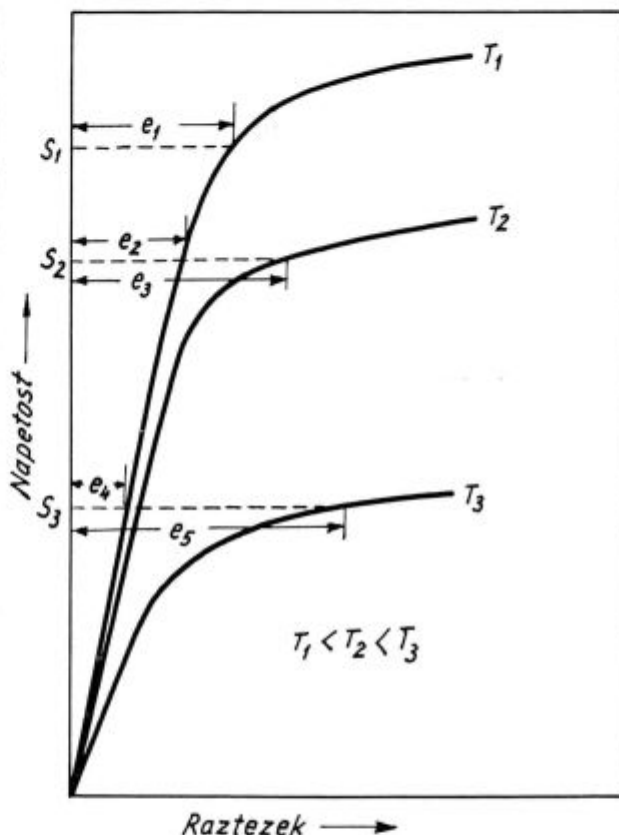
## Vpliv cikličnih termičnih obremenitev na izdržljivost kokilne litine

Iz štirih vrst litine in sicer običajne kokilne litine, litine z nizkim žveplom, modificirane in nodularne litine so bile izdelane probe za preiskavo cikličnih termičnih udarov. Obenem so bile iz istih litin vliete tudi jeklarske kokile. Probe so bile vpete v tog okvir, ki ni dopuščal nobenih deformacij. Togo vpete probe so bile elektroporovno ogrevane do 850° C in so se nato ohlajevale na zraku. Celotni termični ciklusi so trajali 150 sekund in so se ponavljali vse do zloma probe. Ugotovili smo, da obstoja določena odvisnost med številom termičnih udarov, ki jih je izdržala proba in trajnostjo kokile izdelane iz iste litine.

Temperaturne razlike se razvijajo v kokilni litini pri hitrem segrevanju. Največje temperaturne razlike so pri najvišji temperaturi, katero doseže kokilna litina. Ker ima kokilna litina pri tej temperaturi majhno odpornost proti plastičnim deformacijam so termične napetosti reducirane na minimum. Največje termične napetosti se razvijajo med segrevanjem do maksimalne temperature, takrat, ko je litina še odporna proti plastičnim deformacijam in je sposobna sprejemati napetosti v elastičnem področju. Pri segrevanju jeklarske kokile se na notranji strani pojavijo tlačne napetosti. Njim držijo ravnotežje napetosti na zunanji strani stene kokile, ki so natezne. Med njima je nevtralna črta, v kateri se ne pojavljajo nobene napetosti. V praksi se med litjem v jeklarsko kokilo nevtralna cona spreminja, vendar opisani principi ostanejo nespremenjeni.

Če se trdnost materiala ne spreminja v odvisnosti od temperature, tedaj so krivulje nateznih in tlačnih napetosti v tlačni in natezni coni približno enake. Ravno tako so enake tudi deformacije, ki nastanejo zaradi tlačnih in nateznih napetosti. Če pa nastopajo spremembe v trdnosti materiala, so raztezki v tistem delu stene kokile, ki ima višjo temperaturo in manjšo trdnost veliko večje kot v nasprotnem delu stene kokile, kjer je nizka temperatura in ima material še običajno trdnost. Razlike v raztezkih so tem večje, čim bolj se zniža trdnost litine.

Ti pojavi so shematično prikazani na sliki 1, ki prikazuje krivulje tlačnih odnosno nateznih sil v diagramu napetost-raztezek. Termične napetosti so odvisne od velikosti preprečenega termičnega raztezka, ki se je absorbiral kot mehanska napetost, za katero predpostavljamo, da je velika  $2l_1$ . Če se



Slika 1

Krivulja napetost — raztezek pri različnih temperaturah

ni znižala trdnost zaradi temperature, so tlačne in natezne krivulje napetost-raztezek za notranji in zunanji del stene kokile podane z eno od krivulj na sliki 1 (n. pr.  $T_1$ ). Mehanski raztezek je med tlačnimi in nateznimi napetostmi porazdeljen tako, da je celotna dimenzijska sprememba enaka  $e_1$ , kar bo dalo tlačne in natezne napetosti  $S_1$ . Če je temperatura na notranjem delu stene kokile višja ( $T_2$ ) in ustrežna napetost nekoliko nižja od zunanje ( $T_1$ ), se pojavijo manjše termične napetosti ( $S_2$ ), ki se v ravnotežju s skupnim mehanskim raztezkom

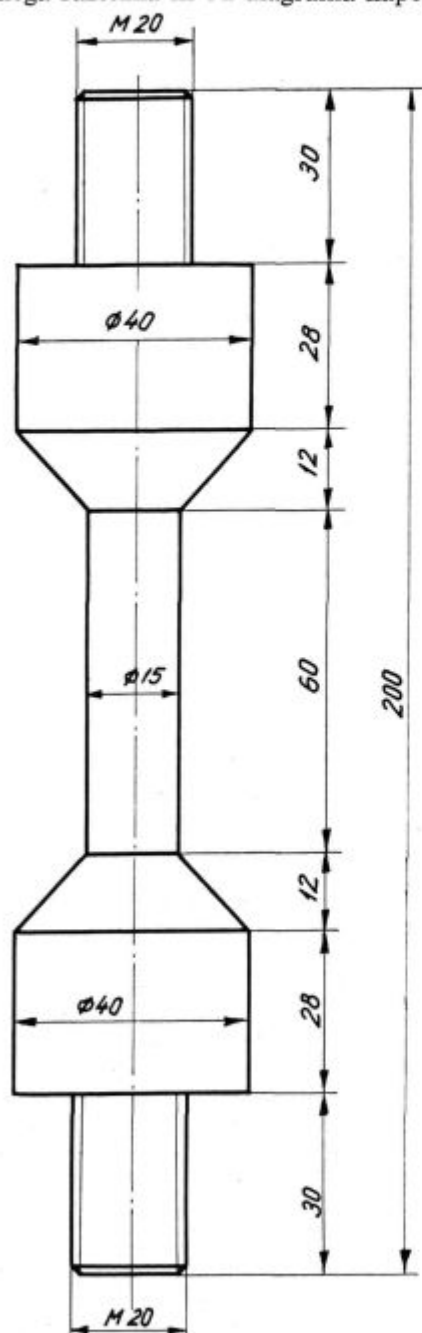
$$2e_1 = e_2 + e_3$$

Tudi iz slike 1 je razvidno, da je napetost pri višjih temperaturah manjša kot pri nižjih. Ugotoviti je mogoče tudi to, da je raztezek pri višji

temperaturi  $T_3$  večji in bolj izrazit istočasno z večjim padcem trdnosti, čeprav je termična napetost ( $S_3$ ) nižja in skupni mehanski raztezek enak

$$2e_1 = e_4 + e_5.$$

Povečanje raztezka na visokotemperaturni strani stene kokile, kjer je padec trdnosti večji, ni odvisno od trdnosti, ki jo ima litina pri običajni temperaturi. Odvisno je samo od padca osnovne trdnosti med visoko in nizko temperaturno stranjo stene kokile. Verjetnost, da bo nastopil zlom se ne zmanjša z nižjimi termičnimi napetostmi pri višji temperaturi. Termična napetost je odvisna od temperaturnega raztezka in od diagrama napetost-raz-



