

# ŽELEZARSKI ZBORNIK

## VSEBINA

	Stran
Todorovič Gojko, J. Lamut, B. Dobovišek — Metalurški inštitut Ljubljana J. Zapušek, B. Sedlar — Železarna Štore NAOGLJIČENJE ŽELEZA MED REDUKCIJO IN TALJENJEM PLAVŽNEGA VSIPA	1
Arh Jože — Železarna Jesenice Vasilij Prešern — Metalurški inštitut Ljubljana DOSEŽKI ŽELEZARNE JESENICE NA PODROČJU SEKUNDARNE OBDELAVE JEKLA	7
Vodopivec Franc — Metalurški inštitut Ljubljana M. Gabrovšek — Železarna Jesenice MEJA PLASTIČNOSTI KONSTRUKCIJSKIH JEKEL, FIZIKALNO METALURŠKE OSNOVE	19
Vodopivec Franc — Metalurški inštitut Ljubljana F. Marinšek, Železarna Jesenice F. Grešovnik, Železarna Ravne REKRISTALIZACIJA IN RAST ZRN PRI ŽARJENJU HLADNO VALJANEGA JEKLA Z 0,03 % C, 1,8 % Si, 0,3 % Mn in 0,3 % Al	29
Kaker Henrik — Železarna Ravne MIKROANALIZA FAZ V ZLITINI NIMONIC 80 A S KOMBINACIJO REM-EDS	39
Tehnične novice	
Ažman Alojz, D. Sikošek, A. Šteblaj, J. Triplat, J. Arh — Železarna Jesenice NOVI KONSTRUKCIJSKI MIKROLEGIRANI JEKLI NIOMOL 390 IN NIOMOL 490	45
Leskovšek Vojteh — Metalurški inštitut Ljubljana PREDSTAVITEV ENOKOMORNE VAKUUMSKE PEČI IPSEN VTC 324-R S HOMOGENIM PLINSKIM HLAJENJEM POD VISOKIM TLAKOM	53
Arh Jože — Železarna Jesenice DRUGA EVROPSKA KONFERENCA O ELEKTROJEKLARSTVU	59

LETO 21 ŠT.1 — 1987

ŽEZB BQ 21 (1) 1—64 (1987)



# ŽELEZARSKI ZBORNIK

IZDAJAJO ŽELEZARNE JESENICE, RAVNE, ŠTORE IN METALURŠKI INŠTITUT

LETO 21

LJUBLJANA

MAREC 1987

Vsebina	Inhalt	Contents	Содержание
Stran	Seite	Page	Страница
G. Todorović, J. Lamut, B. Dobovišek, J. Zapušek, B. Sedlar Naogličenje železa med redukcijo in taljenjem plavžnega vsipa UDK: 669.162.25:669.046.562.2 ASM/SLA: D1b, D1In, C, 10-52	G. Todorović, J. Lamut, B. Dobovišek, J. Zapušek, B. Sedlar Aufkohlung von Eisen während der Reduktion und dem Schmelzen von Hochofenmöller UDK: 669.162.25:669.046.562.2 ASM/SLA: D1b, D1In, C, 10-52	G. Todorović, J. Lamut, B. Dobovišek, J. Zapušek, B. Sedlar Carburization of iron during the reduction and smelting of the blast-furnace burden UDK: 669.162.25:669.046.562.2 ASM/SLA: D1b, D1In, C, 10-52	G. Todorović, J. Lamut, B. Dobovišek, J. Zapušek, B. Sedlar Науглероживание железа во время восстановления и расплавления шихта доменной печи. UDK: 669.162.25:669.046.562.2 ASM/SLA: D1b, D1In, C, 10-52
J. Arh, V. Prešern Dosežki Železarne Jesenice na področju sekundarne obdelave jekla UDK: 669.187.26 ASM/SLA: D8n, D8p, D7a, D9s, 10-52	J. Arh, V. Prešern Errungenschaften des Hüttenwerkes Jesenice auf dem Gebiet der Sekundärbehandlung von Stahl UDK: 669.187.26 ASM/SLA: D8n, D8p, D7a, D9s, 10-52	J. Arh, V. Prešern Achievements of Jesenice ironworks in the secondary treatment of steel UDK: 669.187.26 ASM/SLA: D8n, D8p, D7a, D9s, 10-52	J. Arh, V. Prešern Достижения металлургического завода Железарна Есенице в области вторичной обработки стали. UDK: 669.187.26 ASM/SLA: D8n, D8p, D7a, D9s, 10-52
F. Vodopivec, M. Gabrovšek Meja plastičnosti konstrukcijskih jekel, fizikalno metalurške osnove UDK: 669.14.018.292:539.4.011.23:539.4.015.1:621.785.85 ASM/SLA: Q23b, Q21b, AYb, 10-51	F. Vodopivec, M. Gabrovšek Streckgrenze bei den Konstruktionsstählen, physikalisch metalurgische Grundlagen UDK: 669.14.018.292:539.4.011.23:539.4.015.1:621.785.85 ASM/SLA: Q23b, Q21b, AYb, 10-51	F. Vodopivec, M. Gabrovšek Yield strength of structural steel — physico-metallurgical fundamentals UDK: 669.14.018.292:539.4.011.23:539.4.015.1:621.785.85 ASM/SLA: Q23b, Q21b, AYb, 10-51	F. Vodopivec, M. Gabrovšek Предел пластичности конструкционных сталей, физико-металлургические основания. UDK: 669.14.018.292:539.4.011.23:539.4.015.1:621.785.85 ASM/SLA: Q23b, Q21b, AYb, 10-51
F. Vodopivec, F. Marinšek, F. Grešovnik Rekristalizacija in rast zrn pri žarjenju hladno valjane-ga jekla z 0,03 % C, 1,8 % Si, 0,3 % Mn in 0,3 % Al UDK: 669.0185:621.785.374:621.785.375 ASM/SLA: J230, N2, N5h, N3m, AYb, 4-53	F. Vodopivec, F. Marinšek, F. Grešovnik Rekristallisation und Kornwachstum beim Glühen von kaltgewalztem Stahl mit 0,03 % C, 1,8 % Si, 0,3 % Mn und 0,3 % Al UDK: 669.0185:621.785.374:621.785.375 ASM/SLA: J230, N2, N5h, N3m, AYb, 4-53	F. Vodopivec, F. Marinšek, F. Grešovnik Recrystallization and grain growth in annealing cold rolled steel with 0.03 % C, 1.8 % Si, 0.3 % Mn, and 0.3 % Al UDK: 669.0185:621.785.374:621.785.375 ASM/SLA: J230, N2, N5h, N3m, AYb, 4-53	F. Vodopivec, F. Marinšek, F. Grešovnik Рекристаллизация и рост зёрен при отжиге холодной прокатки стали с 0,03 % C, 1,8 % Si, 0,3 % Mn и 0,3 % Al. UDK: 669.0185:621.785.374:621.785.375 ASM/SLA: J230, N2, N5h, N3m, AYb, 4-53
H. Kaker Mikroanalize faz v zlitini Nimonic 80A s kombinacijo REM-EDS UDK: 620.187:621.385.833.28 ASM/SLA: M21c, Nib	H. Kaker Phasenmikroanalyse der Legierung Nimonic 80 A durch die Kombination REM-EDS UDK: 620.187:621.385.833.28 ASM/SLA: M21c, Nib	H. Kaker Phase microanalysis of the Nimonic 80 A alloys by the REM-EDS combination UDK: 620.187:621.385.833.28 ASM/SLA: M21c, Nib	H. Kaker Микроанализ фаз в сплаве Nimonic 80 A в комбинации с REM-EDS. UDK: 620.187:621.385.833.28 ASM/SLA: M21c, Nib
Tehnične novice	Technische Nachrichten	Technical News	Технические новости



99930/1042

1152380





## Naogljčenje železa med redukcijo in taljenjem plavžnega vsipa

UDK: 669.162.263.25:669.046.562.2  
ASM/SLA: D1b, D11n, C, 10—52

G. Todorović, J. Lamut, B. Dobovišek, J. Kramer, J. Zapušek, B. Sedlar

*Naogljčenje železa med redukcijo postaja za plavžarje vse bolj pomembno, ker predelovalci grodlja, posebej pa sivega specialnega, zahtevajo čim večjo vsebnost ogljika v njem. Vsebnosti ogljika in silicija v grodlju lahko kažeta toplotno stanje talilnika plavža. V tem članku bomo obdelali potek naogljčenja grodlja v plavžih in v elektrodredukcijskih pečeh ter vpliv posameznih dejavnikov na vsebnost ogljika v grodlju.*

### 1.0 UVOD

V štorskem elektroplavžu se proizvaja sivi grodelj s kislo žlindro, bazičnosti  $\text{CaO/SiO}_2 = 0,8 - 0,9$ , zato ga je potrebno razžveplati po prebodu. Razžveplanje grodlja z različnimi razžveplevalci različno vpliva na končno vsebnost teh elementov v grodlju. Zato smo pri industrijskih poskusih zasledovali vsebnosti posameznih elementov v grodlju pred razžveplanjem in po njem. Na naogljčenje železa med redukcijo vplivajo v glavnem silicij, žveplo, mangan in fosfor ter drugi dejavniki, kot so: bazičnost žlindre, temperatura v plavžu, sestava vsipa in plinske zmesi.

Pri redukciji železovih oksidov s CO nastaja poleg železovega oksida nižje oksidacijske stopnje ali železa plina  $\text{CO}_2$  še razkrojni ogljik. Razkrojni ogljik in ogljik iz kokska opravljata redukcijo železovih in drugih oksidov ter naogljčujeta že reducirano železo. Naogljčenje poteka zaradi intersticijskega raztapljanja ogljika v železu. Ko se kovinska faza nasiti z ogljikom, se ogljik pojavi v obliki nove faze  $\text{Fe}_3\text{C}$  ali pa se pojavi kot grafit. Zaradi tega nastajata v sistemu Fe — C dva tipa ravnotežja, in sicer metastabilni in stabilni sistem. V prisotnosti grafita se železo naogljči in končno nasiti z ogljikom. Pri tem nastane trdna raztopina ogljika v  $\gamma - \text{Fe}$ . Koncentracija ogljika v železo narašča z naraščajočo koncentracijo CO v plinski fazi. Podobni pogoji kot za  $\gamma - \text{Fe}$  veljajo tudi za  $\alpha - \text{Fe}$ , vendar s to razliko, da topi  $\gamma - \text{Fe}$  veliko več ogljika kakor  $\alpha - \text{Fe}$ .

### 2.0 NAOGLJČENJE GRODLJA V SODOBNIH POGOJIH OBRATOVANJA PLAVŽEV

V zadnjih letih se je na velikih plavžih, ki obratujejo z dobro pripravljenim vsipom, visokim pritiskom na žrelu plavža, visoko predgretim kombiniranim vpihovanjem zraka, kisika in ogljikovodikov, občutno povečala vsebnost ogljika v grodlju. Potrebno je bilo ugotoviti, če je vsebnost ogljika v grodlju odvisna samo od temperature in vsebnosti nekaterih elementov, ali pa še od drugih dejavnikov, kot so: pritisk plina, vsebnosti ogljikovodikov v plinu in drugih. Za izračun vsebnosti ogljika v grodlju se je uporabljala enačba A. D. Gotliba, ki je dobljena s statistično metodo:

$$|C| = 4,60 - 0,27|Si| - 0,32|P| + 0,03|Mn| - 0,032|S|, \quad (1)$$

kjer pomenijo: (C), (Si), (P), (Mn), (S) vsebnosti teh elementov v grodlju v ut. %.

Literatura navaja tudi formulo I. S. Kulikova, ki upošteva poleg vsebnosti silicija, fosforja, mangana in žvepla še temperaturo grodlja:

$$|C| = 1,31 + 0,0026 \cdot T_g - 0,34|Si| - 0,33|P| + 0,003|Mn| - 0,38|S|, \quad (2)$$

kjer je  $T_g$  — temperatura grodlja v °C.

Vsebnosti ogljika v grodlju, ki so izračunane po formulah A. D. Gotliba in I. S. Kulikova, se razlikujejo od vsebnosti ogljika v grodlju, dobljenih iz kemičnih analiz. Razlike obstajajo zaradi tega, ker avtorja nista upoštevala v svojih formulah sodobnih pogojev obratovanja plavžev. Naogljčenje grodlja poteka v treh stadijih, in sicer po celotni višini plavža.

V prvem stadiju prehaja ogljik v železo v področju indirektno redukcije. Reducirano železo reagira s koksom in plinsko fazo. Na površini reduciranih kosov rude se odlaga ogljik, ki nastane po reakciji:



Ogljik reagira z železom po naslednji enačbi:



V odvisnosti od časa in hitrosti poteka reakcije (3) se povečuje količina razkrojnega ogljika, ki se odlaga na površini reduciranega železa.

S pogrezanjem vsipa se zmanjšuje njegova količina v coni visokih temperatur. Ogljik hitro difundira v železo, tvori raztopine in cementit, pri čemer hitrost difuzije močno narašča s temperaturo.