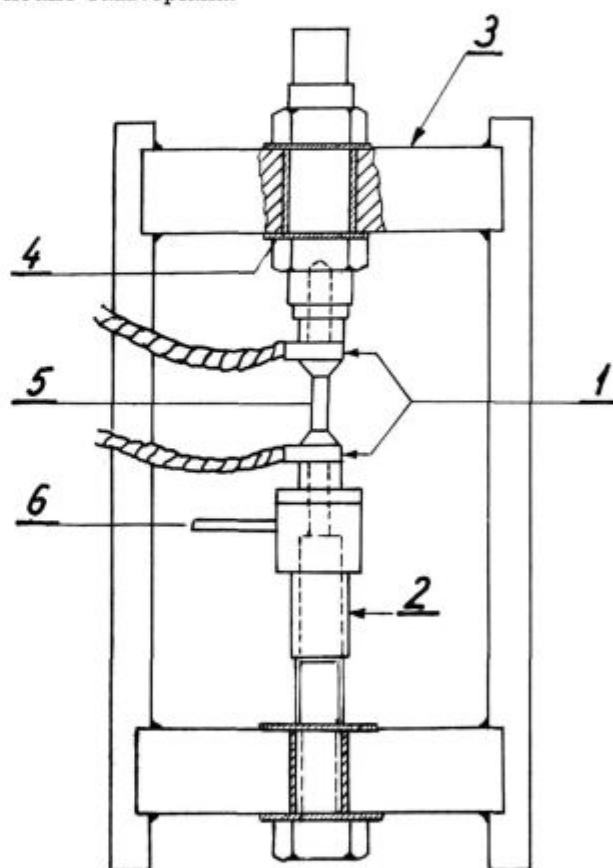
Slika 2  
Izmere probe

tezek, ki je karakterističen za vsak material. Slika 1 prikazuje, da so na notranji visokotemperaturni strani stene kokile mogoče razpoke pri nizkih termičnih napetostih in večjih raztezkih. Termične napetosti so tedaj veliko manjše kot pri običajni temperaturi.

Opisana dogajanja v jeklarski kokili med litjem smo ponovili pri preiskovanju kokilne litine. Pri preiskavah smo uporabili 4 vrste kokilnih litin in sicer:

1. običajno kokilno litino, ki se zaenkrat še najbolj uporablja pri nas.
2. kokilno litino z nizkim žveplom.

Dosedanja preiskovanja s statistično analizo so pokazala, da od glavnih elementov najbolj vpliva na trajnost kokil žveplo. Kokile z nižjim žveplom so pokazale pri statistični analizi tendenco večje trajnosti. Zaradi tega smo uporabljali probe, ki so bile izdelane iz kokilne litine, katera je bila predhodno razžveplana.



- 1- priključki za el. tok
- 2- strain-gage
- 3- jarem
- 4- izolacija
- 5- proba 15 mm premera
- 6- vodno hlajenje

Slika 3  
Okvir za izvajanje termičnih udarov

### 3. modificirana kokilna litina.

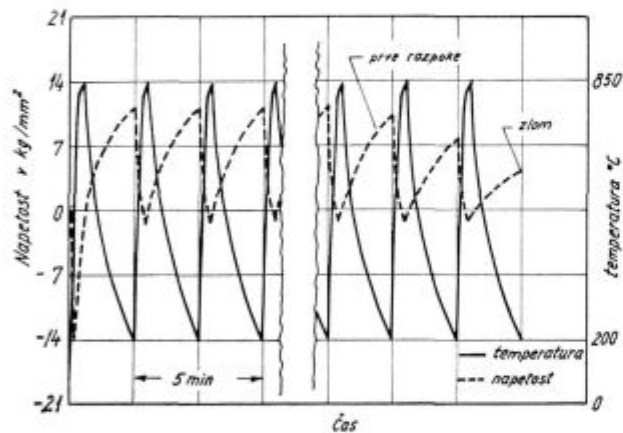
Probe so bile izdelane iz kokilne litine, ki je bila predhodno modificirana. Z modificiranjem smo nameravali doseči boljše izoblikovanje in porazdelitev grafita ter ugodnejšo osnovno strukturo.

### 4. nodularna litina.

V svetu se vedno bolj uporabljajo kokile, ki so izdelane iz nodularne litine. Dosedanje izkušnje so pokazale, da so kokile, ki so izdelane iz nodularne litine, pokazale znatno večjo trajnost.

Iz navedenih vrst kokilnih litin smo izdelali preizkusne probe z izmerami, ki so prikazane na sliki 2. Obenem so bile ulite iz istega materiala tudi jeklarske kokile, ki so se nato uporabljale v jeklarnah. Pri uporabi se je opazovala njihova trajnost in vzroki izločanja.

Probe smo preiskovali s posebno metodo. Vpeli smo jih v okvir, ki ni dopuščal niti raztezkov niti skrčkov (slika 3). Probo, ki je bila tako povsem togo vpeta, smo ciklično ogrevali s pomočjo električno upornega gretja. Za ogrevanje smo uporabili transformator z močjo 40 KW, kateri je dajal električni tok z jakostjo približno 2000 A in napetostjo nekaj V. Dogajanja v probi med izvajanjem posameznih ciklov so razvidna iz slike 4, ki shematično prikazuje napetosti pri spremembah tempe-

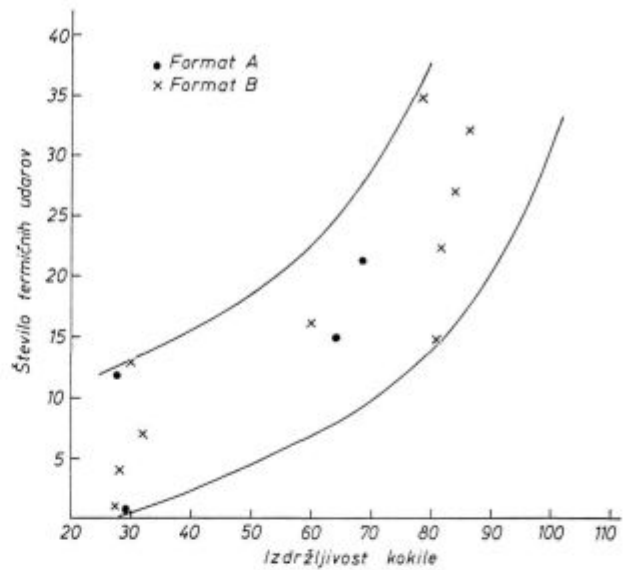


Slika 4

Shematični prikaz napetosti in temperature v probi

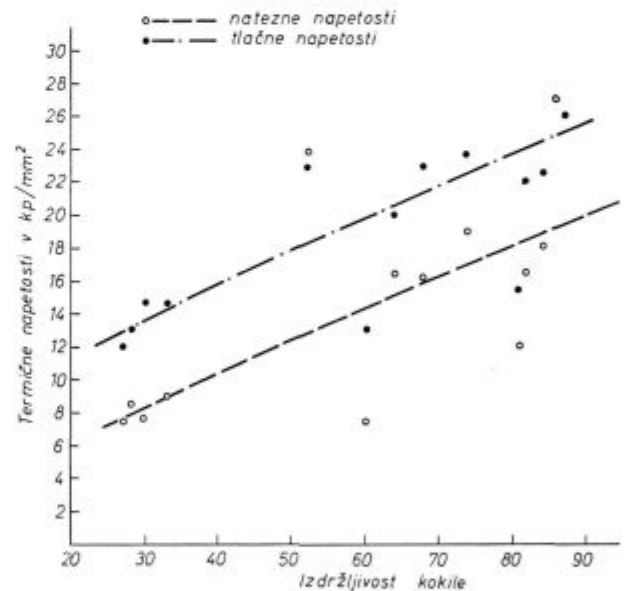
rate v probi. Z električnim tokom smo probo ogreli v približno 20–25 sekundah na temperaturo 850°C. Ko je proba dosegla to temperaturo, smo tok izklopili in proba se je ohlajala 125–130 sekund. Celotni cikel je trajal 150 sekund. Pri tem so se v probi pojavljale natezne in tlačne obremenitve. Pri prvem ciklusu, ko se je togo vpeta proba ogrevala od običajne temperature na temperaturo 850°C so se v probi pojavljale velike tlačne napetosti. Tlačne napetosti so dosegle maksimalno vrednost med samim ogrevanjem. Ko se je temperatura sprejemati napetosti v elastičnem območju in se je plastičnost deformirala. Pri maksimalni temperaturi so znašale tlačne napetosti samo še nekaj kg/mm<sup>2</sup>. Po končanem ogrevanju se je pričela pro-

ba ohlajevati, litina se je krčila, kar je imelo za posledico, da so se v probi pojavile natezne napetosti. Proba se pri ohlajevanju ni več ohladila do normalne temperature, temveč približno na 200°C.