V. L. Pokviškin je ugotovil, da povečanje pritiska na žrelu peči povečuje količino razkrojnega ogljika in pomaga, da reakcija (3) poteka v desno. To vpliva na razogljčenje kovinskega železa v vsipu plavža. S. J. Jaroševski pa je ugotovil, da se povečuje količina ogljika v grodlju pri vpihovanju naravnega plina v plavž. Čeprav vpihovanje naravnega plina in drugih ogljikovodikov v zraku, obogateno s kisikom, zmanjšuje hitrost redukcije železa v zgornjem delu plavža. G. I. Čufarov in A. N. Kulikov ugotavljata, da reducirano železo deluje kot katalizator reakcije (3), zato kombinirajo vpihovanje naravnega plina in kisika v zrak, da bi upočasnili začetek te reakcije po višini plavža, kar povečuje absolutni čas njenega delovanja. L. I. Slepšava pa ugotavlja, da obstaja povezava med vsebnostjo ogljika v grodlju in reduktivnostjo vsipa. Pri taljenju lahko reduktivnih sintrov je vsebnost ogljika v grodlju bistveno večja v primerjavi s težko reduktivnim. Analiza materiala iz vsipa »zamrznjenih« japonskih peči je pokazala, da je vsebnost ogljika v železu v spodnjem delu vsipa plavža znašala 2 %.

V drugem stadiju poteka naogljčenje železa v coni kapljanja. Grodelj prihaja v to cono naogljčen do 2 %. Kaplje grodlja tečejo po žareči koksnii plasti, tako da prihaja do reakcije med ogljikom iz koksa in plinske faze, ki je verjetno še sposobna, da naogljči železo. V nivoju pihalice se ogljik delno raztaplja v kapljicah grodlja, delno pa zgori. V tem stadiju je malo raziskane, kar je povezano s tehnološkimi težavami modeliranja in eksperimentalnega raziskovanja nižjih con plavža. Po japonskih podatkih, ki so dobljeni iz »zamrznjenih« obratovalnih peči, prehaja polovica ogljika v grodelj v drugem stadiju. Grodelj vsebuje od 4,0 do 4,3 % C, kar je nekoliko manj od vsebnosti, ki jo ima grodelj pri izpustu.

Tretji stadij naogljčenja poteka v talilniku plavža, tako da se kaplje grodlja premešavajo z že zbranim grodljem, ki je v kontaktu s potopljenim koksom. Kontakt s plinsko fazo preneha takrat, ko je talina prekrita z žlindro. Temperatura grodlja znaša približno 1550 °C. V času od enega do drugega preboda se poveča vsebnost ogljika v grodlju od 0,1 do 0,5 % C.

Pri sodobnih plavžih poteka naogljčenje grodlja po celotni višini plavža. Pri plavžih, ki delajo s slabo pripravljenim vsipom, brez vpihovanja ogljikovodikov, z nizkim pritiskom plina na žrelu plavža in majhnim številom prebodov na 24 ur, naogljčenje grodlja v glavnem poteka v talilniku plavža.

Pri raziskovanju vpliva bazičnosti vsipa na vsebnost ogljika v grodlju je ugotovljeno, da se pojavljata kot katalizatorja reakcije (3) reducirano železo in CaO, pri čemer aktivnost enega spodbuja aktivnost drugega. Pri tem se izloča razkrojni ogljik blizu delcev reduciranega železa v prvem stadiju naogljčenja, ki kasneje prehaja v grodelj. Razkrojni ogljik se izloča tudi na površini CaO, ne prehaja v grodelj, vendar sodeluje pri nastanku žlindre in opravlja direktno redukcijo njenih komponent. Obstaja realna možnost, da kosovnost in poroznost vsipnih komponent vplivata na naogljčenje grodlja.

Na osnovi eksperimentalnih rezultatov je J. S. Insfin s sodelavci postavil formulo za določevanje vsebnosti ogljika v grodlju in temperature grodlja:

$$|C| = 8,73 + 0,288 \frac{CO}{CO + H_2} - 0,00182 \left( \frac{CO}{CO + H_2} \right)^2 - 0,244 |Si| + - 0,00143 \cdot T_g + 0,278 \cdot P_{CO} \quad (5)$$

% CO — preračunan na zmes (CO + H<sub>2</sub>) v žrelnem plinu

% Si — vsebnost silicija v grodlju

P<sub>CO</sub> — parcialni pritisk CO v žrelnem plinu

T<sub>g</sub> — temperatura grodlja v °C

$$T_g = 1210 + 23,37 |Si| + 16,99 C + 28,74 \cdot Bž + 212,1 \cdot P_{CO} \quad (6)$$

Bž — bazičnost žlindre CaO/SiO<sub>2</sub>

Rezultati raziskav so pokazali, da vsebnost ogljika in silicija v grodlju lahko uporabljamo kot merilo za toplotno stanje plavža<sup>2</sup>.

Pri obratovanju sodobnih plavžev je vsebnost ogljika v grodlju odvisna ne samo od temperature in vsebnosti nekaterih elementov v njem, temveč precej tudi od sestave vsipa ter pritiska in kemične sestave plina.

### 3.0 EKSPERIMENTALNI REZULTATI

Naogljčenje smo zasledovali na štorskem elektroplavžu pri proizvodnji sivega specialnega grodlja za nodularno litino. Sestava vsipa je prikazana v tabeli 1. O vplivu žvepla na naogljčenje železa med redukcijo so bili izvršeni poskusi<sup>3</sup> na plavžu v Sisku leta 1954. Uporabljali so metalurški koks s povečano vsebnostjo žvepla, kar je vplivalo na povečanje njegove vsebnosti v grodlju in zmanjšanje vsebnosti ogljika. Karakteristično je za te poskuse, da je dobljen sorazmerno nizek odstotek ogljika v grodlju pri sicer normalnih količinah silicija, mangana in žvepla. Če naraste vsebnost žvepla bolj, kot so njegove normalne vrednosti v grodlju, potem padde vsebnost ogljika še močneje. To pomeni, da med žveplom in ogljikom obstaja medsebojen fizikalno-kemični odnos v tem smislu, da žveplo znižuje topnost ogljika v železu in povečuje topnost žvepla v grodlju ter s tem pospešuje proces razžveplanja. S tem se potrjuje že znano dejstvo, da je razžveplanje grodlja bistveno boljše v reduktivni kot v oksidativni atmosferi. Železo, ki je vezano na žveplo, se ne more naogljčiti. Zato začne potekati naogljčenje za del železa, ki je vezano na žveplo, šele ko železo razžveplamo.