Slika 5

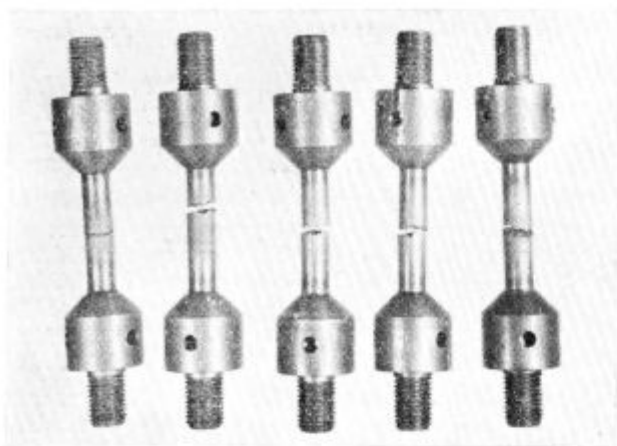
Število termičnih udarov v odvisnosti od vzdržnosti kokil



Slika 6

Velikost termičnih napetosti v odvisnosti od vzdržnosti kokil

Cikluse smo ponavljali do zloma probe. Celotni cikel je potekal povsem avtomatično. Temperaturo smo merili s pomočjo elektronskega optičnega pirometra, ki je avtomatsko izklopil električni tok, ko je bila dosežena temperatura. Casovni potek je bil reguliran s pomočjo časovnih relejev. Da bi lahko merili napetost v probi, smo vključili obenem s probo v okvir tudi merilno celico, s pomočjo katere smo ugotavljali napetosti v preiskovani



Slika 7  
Probe po zlomu

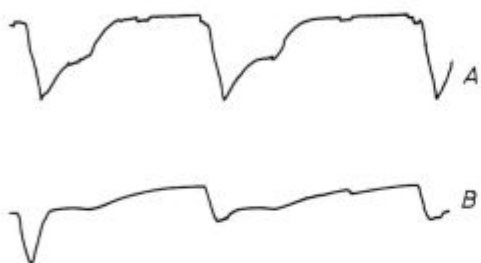


Diagram običajne kokilne litine : A-temperatura  
B-napetosti

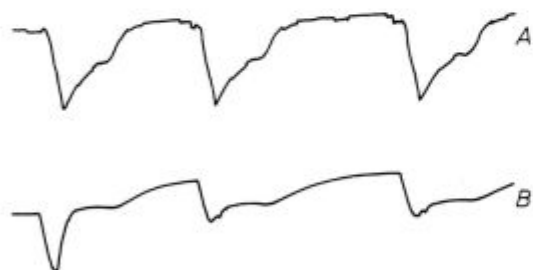


Diagram litine z nizkim S : A-temperatura  
B-napetosti

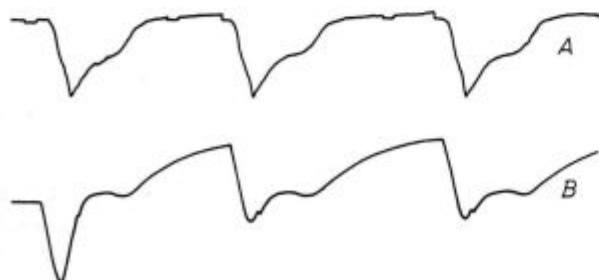


Diagram modificirane litine : A-temperatura  
B-napetosti

Slika 8

Diagram dejanskega poteka napetosti in temperature v probi

probi. Merjenje napetosti je bilo s pomočjo tenzometrov. Napetosti in temperaturo smo registrirali na registrirni trak.

Rezultate, katere smo dosegli z opisano probo, so podani v tabeli in na sliki 5. V naslednji tabeli so podane termične napetosti, ki so se pojavile v probi med temperaturnimi cikli. Slika 6 pa prikazuje kakšna odvisnost obstoja med velikostjo termičnih napetosti in vzdržnostjo kokile. Slika 7

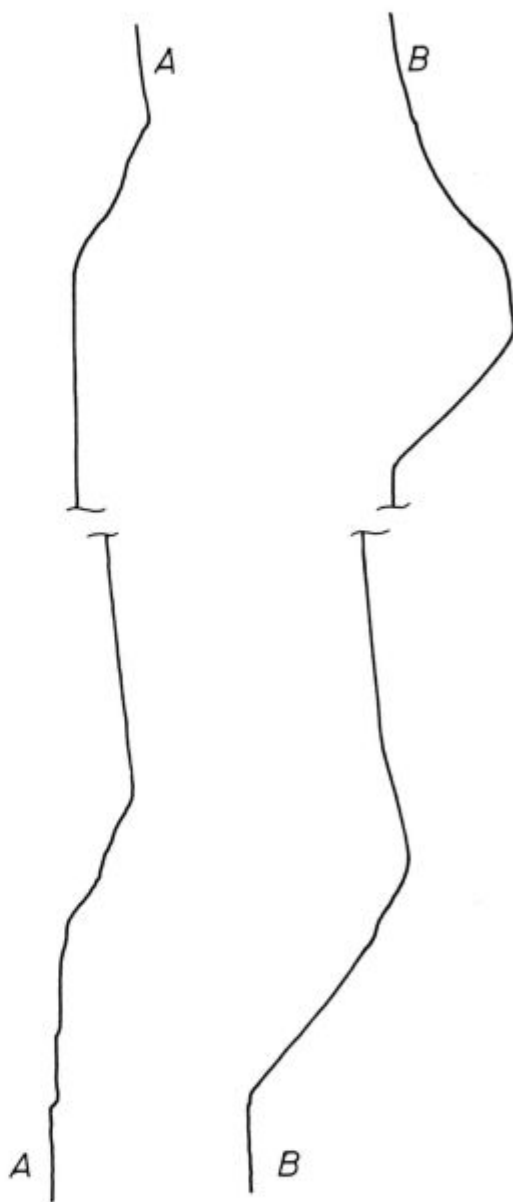


Diagram nodularne litine:

A — temperatura  
B — napetosti

Slika 9

Diagram dejanskega poteka napetosti in temperature v probi

nam kaže probe po zlomu. Na slikah 8 in 9 so prikazane krivulje dejanskega poteka napetosti in temperature v probah.

#### Vzdržnost prob in vzdržnost kokil

Ste- vilka probe	Vrsta litine	Število termičnih udarov	Izdrž- ljivost kokile
Format A			
38	litina z nizkim S	12	27
44	litina z nizkim S	1	29
1	modificirana litina	23	68
19	modificirana litina	15	64
3	nodularna litina	200	52
Format B			
25	hematitna litina	15	81
27	hematitna litina	13	30
18	litina z nizkim S	32	86
30	litina z nizkim S	4	28
37	litina z nizkim S	16	60
41	litina z nizkim S	1	26
46	litina z nizkim S	7	33
9	modificirana litina	23	82
11	modificirana litina	35	74
13	modificirana litina	27	84

Format A = OK 350

Format B = OKGV 255

#### Zaključek

Med številom termičnih udarov, ki jih je vzdržala proba in med izdržljivostjo ustrezne kokile obstoja neka odvisnost. Upoštevati pa moramo, da so bile probe podvržene predvsem obremenitvam zaradi termičnih napetosti, medtem ko so jeklarske kokile izločene ne samo zaradi razpok, temveč tudi zaradi zajed. Ravno tako obstoja določena odvisnost med velikostjo termičnih napetosti in iz-

#### Literatura

1. H. Bühler in W. Schepp: »Beitrag zur Frage der Eigenspannungen in Gusseisen«. Giesserei TWB 1959 H. 25 str. 1395—1401.
2. W. Grundig: »Über den Elastizitätsmodul  $E_0$  der graphit-haltigen Eisenwerkstoffe«, Giesserei TWB 1956 H. 16 str. 809—814.

In der Praxis ist es gewöhnlich schwer zu beweisen, dass ein zu früheres Ausfallen der Kokille durch die zu schlechte Beständigkeit des Kokillengusseisens verursacht wird. Deswegen haben wir eine Methode überprüft, welche für die Bestimmung der Beständigkeit des Kokillengusses bei wiederholten thermischen Beanspruchungen dienen

#### Velikost termičnih napetosti v probah

St. probe	Termične napetosti (max.)		natezne kp/mm <sup>2</sup>
	tlačne kp/mm <sup>2</sup>		
Format A			
	1. ciklus	2. ciklus	
38	12,0	2,5	7,6
44	—	—	—
1	23,7	4,1	16,1
19	20,1	3,5	16,5
3	23,8	3,5	24,9
Format B			
	1. ciklus	2. ciklus	
25	15,4	2,4	11,9
27	114,3	2,4	7,9
18	26,0	4,7	27,1
30	13,0	2,4	8,3
37	13,0	2,4	8,3
46	14,2	2,4	8,9
9	22,0	4,2	16,5
11	23,8	4,7	19,0
13	22,5	6,0	19,0

Iz diagramov je razvidno, da nastopajo tako pri ogrevanju kakor tudi pri ohlajevanju določene anomalije odnosno zakasnitve, je povezano s strukturnimi spremembami v materialu.

držnostjo kokile. Čim večje so notranje termične napetosti, tem bolj kvalitetna je litina in tem večja je tudi njena trajnost. Običajna kokilna litina in litina z nizkim žveplom sta imeli nižje termične napetosti kot modificirana in nodularna litina.

Opisane preiskave še niso dokončane. Nadaljnje delo bo pokazalo ali je mogoče dobiti točnejšo odvisnost med številom termičnih udarov, ki jih je izdržala neka litina in trajnostjo jeklarske kokile.

3. E. Houdremont in H. Scholl: »Die Bewertung innerer Spannungen für die Praxis«. Metallkunde, 1959, zv. 9, str. 503—511.
4. H. Schlechtweg: »Spannungsmessungen an Gusseisen nach dem modifizierten Invarianten Verfahren«. Giesserei TWB, 1955, zv. 15, str. 801—803.
5. J. R. Kattus: »Study of Mold-Iron Compositions«, Blast Furnace and Steel Plant, Febr. 1961, str. 159—163.

#### ZUSAMMENFASSUNG

sollte und nach welcher eine Schätzung der Kokillenbeständigkeit möglich wäre.

Die Probe haben wir in ein Joch eingespannt, welches keine Zusammensumpfungen und Ausdehnungen erlaubte. Die Probe haben wir elektrisch auf eine Temperatur von 850° C erwärmt. Bei dieser Erwärmung welche 20 bis 30



Sekunden dauerte, entstanden Druckspannungen und beim Abkühlen Zugspannungen. Diese Erwärmung wiederholten vier bis zum Bruch.

Wir haben auf diese Weise vier Sorten des Gusseisens untersucht und zwar: den üblichen Kokillenguss, Gusseisen mit niedrigem Schwefelgehalt, modifizierten Gusseisen und Gusseisen mit Kugelgraphit.

Die Proben haben abhängig von der Struktur des Gusseisens verschiedene Zahl der Zykeln ausgehalten. Manche Proben mit völlig weisser Struktur (Gusseisen mit niedrigem Schwefelgehalt) hielten nur einige Zykeln aus. Etwas besser waren die Proben aus dem gewöhnlichen Kokillenguss. Sie hielten bis zu 10 Zykeln aus. Der modifizierte Guss hielt von 20 bis 45 Zykeln aus. Die Proben aus dem Gusseisen mit Kugelgraphit hielten ohne Bruch 200 Zykeln aus.

## SUMMARY

In practice it is difficult to prove that a too low lifetime of a mold has origin in mold casting. Therefore a method was tested at the Metallurgical Institute in Ljubljana which enables us to test endurance of mold castings under repeated thermal stresses in order to forecast lifetimes of molds.

A specimen is fixed in a rigid frame which does not allow expansions or contractions. Specimens were electrically heated to 850° C. When heated up for 20 to 30 secs, compressive stresses appear in the specimen and during cooling off time tensile stresses are present. The heating-up periods were repeated until the break down of the specimen.

Four sorts of castings were tested by this method:  
an ordinary mold casting

a casting with low sulphur  
a modified casting, and  
a nodular casting.

Depending upon the microstructure of castings, specimens were able to stay various numbers of heating and cooling off cycles. Some specimen with a completely white microstructure (castings with low sulphur) were able to stay only few cycles. Somewhat better endurance was shown by specimens of ordinary mold casting (up to 10 cycles).

Modified castings stayed 20 to 45 cycles, and specimens of nodular castings were able to stay even 200 cycles before the break down.

## ЗАКЛЮЧЕНИЕ

В практике обыкновенно трудно доказать, что причина плохой стойкости изложниц плохая стойкость кокильного литья. Поэтому на Metallургическом заводе в Любляне (Югославия) испытали метод по которому было бы возможно определять стойкость кокильного литья на основании чередующихся термических нагрузок и наперед дать оценку о стойкости изложниц.

В ядро, которое не допускало усадков и растяжений, прикрепленная проба была путем электрического сопротивления подвержена нагреву на темп. от 850° Ц. При этом нагреве, которое длилось всего 20—30 сек. возникали сжимающие напряжения а при

охлаждении силы растяжения. Нагрев повторяли до излома пробы.

Таким образом испытали четыре сорта литья, и то: обыкновенное кокильное литье, литье с низким содержанием серы, модифицированное литье и литье с шаровидным графитом. В отношении на структуру, пробы выдержали различное число циклов. Некоторые пробы, на переломе белой структуры, выдержали всего несколько циклов. Немного лучшую стойкость до 10 циклов выдержали пробы из кокильного литья. Пробы из модифицированного литья выдержали 20—45 циклов, а пробы с шаровидным графитом выдержали без излома до 200 циклов.

## Radiometrično zasledovanje obrabe ponevčnih opek

Z radioaktivnim cirkonijem  $^{95}\text{Zr}$  smo zasledovali obrabo korundne in šamotne ponevčne opeke.

Radiometrično smo ugotovili, da je korundna opeka vsaj 2,5 krat obstojnejša od šamotne.

Dezoksidacija jekla z aluminijem v ponvi ugodno vpliva na redukcijo korodiranega  $\text{SiO}_2$  iz opeke.

### UVOD

Eksogeni nekovinski vključki pridejo v jeklo zaradi korozijskih in erozijskih vplivov taline na keramiko na vsej poti od preboda do kokile. Količina vključkov v jeklu je odvisna od kopice znanih in neznanih vplivov.

Posebno poglavje naših raziskav je posvečeno obstojnosti in vzdržljivosti ponevčne opeke. Zeleli smo ugotoviti dve stvari:

1. Kakšna je obstojnost in vzdržljivost ponevčne opeke iz korunda in iz šamota,
2. Katera od opek pusti manj vključkov v jeklu.

### EKSPERIMENTALNI DEL

#### Zaznamovanje opek

Surovino za zaznamovane opeke smo vzeli iz redne proizvodnje tako, da se zaznamovane opeke niso razlikovale od nezaznamovanih v svojih osnovnih karakteristikah.

Opečno maso smo zaznamovali z raztopino radioaktivnega cirkonija  $^{95}\text{Zr}$ . Aktivnost mase je bila 1500 mC/t keramike, torej 5 do 7 močnejša od dosedaj javljenih poskusov v literaturi.