Tabela 1: Sestava vsipa za proizvodnjo grodlja za nodularno litino v elektroplavžu

Proba štev.	Komponente vsipa v kg						
	Sinter	Hematit	Žlindra	Koks 10—20	Koks 20—40	Boksit	Apnec
1	1250	1150	190	450	270	30	240
2	1300	1100	190	450	250	30	240
3	1300	1100	190	450	250	30	240
4	1300	1100	190	460	250	30	240
5	1300	1100	190	470	250	30	240
6	1300	1100	190	470	250	30	240
7	1300	1100	190	470	250	30	240
8	1300	1100	190	470	250	30	240
9	1300	1100	190	470	250	30	240
10	1300	1100	190	470	250	30	240

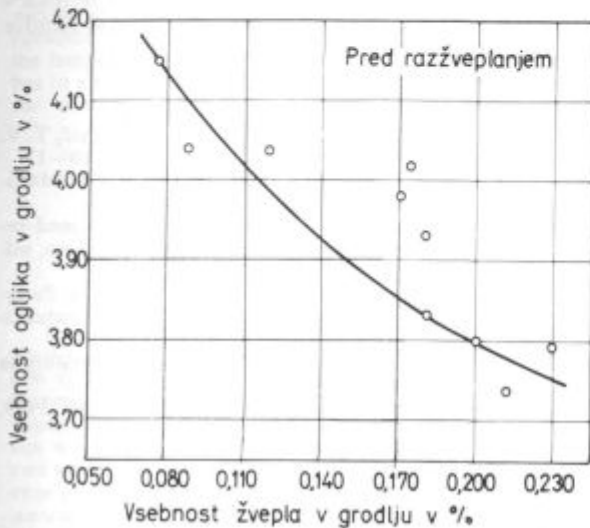
Pri poskusih<sup>4</sup> na štorskem elektroplavžu smo dobili podobne odvisnosti med ogljikom in žveplom pred razžveplanjem in po njem (sl. 1 in 2). Krivulji na slikah kažeta, da topnost ogljika v grodlju z naraščajočo vsebnostjo žvepla močno pada. To pomeni, če uporabljamo metalurški koks s povečano vsebnostjo žvepla, ga bomo dobili več v grodlju oziroma manj se bo železo naogljjičilo. Zato je predvsem važno, da določimo zgornjo mejo vsebnosti žvepla v grodlju, da bi dobili ustrezni odstotek ogljika v njem. To lahko dosežemo z ustrezno bazičnostjo žlindre in temperaturo v talilniku plavža.

Tabela 2: Kemična analiza grodlja, izdelanega v elektroplavžu pred razžveplanjem

Poraba št. št.	Kemična analiza v ut. %				
	C	Si	Mn	P	S
1	4,04	1,21	0,072	0,038	0,119
2	4,15	1,68	0,08	0,040	0,077
3	4,15	1,17	0,07	0,038	0,088
4	3,83	0,61	0,04	0,037	0,181
5	3,74	0,59	0,038	0,037	0,213
6	3,79	0,73	0,05	0,041	0,230
7	3,93	1,06	0,05	0,039	0,179
8	3,98	0,92	0,045	0,040	0,171
9	4,03	0,86	0,04	0,042	0,175
10	3,80	0,61	0,055	0,038	0,200

Tabela 3: Kemična analiza grodlja po razžveplanju z  $\text{Na}_2\text{CO}_3$

Proba št. št.	Kemijska analiza v ut. %						Teža v t		Teža v kg
	C	Si	Mn	S	P	Ti	Grod- delj	Žlin- dra	Soda
1	3,76	0,78	0,07	0,007	0,032	0,012	14,0	5,0	150
2	4,19	1,25	0,07	0,009	0,036	0,035	15,0	7,0	150
3	4,19	0,96	0,07	0,014	0,036	0,021	16,0	6,0	150
4	4,07	0,14	0,07	0,014	0,038	0,001	16,0	7,0	150
5	3,65	0,18	0,07	0,031	0,032	0,001	15,0	6,0	150
6	3,99	0,34	0,07	0,021	0,038	0,001	16,0	7,0	150
7	3,99	0,40	0,07	0,008	0,038	0,004	14,0	4,0	150
8	3,66	0,62	0,07	0,022	0,036	0,009	15,0	6,0	150
9	3,91	0,52	0,07	0,017	0,038	0,003	17,0	7,0	150
10	3,74	0,21	0,07	0,016	0,037	0,001	14,0	7,0	150

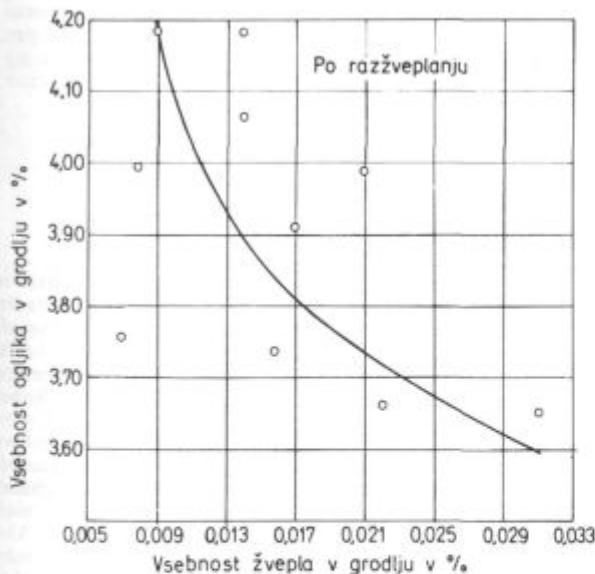


Sl. 1

Vpliv žvepla na vsebnost ogljika v grodlju pred razžveplanjem

Fig. 1

Influence of sulphur on the carbon content in pig iron before the desulphurization



Sl. 2

Vpliv žvepla na vsebnost ogljika v grodlju po razžveplanju grodlja z  $\text{Na}_2\text{CO}_3$

Fig. 2

Influence of sulphur on the carbon content in pig iron after the desulphurization of pig iron with  $\text{Na}_2\text{CO}_3$

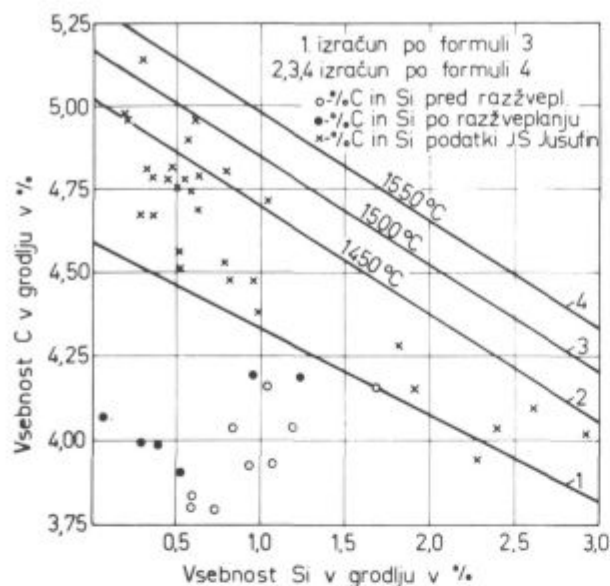
Nekateri avtorji<sup>5,6</sup> trdijo, da žveplo zniža tudi vsebnost silicija v grodlju. Zato žveplo močneje vpliva na naogljjičenje železa kot silicij. Po dosedanjih znanih podatkih je ugotovljeno, da aktivnost silicija in ogljika z naraščajočo vsebnostjo žvepla raste, kar pomeni, da višja vsebnost žvepla vpliva tako, da vsebnost ogljika in silicija v grodlju pada. Kemični analizi grodlja pred razžveplanjem in po njem sta prikazani v tabelah 2 in 3.