Tabela 1 — Razmerje med granulacijo in aktivnostjo

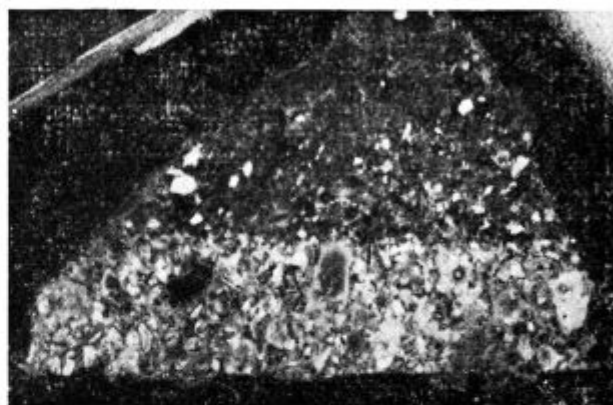
Granulacija mm	Aktivnost %
1—3	1,39
0,3—1	3,02
0,14—0,3	1,67
< 0,14	93,52

Ugotovili smo, da je izotop vezan le v drobni frakciji, t. j. v glini (tabela 1). Avtoradiografski posnetek aktivirane opeke potrjuje to ugotovitev (sliki 1, 2). Tudi poskus ionske izmenjave med glino in raztopino aktivnega cirkonija  $^{95}\text{Zr}$  je potrdil, da je 25 % razpoložljive aktivnosti vezano na glino.

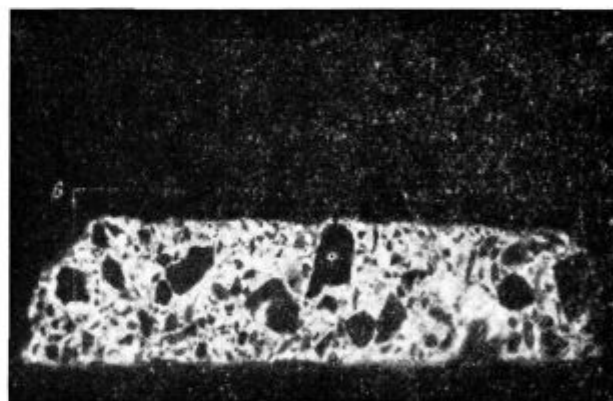
\* Opomba uredništva: V slovenskih železarnah je ustaljen izraz ponovca in opeka

#### Vzidava aktivnih opek

V dno ponve smo vzidali aktivne opeke po premeru vzporedno z izlivkom, medtem ko smo v steno ponve vzidali v vsako vrsto štiri opeke in sicer: po dve diametralno nasprotno glede na žilindrino izlivno ustje.



Slika 1  
Fotografski posnetek šamota



Slika 2  
Avtoradiografski posnetek šamota

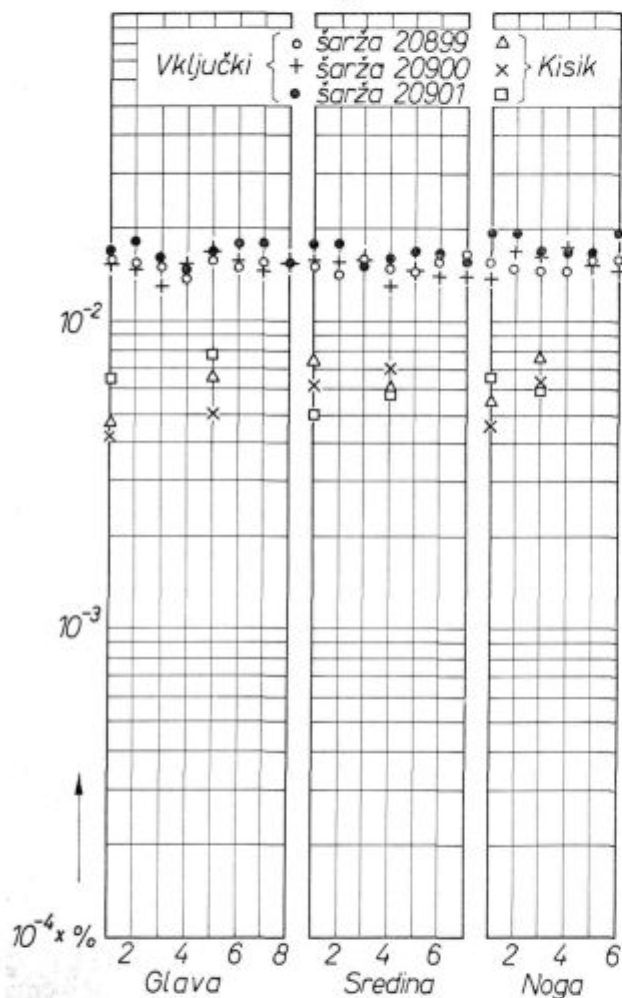
#### Vzorčevanje

Vse poskuse smo izvedli z jeklom za kroglične ležaje OCR 4 eks. sp. Po dveh predhodnih ulivanjih iz nove ponve smo začeli ulivati poskusne šarže. V poštev so prišle 3., 4. in 5. zaporedna šarža.

Livna plošča je imela 6 kanalov in na vsakem kanalu 3 ingote po 400 kg. Za meritve smo izbrali

1. in 3. ingot 1. in 3. livne plošče. Po vsaki šarži smo prve tri ingote razrezali v plošče iz glave, sredine in noge, medtem ko smo 4. ingot zvaljali v gredico. Plošče smo razrezali v palice po veliki diagonali. Iz posameznega ingota smo dobili po 21 merjencev, iz vsakega tekočega metra gredice pa 20 oziroma 10 merjencev. Merjence smo ostružili v valje 35 mm × 15 mm Ø, ki so tehtali približno 50 g.

### III. livna plošča 1. ingot



Slika 3

Razdelitev vključkov in kisika v jeklu iz korundne opeke

#### Merilna tehnika

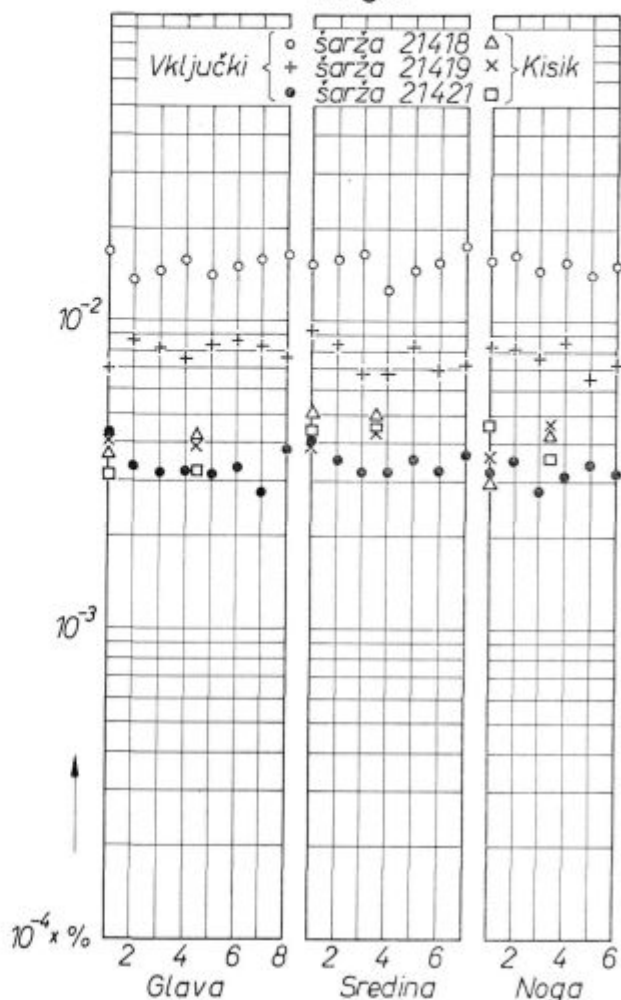
Vse merjence smo merili diferencialno v karakterističnem vrhu cirkonijevega  $^{95}\text{Zr}$  spektra. Širina kanala je bila 10 V. Ozadje je bilo  $10 \pm 1$  imp/min.

V računu za količino vključkov smo morali upoštevati še faktor izotopnega razredčevanja in faktor atenuacije, medtem ko smo faktor izgub zaradi čelnega sevanja zanemarili.

Dejanski atenuacijski faktor smo ugotovili iz izolata, ki smo ga preparirali po elektrolizi preiz-

### III. livna plošča

#### 1. ingot



Slika 4

Razdelitev vključkov in kisika v jeklu iz šamotne opeke

kušancev. Razmerje med aktivnostjo izolata in aktivnostjo merjenca, seveda oboje računano na enotno maso jekla, da dejanski atenuacijski faktor.

#### Računanje nekovinskih vključkov

Poznamo sp. aktivnost zmlete keramike Vemo, da je v keramiki radioaktivni izotop vezan samo v drobni frakciji. Drobne frakcije pod  $140 \mu$  je pri obeh vrstah keramike približno 60 %. Menimo, da korozijsko reagira samo drobna frakcija s kovinskimi oksidi iz taline jekla. Debelejši delci so večinoma podvrženi erozijskemu vplivu in se po eroziji izločajo v žlindre. Ni dovolj časa, niti ni dovolj razpoložljivih kovinskih oksidov, da bi debelejši delci reagirali v nove spojine. Pri poskusu s korundno opeko smo ugotovili 2 do 6 % čiste ga korunda v žlindri.

Na osnovi omenjenih ugotovitev in neposrednih meritev jeklenih merjencev ter ustrezne žlindre računamo delež nekovinskih vključkov v jeklu po obrazcu:

Aktivnost merjenca računana na 100 g Fe  $\cdot F_R \cdot F_A$   
sp. aktivnost keramike

$\cdot F_{\check{c}} = \% \text{ nekovinskih vključkov}$

Faktor čelnega sevanja ( $F_{\check{c}}$ ) smo zanemarili v računu.

Navajamo primer računa iz poskusa s korundno opeko. Merjenec št. 1 tehta 44,5 g, merjena aktivnost je 401 imp/min. V 100 g sta torej 902 imp/min. Ugotovili smo, da je aktivni cirkonij v drobni frakciji, drobne frakcije pa je 60%. Tedaj mora biti v 1 mg drobne frakcije ne 626 imp/min/mg keramike, temveč 1044 imp/min/mg drobne frakcije. Če upoštevamo še faktor izotopnega razredčevanja ( $F_R = 10,76$ ) in atenuacijski faktor ( $F_A = 1,45$ ), tedaj se račun glasi:

$$\frac{902 \text{ imp/min}}{1044 \text{ imp/min}/10^{-3} \text{ g}} \times 10,76 \times 1,45 = 0,0135 \% \text{ vključkov}$$

Pri poskusu s korundno opeko smo imeli 249 merjencev, pri poskusu s šamotno opeko pa 219 merjencev, skupno torej 468 kosov. Iz istih merjencev smo določili še kisik in elektrolitsko izolirali ter določili nekovinske vključke.

Tabela 3 — Analiza ponevčnih žlinder

Analiza %	Korundna opeka			Šamotna opeka		
	20899	20900	20901	21418	21419	21421
SiO <sub>2</sub>	21,26	22,04	25,28	21,89	24,84	22,02
korund	1,98	5,82	2,91	—	—	—
Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	8,82	6,08	8,73	8,59	10,29	9,97
FeO	2,79	2,79	1,98	—	—	—
CaO	48,5	43,3	43,6	46,73	51,45	53,53

Tabela 2 — Analiza nekovinskih vključkov, kisika in aluminija

	Sarža	Vzorec	SiO <sub>2</sub> %	Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> %	Skupno %	O <sub>2</sub> %	Al %
Korundna opeka	20899	N <sub>6</sub>	0,006 <sub>4</sub>	0,013 <sub>7</sub>	0,020 <sub>1</sub>	0,006 <sub>1</sub>	0,005
		N <sub>9</sub>	0,004 <sub>3</sub>	0,009 <sub>6</sub>	0,013 <sub>9</sub>	0,007 <sub>1</sub>	
	20900	N <sub>15</sub>	0,005 <sub>1</sub>	0,002 <sub>0</sub>	0,007 <sub>1</sub>	0,005 <sub>1</sub>	0,011
		N <sub>18</sub>	0,006 <sub>4</sub>	0,005 <sub>1</sub>	0,011 <sub>5</sub>	0,004 <sub>3</sub>	
	20901	N <sub>24</sub>	0,004 <sub>3</sub>	0,006 <sub>1</sub>	0,010 <sub>9</sub>	0,005 <sub>3</sub>	0,004
		N <sub>27</sub>	0,005 <sub>0</sub>	0,006 <sub>3</sub>	0,011 <sub>3</sub>	0,006 <sub>3</sub>	
Šamotna opeka	21418	7 + 8	< 0,001	0,008 <sub>7</sub>	0,008 <sub>7</sub>	0,004 <sub>4</sub>	0,013
		50 + 51	< 0,001	0,012 <sub>3</sub>	0,012 <sub>3</sub>	0,005 <sub>0</sub>	0,015
	21419	80 + 81	< 0,001	0,012 <sub>0</sub>	0,012 <sub>0</sub>	0,004 <sub>5</sub>	0,015
		122 + 123	< 0,001	0,011 <sub>0</sub>	0,011 <sub>0</sub>	0,004 <sub>1</sub>	0,017
	21421	153 + 154	0,001	0,011 <sub>4</sub>	0,012 <sub>4</sub>	0,005 <sub>3</sub>	0,017
	195 + 196	0,001	0,005 <sub>7</sub>	0,006 <sub>7</sub>	0,003 <sub>5</sub>	0,020	
Korundna opeka	41733	—	0,002	0,006	0,008	0,0057	0,014
	21419	—	0,002	0,004	0,006	0,0044	0,011
	41578	—	0,002	0,0055	0,0075	0,0039	0,026

Tabela 4 — Razdelitev vključkov v 30 t jekla in žlindri

Razdelitev vključkov kg	Korundna opeka			Samotna opeka 21418
	20899	20900	20901	
1. 60 % vključkov v jeklu	4,35	4,32	5,34	4,72
2. 40 % zrn iz jekla v žlindri	2,90	2,88	3,56	3,16
3. 60 % vključkov v žlindri	3,88	2,63	2,50	7,65
4. 40 % zrn v žlindri	2,59	1,75	1,67	6,66
Vsota 2.+3.+4. v kg	9,37	7,26	7,73	17,47
Žlindra v kg 500	500	500	500	450
Utežni delež v %	1,87	1,45	1,55	3,88

Radiometrične rezultate za vključke in količine kisika prikazujemo kot primerek na sliki 3 za poskus s korundno opeko in na sliki 4 za poskus s šamotno opeko, medtem ko mikroanalitske rezultate na SiO<sub>2</sub> in Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> ter razpoložljivi Al prikazujemo skupno v razpredelnici (tabela 2).

Če ocenimo kvaliteto šarž pri poskusu s korundno opeko vidimo, da je dezoksidacija z aluminijem bila nepopolna. Zato sta količini za SiO<sub>2</sub> in Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> relativno veliki pri razmerju SiO<sub>2</sub>:Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, ki je v opeki 1:4. Pri poskusu s šamotno opeko so bile šarže dobro dezoksidirane. Zanimiva je ugotovitev, da je SiO<sub>2</sub> praktično zreduciran, čeprav je razmerje SiO<sub>2</sub>:Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> v opeki približno 2:1. Smemo sklepati, da je aluminij reduciral SiO<sub>2</sub>, nastali Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> pa ni uspel se izločiti v žlindro.

## Analiza žlinder

Žlindre pri poskusu s korundno in šamotno opeko imajo naslednjo setavo (tabela 3). Zanimivo je, da smo v žlindri pri poskusu s korundno opeko našli 1,98 do 5,85 % korunda. Iz tega podatka smemo sklepati, da izhaja netopni korund iz grobih delcev korundne opeke, ko jih je talina erodirala in splavila v žlindro, ne pa zažlindrila. V žlindro je odšlo približno 40 % erodiranih korundnih delcev, medtem ko je 60 % korodiranih drobnih delcev ostalo v jeklu. Razen tega se je v žlindro izločila še neka določena količina koronirane in erodiranega korunda zaradi ravnomočja med talino in žlindro. Aktivni delež korodiranega korunda smo v žlindri določili radiometrično. Tudi za to razmerje smo vzeli odnos 60:40.