Na sliki 3 je prikazana odvisnost med silicijem in ogljikom, ki smo jo izračunali po formulah (1) in (2) za različne temperature grodlja. V diagram so vnesene tudi vsebnosti ogljika v grodlju, ki ga proizvajajo v novoliptičkih plavžih. Zaradi primerjave rezultatov smo vrisali tudi vsebnosti ogljika, ki smo jih dobili pri proizvodnji sivnega specialnega grodlja pred razžveplanjem in po njem. Sivi grodelj vsebuje več silicija in žvepla (pred razžveplanjem) kot jeklarski, tako je tudi pričakovati nižje vsebnosti ogljika v njem.

Vsebnost ogljika v grodlju je odvisna tudi od reduktivnosti sintra in rude ter temperature v plavžu. To pomeni, čim lažje reduktivni sta ruda in sinter, tem prej se pojavlja kovinsko železo v plavžu, tako da ostane več časa za njegovo naogljjičenje. Visoka temperatura v talilniku plavža pospešuje naogljjičenje grodlja.

#### 4.0 SKLEPI

Naogljjičenje železa poteka že v jašku plavža pri pojavu kovinskega železa. Proces se nadaljuje v spodnjem delu plavža, ko kaplje grodlja tečejo po žareči plasti koka in na ta način opravljajo naogljjičenje. Naogljjičenje se končuje v talilniku plavža, tako da se kaplje grodlja premešavajo z že zbranim grodljem, ki je v kontaktu



Sl. 3

Vpliv silicija in temperature na vsebnost ogljika v grodlju.

Fig. 3

Influence of silicon, and of temperature on the carbon content in pig iron

s potopljenim koksom. Pri taljenju lahko reduktivnih sintrov in rud je vsebnost ogljika v grodlju bistveno več-

ja v primerjavi s težko reduktivnim. Vsebnost ogljika v grodlju zvišujejo mangan, krom, titan, vanadij, znižujejo pa žveplo, silicij in fosfor. Zaradi tega je livarski grodelj manj naogljčen kot jeklarski, ker vsebuje večji odstotek silicija in manjši odstotek mangana. Posebno je važno poudariti, da grodelj, ki ga proizvajajo s kisljo plavžno žilindro, vsebuje večji odstotek žvepla, zato je tudi njegova vsebnost v grodlju manjša. Če se poveča vsebnost žvepla bolj, kot so njegove normalne vsebnosti v grodlju, pade vsebnost ogljika še močneje. Žveplo znižuje topnost ogljika v železu, ogljik povečuje aktivnost žvepla ter s tem pospešuje proces razžveplanja. Zato je predvsem važno, da se določi zgornja meja vsebnosti žvepla v grodlju, da bi dobili ustrezni odstotek ogljika v njem. To lahko dosežemo z ustrezno bazičnostjo žilindre in temperaturo v talilniku plavža.

Literatura

1. J. S. Jusfin, M. A. Alter, P. P. Mišin, G. I. Urbanovič, T. V. Miskina, V. A. Šatlov: Metalurg, 1982, No. 11, str. 10–12
2. J. S. Jusfin, V. R. Grebenikov, V. V. Danšin, N. N. Martinov: Stal, 1983, No. 4, str. 10–12
3. B. Dobovišek: Študij naogljčenja in nažveplanja med redukcijo železovih rud, Poročilo Katedre za železarstvo, oddelka za Montanistiko FNT Ljubljana, 1963
4. Gl. Todorovič, J. Lamut, B. Dobovišek, J. Kramer, J. Zapusček, B. Sedlar, A. Valant: Naogljčenje grodlja med redukcijo, Poročilo Metalurškega inštituta Ljubljana, 1985
5. J. V. Fedulov, L. A. Avdenko, L. M. Moiseeva: Metalurgija čuguna, 1979, No. 9, str. 28–31
6. V. B. Šaškov, I. A. Pikulev, V. N. Kiselev: Metali, 1979, No. 2, str. 79–102

ZUSAMMENFASSUNG

Die Aufkohlung von Roheisen ist sehr wichtig für die Hochofenleute und die Verbraucher, von denen ein bestimmter Kohlenstoffgehalt verlangt wird. Deshalb ist es nötig alle Faktoren die die Aufkohlung von Roheisen, beeinflussen festzustellen. Das reduzierte Eisen wird von Kohlenstoff aus Koks und dem Zerfallkohlenstoff aufgekohlt. Die Aufkohlung erfolgt durch die interstitische Auflösung von Kohlenstoff im Eisen. Es besteht eine Verbindung zwischen dem Kohlenstoffgehalt im Roheisen und der Reduktionsfähigkeit von Möller. Beim Schmelzen von leicht reduzierbaren Eisenerzen und Sintern ist der Kohlenstoffgehalt im Roheisen wesentlich höher als bei den schwer reduzierbaren Erzen. Die Aufkohlung von Eisen erfolgt schon im Hochofenschacht bei der Erscheinung von metallischem Eisen und endet im Nest wobei sich das Roheisen und die Schlacke mit dem getauchten Koks eng vermischen. Beim betreiben der modernen Hochöfen ist der Kohlenstoffgehalt im Roheisen nicht nur von der Temperatur und dem Gehalt anderer Elemente abhängig sondern im grossen Ausmass auch von der Zusammensetzung der Gassphase, der Zusammensetzung und der Reduktionsfähigkeit von Mül-

ler und der Porosität von Erzen. Den Kohlenstoffgehalt im Roheisen erhöhen Mangan, Chrom, Titan und Vanadin; Schwefel, Silizium und Phosfor erniedrigen den Kohlenstoffgehalt. Deshalb ist die Aufkohlung von grauem Roheisen für den Kugelgraphitgusseisen schlechter als beim Stahlroheisen. Die Untersuchungen zeigten, dass die Aufkohlung von Roheisen beim wachsendem Schwefelgehalt stark reduziert wird. Deshalb ist es vor allem wichtig die obere Grenze vom Schwefelgehalt zu bestimmen um einen entsprechenden Kohlenstoffgehalt zu gewährleisten. Das kann durch die entsprechende Schlackenbasizität und die Temperatur im Hochofen erreicht werden. Nach den bis jetzt bekannten Daten wächst die Aktivität von Silizium und Kohlenstoff mit dem wachsenden Schwefelgehalt, das bedeutet, dass beim hohen Schwefelgehalt der Silizium und Kohlenstoffgehalt im Roheisen fallen. Silizium und Kohlenstoffgehalt im Roheisen können als ein Maas für den Wärmezustand im Hochofen dienen. Eine hohe Temperatur im Hochofen beschleunigt die Aufkohlung von Roheisen.



## SUMMARY

Carburization of pig iron is very important for smelters, and for the working characteristics of steel in which certain carbon contents are demanded. Therefore it is necessary to find all the parameters influencing the carburization of pig iron. Coke carbon and gas carbon carburize the already reduced iron. Carburization is the consequence of the interstitial solution of carbon in iron. There is a relationship between the carbon content in pig iron and the reducibility of the burden. In smelting easily reducible ores and sinters the carbon content in the pig iron is essentially greater than that with heavily reducible burdens. Carburization of iron takes place already in the furnace stack when metallic iron appears, and it is completed in the hearth where pig iron and slag are mixed with plunged coke. In operation of modern blast furnaces, the carbon content in pig iron depends not only on the temperature and the content of other elements in the iron but to a great extent also on the composition of the gas phase, the composition and the reducibility of burden, and the

porosity of ore constituents. Carbon content in pig iron is increased by manganese, chromium, titanium, vanadium, and it is reduced by sulphur, silicon, and phosphorus. Therefore the carburization of special grey pig iron for the spheroidal cast iron is lower than that of steel-making pig iron. The investigations showed that the carburization of pig iron is highly reduced by the increased sulphur content in it. Thus it is very important to fix the upper limit of the sulphur content in the pig iron to achieve a suitable carbon amount. This can be done by a choosing a suitable basicity of slag, and the temperature in the hearth. According to the known data it was found that activities of silicon and carbon increase with the increased carbon content. This means that higher sulphur content causes the reduction of carbon and silicon contents. Silicon and carbon contents in pig iron can be the measure for the thermal state of the blast furnace. High temperature in the hearth accelerates the carburization of pig iron.

## ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Науглероживание чугуна имеет большое значение для доменщиков и для лиц, которые занимаются переработкой чугуна и требуют определенное содержание углерода. Поэтому необходимо определить все обстоятельства, которые влияют на науглероживание чугуна. Углерод из кокса и углерод разложения выполняют науглероживание уже восстановленного железа. Науглероживание выполняется вследствие внедрения твёрдого раствора углерода в железе. Существует связь между содержанием углерода в чугуне и восстановительной способностью шихты. При плавке руд и агломератов высокой устанавливаемости содержание углерода существенно выше, чем при тяжело восстановительной шихте. Науглероживание железа выполняется в шахте домны при появлении металлического железа и оканчивается в гнезде, при чём происходит перемешивание чугуна и шлака с потопленным коксом. При работе современных домн содержание углерода в чугуне зависит не только от температуры и от содержащих в нём других элементов, а в большой мере от состава газовой фазы, состава и восстановительной способности шихты и пористости рудообразующих компонент.

Содержание углерода в чугуне увеличивают марганец, хром, титан и ванадий, а уменьшают сера, кремний и фосфор. Из-за этого науглероживание серого специального чугуна с шаровидным графитом слабее, чем передельного чугуна. Исследования показали, что науглероживание чугуна сильно падает с увеличением в нём серы. Поэтому главным образом надо определить верхнюю границу содержания серы в чугуне, чтобы получить соответствующий процент углерода. Это можно достигнуть с соответствующей основностью шлака и температуры в шахте домны. На основании теперь известных данных определено, что активность кремния и углерода с повышением содержания серы возрастает. Это значит, что увеличенное содержание серы действует так, что содержание углерода и кремния в чугуне уменьшаются.

Содержания кремния и углерода в чугуне можно считать как мерилlo теплового состояния домны. Высокая температура в шахте домны ускоряет науглероживание чугуна.





# Dosežki Železarne Jesenice na področju sekundarne obdelave jekla

UDK: 669.187.26

ASM/SLA: D8n, D8p, D9s, 10—52

Joža Arh, V. Prešern

*Posodabljanje obstoječih postopkov za pridobivanje kvalitetnega jekla je postalo nujno. Zaostanek za razvitim svetom v jeklarski tehnologiji je bil že prevelik, tako ni- smo več mogli zadostiti zahtevam nekaterih kupcev po boljšem jeklu. Danes na Jesenicah v že preko 20 let stari elektrojeklarni lahko izdelamo kakovostno jeklo, ki po lastnostih ne zaostaja več za tujimi jekli. Kako to dosega- mo, je v kratkem opisano v pričujočem članku.*

## UVOD

Klasične izdelave jekla v eni sami stopnji, npr. v ki- sikovem konvertorju ali električni obločni peči, kjer je bil za izdelavo kvalitetnih jekel skoraj 80 let v rabi dvo- žilndrni postopek, v razvitem zahodnem svetu skoraj ne poznajo več. Vse neproduktivne postopke so zamenjali s hitrejšimi in boljšimi postopki, SM jeklarne s po nekaj pečmi so nadomestile elektrojeklarne z eno samo UHP ali super UHP pečjo. Električne obločne peči, pa tudi kisikovi konvertorji delajo, če gre za izdelavo kvalite- tnih jekel, le še po dupleks postopku.

Prva stopnja je le še taljenje, oksidacija in odfosfo- renje. V drugi stopnji pa jeklo rafinirajo, odžveplajo, le- girajo, degazirajo in nastavijo natančno livno tempera- turo.

Hiter razvoj kontinuirnega vlivanja v svetu, kar ve- lja za gredice, blume in slabe, in pa vedno širša uporaba teh polproduktov za izdelke z najstrožjimi zahtevami v pogledu raztezka, kontrakcije žilavosti pri nizkih tem- peraturah, izotropije mehanskih lastnosti, sposobnosti robljenja in podobno so terjali od jeklarjev vedno bolj zanesljivo proizvodnjo, kar je mogoče dosežati le s po- stopki ponovčne oziroma sekundarne metalurgije.

V Železarni Jesenice smo se zavedali, da je pri pre- usmeritvi Železarne v proizvodnjo vse bolj kvalitetnih jekel nujno potrebno uvesti tudi nekatere postopke po- novčne metalurgije.

Tako je konec leta 1982 začela obratovati naprava za vpihovanje CaSi in prašnatih materialov v jekleno talino v ponovci, leto dni kasneje pa VOD naprava za proizvodnjo nerjavnih jekel in drugih legiranih jekel. Ponovčna metalurgija je že danes integralni sestavni del proizvodnih stopenj v elektrojeklarni.