V ponvi smo imeli poprečno 30 t jekla. Iz poprečja radiometričnih meritev za jeklo zračunamo količino korodirane keramike, ki je ostala v jeklu. Ta delež znaša 60 % korodirane keramike, erodiranih 40 % pa je odšlo v žlindro. Poleg tega je v znani teži žlindre moč zračunati količino korodirane in erodirane keramike. Računske rezultate navajamo v tabeli 4.

Računski podatki očitno kažejo, da je korundna opeka 2 do 2,5 krat vzdržljivejša od šamotne opeke. Ta ugotovitev je bila tudi praktično potrjena.

Razen tega vidimo iz primerjave aktivnosti 3., 4. in 5. šarže z obema opekama, da je šamotna opeka bila pri 3. šarži še prevlečena z aktivno maso, medtem ko je pri 4. šarži padla aktivnost na polovico, pri 5. šarži pa na četrtnino vrednosti 3. šarže. Aktivnost korundne opeke pa je ostala pri istem številu šarž dejansko konstantna.

## PREGLED IN OCENA REZULTATOV

### Razdelitev vključkov med jeklo in žlindro

Verjetna je razlaga, da potekajo korozijske reakcije pretežno med oksidi jekla in med drobno frakcijo v keramiki. Ko zmanjka drobne frakcije okrog vgnezenih debelejših zrn, se debelejša zrna erodirajo in vzgonsko dvigujejo v žlindro in se tam morda zažlindrijo. Tudi po korozijski reakciji nastali produkti se izločajo v žlindro. Zagotovo pa ostanejo korodirani delci suspendirani tudi v jeklu. Tako mnenje potrjujejo radiometrijske meritve.

Za naše račune smo vzeli neko samovoljno mejo med drobno in debelo frakcijo v keramiki in smo rekli, da delci, ki so debelejši od 0,14 mm, splavajo v žlindro, medtem ko so drobnejši delci sposobni za korozijske reakcije in ti naj bi bili vključki. Svojo domnevo smo oprli na poskuse, kjer smo nedvomno dokazali, da je aktivnost vezana na drobno frakcijo, na glino. Ker pa je v žgani keramiki drobna frakcija gline intenzivno pomešana z drobno frakcijo ciklonskega prahu,

obstaja verjetnost, da je prišlo do medsebojne pirotermične vezave, ker so relativne površine drobnih delcev zelo velike in zato tudi sposobne za medsebojne pirotermične vezave. Odlična avtoradiografska slika šamota je dovolj prepričljiv dokaz, da v debelih zrnih ni aktivnosti.

### Količina vključkov v jeklu

V pričujočem delu smo poskusili popraviti nezavestno napako, ki smo jo delali v prejšnjih delih. Specifično aktivnost keramike smo korigirali zaradi novih dognanj, da je aktivnost vezana na drobno frakcijo. To korekturo smo utemeljeno uporabili za poskus s korundno opeko, ker smo imeli klasirane surovine. Manj utemeljena je korektura za šamotno opeko, ker nimamo klasirane surovine šamotnega loma. Vendar pa moramo računati z neko statistično verjetnostjo, da se poprečje izdelkov le približuje uporabljeni korekturi.

Poskusimo primerjati mikroanalitske rezultate in kisikove rezultate z radiometrijskimi. Poprečje radiometrijsko določenih vključkov s 368 meritvami za štiri šarže se giblje med 0,14 in 0,017 %. Poprečje vsote  $Al_2O_3$  in  $SiO_2$ , ki smo ga določili mikroanalitsko v 12 vzorcih, se giblje okoli  $0,012 \pm 0,007 \% Al_2O_3 + SiO_2$ . Rezultati za kisik iz 54 vzorcev so pri poskusu s korundno opeko precej visoki in sicer med 0,005 in 0,008 %  $O_2$ , medtem ko so pri poskusu s šamotno opeko pri enakem številu vzorcev med 0,004 in 0,005 %  $O_2$ . Upoštevajmo še razpoložljivi aluminij, ki ga je pri poskusu s korundno opeko zelo malo, medtem ko ga je pri poskusu s šamotno opeko  $0,017 \pm 0,003 \% Al$ .

Iz primerjave podatkov vidimo, da med mikroanalitskimi in radiometrijskimi rezultati ni občutne razlike. Res je, da je radiometrijskih rezultatov več kot mikroanalitskih in da so radiometrijski rezultati bolj homogeni kakor mikroanalitski. Če upoštevamo, da je tudi nekaj drugih oksidov v jeklu, bi se rezultati še nekako ujeli.

Razumljiva je razlika v količini kisika v jeklu iz obeh poskusov. Razložiti se da z razpoložljivim aluminijem. Poskus s šamotno opeko ima normalno količino kisika za zadevno jeklo, ker ima dovolj razpoložljivega aluminija, jeklo iz korundne opeke pa ima malo aluminija, zato pa previsok kisik. Rezultati za kisik iz poskusa s korundno opeko bi bili kongruentni z radiometrijsko določenimi vključki, medtem ko je pri poskusu s šamotno opeko prišlo do intenzivne redukcije  $SiO_2$ , indikatorski izotop pa je ostal na mestu redukcije.

### Vzdržljivost korundne in šamotne opeke

Z radiometrijsko tehniko smo poskusili dokazati koliko je korundna opeka vzdržljivejša od šamotne. Očiten dokaz za to trditev so radiometrijske meritve šarž iz obeh ponvic. Medtem ko so pokazale vse tri šarže iz korundne opeke do neke mere stalno aktivnost jekla, smo pri poskusu s šamotno opeko očitno dokazali, da je obraba šamota zelo velika. Kot smo že v eksperimental-

nem delu omenili, je aktivnost jekla četrte poskusne šarže padla na polovico, pete pa na četrtno aktivnosti, ki jo je bila imela tretja šarža. Menimo, da je že to dognanje prepričljiv dokaz, če upoštevamo, da je bila aktivna plast na opekah enako debela pri obeh poskusih. Razen tega po kaže avtoradiografska slika odlično začrtano mejo med aktivno in neaktivno plastjo v opeki.

Poskusili smo računsko dokazati vzdržljivost ene in druge vrste opeke. Iz zračunane količine erodirane in korodirane opeke smo ugotovili utežni delež opeke v žilindri. Če primerjamo razmerje med obema poskusoma, je korundna opeka vsaj 2,5 krat obstojnejša od šamotne opeke. Račun je potrdila tudi praksa.

Analizni izvidi mikroanalitskih rezultatov govorijo za to, da aluminij kot dezoksidant v ponj lahko reducira  $\text{SiO}_2$  v precejšnji meri. Pogoj je le, da ostane v jeklu še vsaj 0,015 % razpoložljivega aluminija.

## ZAHVALA

Dolžni smo, da se zahvalimo Združenju jugoslovanskih železarn in vsem trem slovenskim železarnam, predvsem pa Železarni Ravne, ker so omogočile in denarno podprle obširno raziskovalno delo, ki je trajalo več let.

## Literatura

1. Grigorian, W. A. A. M. Samarin: Die Ermittlung der Ursachen der Verunreinigung von Wälzlagerstahl durch nichtmetallische Einschlüsse mit Hilfe von radioaktiven Ca-Isotopen: *Izvestia Akademii nauk SSSR, Otdelenie tehničkih nauk* 3 (1954), 91/101; loc. cit. Chem. Zbl. 126 (1955) 5638/39.

2. Samarin, A. M., E. S. Kalinnikov: Der Einfluss der Ausfütterung der Rinne und der Pfanne auf die Verunreinigung von Wälzlagerstahl durch nichtmetallische Einschlüsse. *Sbornik* 34, (1955), 190/230; loc. cit. Chem. Abstracts 51 (1957), Sp 14513.

3. Kronmarch, S.: Einfluss des feuerfesten Rinne- und Pfannenfutters auf die Verunreinigung von Kugellagerstahl durch nichtmetallische Einschlüsse (Anwendung des radioaktiven Isotops Ca-45), *Neue Hütte* 1 (1956), 505/508 (Izvillek iz 2).

4. Fedock, M. P.: Über die Herkunft von nichtmetallischen Einschlüssen aus Giessgruben Verschleissstoffen. *J. Metals* 6 (1954) 125/127, loc. cit. Stahl u. Eisen 74 (1954), 843/844.

5. Marguliss, O. M., A. G. Karaulov: Anwendung des Verfahrens der »markierten« Atome zur Feststellung des Einflusses feuerfesten Massen auf die Verunreinigung von Stahl durch nichtmetallische Einschlüsse. *Ognje-upori* 21 (1956), 253/258; loc. cit. Chem. Zbl. 128 (1957), 5694/95.

6. Bojarski, Z., W. Orzeszko, S. Pawlowski, R. Wusatowski, Z. Ziolkowski: An Assessment Trial of the Quality of Refractory Materials Used in Casting Pit and the Distribution of Non-metallic Inclusions in Steel by Means of Radioactive Tracers. *Radioisotopes in Scientific Research*, Pergamon Press 1958, 388/410.

7. Saito T., R. Shimanuki: Source of Non-metallic Inclusions in Steel Ingot, *Ibidem* 362/374.

8. Richardson, A. M.: The Use of Radioisotopes to Trace the Origin of Oxide Inclusions in Steel, *ISI-SR* 77, 57/63.

9. Pröpstl, G. H. I. Radioaktive Markierungstechnik zur Untersuchung von metallurgischen Vorgängen im Stahlwerk, *Stahl u. Eisen* 13, (1960), 863/877.

10. Treppschuh, H. E. Pachaly, K. Sauerwein, R. Schrötter: Untersuchung mit radioaktiven Leitisotopen über den Verschleiss feuerfester Giessteine und dessen Einfluss auf den Reinheitsgrad legierten Baustahls, *Ibidem* 878/882.

11. Logi, P., L. Matteoli: Studio della origine delle inclusioni esogene negli acciai a mezzo di traccianti radioattivi, *Metallurgia it.* 9, (1964), 443.

## ZUSAMMENFASSUNG

Es wurden mehrere parallele Versuche über die Dauerhaftigkeit und Beständigkeit der Korund- und Schamottesteine in der Pfanne gemacht und mit radioaktiven Zirkonium  $^{90}\text{Zr}$  radiometrisch kontrolliert in welchem Ausmass die Steine vom Stahl korrodiert und erodiert wurden.

Es wurde bewiesen, dass eigentlich nur die feinsten Körnchen der Steinmasse das Entstehen exogener nichtmetallischer Einschlüsse verursachen, als Folge der korro-

sivierenden Einflüsse der Metalloxyde aus dem Stahlbad, die gröberen Körner der Steinmasse dagegen wurden erodiert und sammelten sich in der Schlacke an.

Radiometrisch wurde bestätigt, dass Korundsteine mindestens 2,5 mal beständiger sind als Schamottesteine. Aluminiumzusatz in der Pfanne als Desoxydationsmittel begünstigt die Reduktion des korrodierten  $\text{SiO}_2$  aus der Steinmasse.

## SUMMARY

Many parallel attempts of the corundum and fire-clay bricks behaviour in the ladle were made, and with zirconium  $^{90}\text{Zr}$  radiometrically measured in what extent the bricks were corroded and eroded from the steel.

It was stated that actually only the finest corns of the bricks cause the formation of exogene non-metallic inclusions as consequence of the corrosion influence of metall-

oxides from the melt, while the coarser ones were eroded and gathered in the slag.

It was radiometrically stated that the corundum bricks are at least 2,5 times more resistable than fire-clay bricks.

Addition of aluminium in the ladle as desoxydant influences the reduction of corroded silica.

## ЗАКЛЮЧЕНИЕ

На целом ряде параллельных опытах рассмотрена радиометрическим путем стойкость корундовой и шамотной футеровки ковшей с целью определить, до какой степени происходит коррозия и эрозия футеровки. Установлено, что только самые мелкие зёрна футеровки класса менее 0.14 мм суть причина появления экзогенных неметаллических включений как следствие коррозионного

влияния металлических окисей в то время как более крупные зёрна выплывают в шлак. Радиометрическим способом установлено, что корундовая футеровка 2.5 раза более устойчива от шамотного кирпича. Добавление алюминия для раскисления стали действует на восстановления двуокиси кремния из футеровки.



## Vsebina II. letnika

Rodič A., Rodič J., Železarna Ravne <b>Brzorezna jekla — II del</b>	1	Rodič J., A. Rodič, Železarna Ravne <b>Brzorezna jekla — III. del</b>	165
Razinger Anton, Železarna Jesenice <b>Določevanje obdelovalnosti jekel za obdelavo na avtomatih po postopku struženja s konstantnim pritiskom</b>	21	Jezeršek Aleksander, Železarna Jesenice <b>Vpliv elementov na korozijsko odpornost visokolegiranih jekel v raztaljenih svinčenih solih</b>	185
Begeš Janez, Železarna Jesenice <b>Avtomatsko navarjanje pod praškom s trakom</b>	35	Langus Danijel, Železarna Jesenice <b>Delovanje štirislojnih polprevodniških elementov</b>	191
Setina A., Perman E., Perman J., Železarna Ravne <b>Arbitražno določevanje arzena v jeklu</b>	41	Tomaž Gostič Vera, Železarna Štore <b>Vodik v jeklu, ferolegurah in litini in metoda določanja</b>	205
Šturbej Alojz, Železarna Štore <b>Uporaba fotoelektričnega stilometra FES 1 pri analizi izdelkov črne metalurgije</b>	51	Burnik Dušan, Železarna Štore <b>Proizvodnja in uporaba jeklarskega grodlja z nižjim manganom.</b>	213
Sicherl B., Pavlin F., SNT Katedra za toplotno tehniko, oddelek za montanistiko <b>Direktno določevanje sile curka pri gorilnikih velikih kapacitet</b>	59	Hodnik Janez, Metalurški inštitut <b>Določevanje silicija v ferovanadiju s perklorovo kislino</b>	219
Kosec L., F. Vodopivec, Metalurški inštitut Ljubljana, R. Tixier IRSID <b>Vpliv antimona, arzena, bakra in kositra na tvorbo obogatene plasti pri oksidaciji mehkega jekla</b>	65	Pribyl R., Linz <b>Nova vrsta valjev za vroče valjanje v valjarnah pločevine</b>	221
Prešeren Alojz, Metalurški inštitut Ljubljana <b>Studij tvorbe dezoksidacijskih produktov in njihovo izločanje v žlindro</b>	89	Prešeren Alojz, Metalurški inštitut <b>Uporaba prašnatih dezoksidantov</b>	227
Rode B., J. Rodič, Železarna Ravne <b>Statistično planiranje in vrednotenje metalurških raziskav</b>	99	Zvokelj Janez, Metalurški inštitut <b>Zamenjava niklja z manganom v 9 % nikljevem jeklu</b>	235
Pratnekar Tone, Železarna Ravne <b>Raziskave obstojnosti brzoreznilnih jekel</b>	113	Čisar Stefan, »Impol« Slov. Bistrica <b>Obdelava domačih avtomatskih zlitin z rezili</b>	243
Bratina Janez, Železarna Ravne <b>Domači uporovni materiali za visoke temperature</b>	133	Jurca Stane, Metalurški inštitut <b>Nekaj o metalurgiji prahu in o njenem prihodnjem razvoju</b>	247
Rodič Jože, Železarna Ravne <b>Sistemi kontrole in metodike reševanja tehnoloških problemov</b>	153	Trbižan Milan, Metalurški odsek FNT <b>Vpliv cikličnih termičnih obremenitev na izdržljivost kokilne litine</b>	251
		Hodnik Janez, Metalurški inštitut <b>Radiometrično zasledovanje obrabe ponovčnih opek</b>	257





Odgovorni urednik: Jože Arh, dipl. inž. — Člani: Jože Rodič, dipl. inž., Janez  
Barborič, dipl. inž., Aleksander Kveder, dipl. inž., Edo Žagar, tehnični urednik.  
Tisk: CP »Gorenjski tisk«, Kranj