## NAČIN PROIZVODNJE JEKLA V ELEKTROJEKLARNI

Vsa sekundarna metalurgija, ki jo obravnavamo v tem članku, se izvaja le v elektrojeklarni. Jekla, ki so na- rejena v SM pečeh, ne moremo ločiti od žilndre, zato prava sekundarna metalurgija pri SM jeklu ni mogoča. Delno lahko vplivamo samo na odžveplanje, če pred prebodom damo na dno ponovce sintetično sestavljeno žilndrno mešanico, ki se v stiku z jeklom raztali in učin-

kuje na jeklo, dokler ne priteče lastna žilndra iz peči. Jeklo iz SM jeklarne bo ostalo v glavnem takšno, kakor je, do ukinitve te stare jeklarne.

V elektrojeklarni imamo dve enako veliki električni obločni peči, od katerih dela ena v sklopu z vakuumsko napravo VOD/VD in odliva 65 t jekla, druga pa v sklo- pu z napravo za vpihovanje CaSi ali sintetičnih žilnder v talino jekla v ponovci in odliva 75 t jekla.

Shemo proizvodnih postopkov kaže slika 1.

Na peči 1, ki dela v sklopu z vakuumsko napravo, izdelujemo tiste vrste jekel, pri katerih je v drugi stopnji nujno potrebna VOD ali VD obdelava jekla. Sem spa- dajo nerjavna jekla vseh vrst, ki jih izdelujemo po VOD postopku, jekla za elektro pločevino (dinamo), ki jih iz- delujemo po VOD/VD postopku zaradi razogljčenja, in na pline občutljiva legirana jekla, ki jih izdelujemo po VD postopku, da zmanjšamo količino vodika v je- klu.

Preko 80 % vseh šarž iz peči 1 naredimo po dupleks postopku EO peči — VOD oziroma VD postopku.

## NERJAVNA JEKLA

Za izdelavo nerjavnih jekel sta v razvitem zahod- nem svetu in na Japonskem v rabi dve glavni poti, in si- cer:

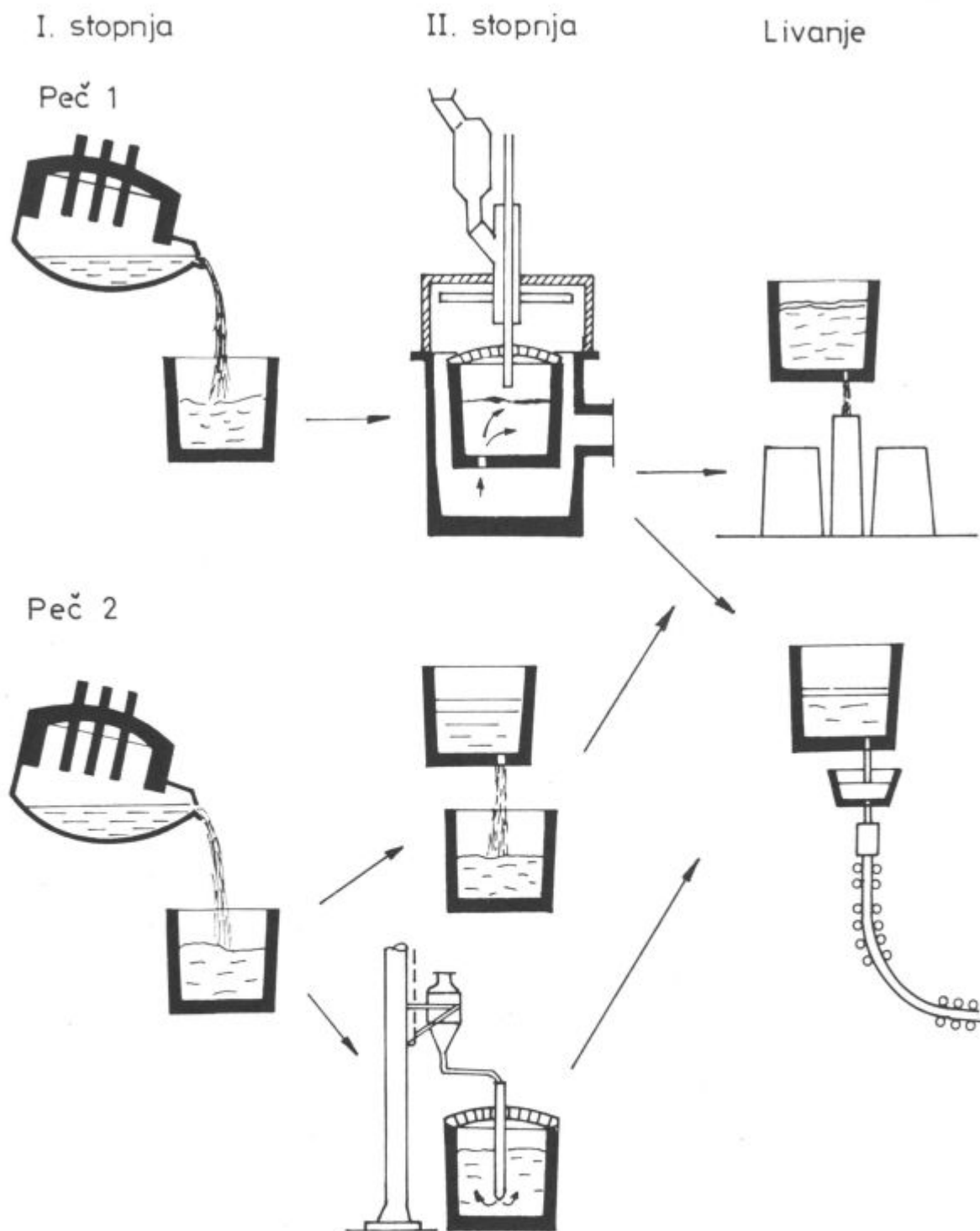
- I. EO peč — AOD konvertor — kontinuirno vliva- nje
- II. EO peč — VOD postopek — vlivanje v kokile ali kontinuirno.

Uporaba AOD konvertorja je za proizvodnjo ner- javnih jekel upravičena le, kadar je nerjavno jeklo ma- sovni proizvod, ki ga proizvajamo dan na dan.

Pri manjši količinski proizvodnji in zelo različnih kvalitetah, ki jo lahko proizvedemo v nekaj serijah na mesec, kar velja tudi za Železarno Jesenice, je primeren le VOD postopek, ker je ta univerzalen in uporaben pri izdelavi vseh drugih vrst jekel.

VOD postopek je znan od leta 1965. Razvili so ga prav za izdelavo nerjavnih jekel. V železarni Jesenice iz- delujemo nerjavna jekla po tem postopku od julija 1984 dalje. Prednosti, ki so znane o tem postopku iz tuje lite- rature, smo lahko takoj potrdili z lastnimi izkušnjami. Te so tolikšne, da si danes drugačnega načina proizvo- dne ni mogoče predstavljati. Naj jih nekaj navedemo:

1. uporaba cenejšega vložka — lastni legirani od- padki + FeCr carbure + staro železo;
2. enostavna in hitra izdelava v peči s prebodnimi temperaturami od 1640 do 1700 °C;
3. enostavna izdelava v ponovci v VOD komori z najvišjimi temperaturami po oksidaciji do 1700 °C;
4. visok izkoristek kroma pri VOD postopku, ki znaša okrog 97 %;
5. zelo majhna potreba po FeCr suraffine za korek- turo analize;



Slika 1  
 Shema proizvodnje jekla v elektro jeklarni 5  
 Fig. 1.  
 Scheme of the production of steel in the electric steel plant

6. visok izkoristek titana pri jeklih, legiranih s titanom (70—80 %);

7. možnost izdelave jekel z majhno vsebnostjo C pod 0,03 %;

8. doseganje majhnih vsebnosti žvepla, saj dosegamo do 0,001 % S;

9. boljše delovne razmere — lažje, fizično manj naporno delo.

Postopek sam je podrobno opisan v 2. številki Železarskega zbornika 1986 l.

Naj navedem le, da smo nominalno proizvodnjo, to je planirano mesečno količino dosegli že po šestih me-

secih od začetka izdelave nerjavnih jekel. V prvi polovici leta 1985 je mesečna proizvodnja sicer še močno nihala, vendar le zaradi pomanjkanja FeCr carbure na našem tržišču. Od septembra 1985 dalje pa se giblje okrog povprečja, ki je blizu 1800 t surovega jekla na mesec, feritnih, avstenitnih, martenzitnih in v ognju odpornih vrst jekel.

Večjih kvaliteten problemov ni. Če ocenjujemo kvaliteto jekla skozi vsebnost žvepla v končni analizi, potem je ta v povprečju zelo dobra. Iz porazdelitve žvepla za 354 izdelanih šarž vidimo, da odstopa le manjše število šarž, kjer je za višjo vsebnost žvepla kriva neustrezna sestava žlindre kot posledica previsoke vsebnosti Si na začetku oksidacije ali prevelik odgor Si v času redukcije; glej sl. 2!

Kemično sestavo najbolj tipičnih vrst nerjavnih jekel, ki jih izdelujemo, prikazujemo v tabeli 1.

Železarna Jesenice izdeluje celotno paletu vseh vrst nerjavnih jekel — feritnih, avstenitnih, martenzitnih v ognju odpornih ventilskih, nerjavnih jekel za elektrodno žico do nerjavnih avtomatnih jekel po JUS in DIN standardih.

**DINAMO JEKLO**

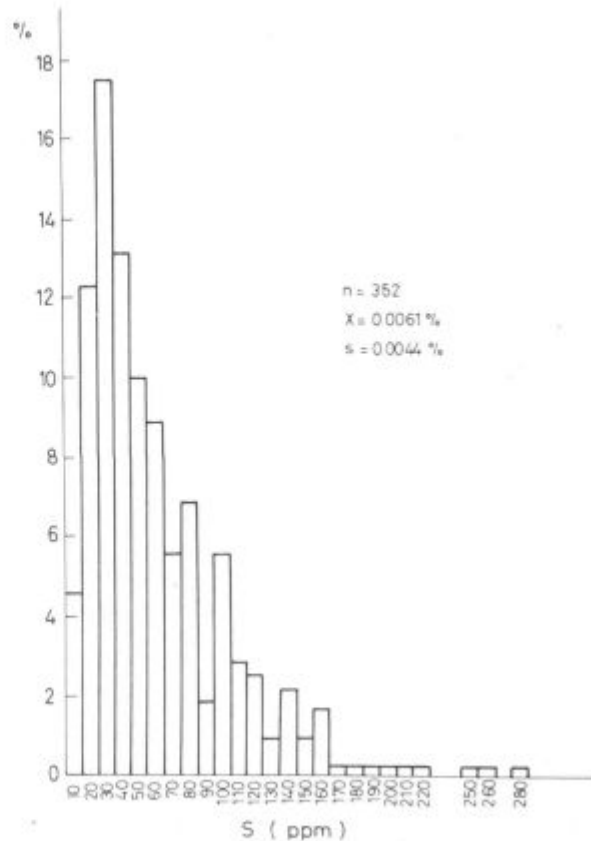
Dinamo jeklo izdelujemo v jeklarni 1 še na oba načina, to je po novem duplex postopku EO peč — VOD in starem klasičnem načinu z oksidacijo v peči in rafinacijo v ponovci, ker je pač kapaciteta VOD naprave premajhna, da bi prevzela celotno proizvodnjo dinamo jekla.

Klasični način izdelave dinamo jekla je prvi pri nas uvedeni duplex postopek, kjer celotno legiranje in odžveplanje izvršimo v ponovci. Žlindro pa odstranimo s tem, da jeklo prelijemo tako, kot kaže sl. 1 za peč 2. Prednost tega postopka je odlično razžveplanje v ponovci, tudi preko 90 %, ker nastaja žlindra z ugodno kemično sestavo, tipa 60% CaO, 30% Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, 10% CaF<sub>2</sub>, in visoko sulfidno kapaciteto (S v žlindri je nad 1 %). Slaba stran pa je visoka vsebnost ogljika, ker pač razogljčenje brez zniževanja p<sub>co</sub> ni mogoče.

Izdelava dinamo jekla po VOD postopku je podrobno opisana v Železarskem zborniku števil. 2 1985 in števil. 3 1986<sup>2)</sup>.

Glavne značilnosti VOD postopka so:

- enostavna izdelava v peči,
- doseganje majhnih vsebnosti ogljika pod 0,015 % C in s tem povečanje kapacitete linije za razogljčenje hladno valjanih trakov,



Slika 2  
Porazdelitev žvepla v končni analizi pri nerjavnih jeklih  
Fig. 2.  
Distribution of sulphur in the final analysis in stainless steel

— boljša livnost jekla in z njo povezani boljši izkoristek pri valjanju,

— visoka stopnja odžveplanja. Ta je sicer zelo dobra, vendar ne dosega tiste pri klasični izdelavi, predvsem iz razloga, ker je mešanje pri prelivanju jekla mnogo bolj intenzivno, kot pa je lahko v VOD komori.

VOD postopek omogoča tudi izdelavo nesiliciranega jekla ali jekla brez aluminija za elektro pločevino z majhno vsebnostjo ogljika, kot sta Remag in Elmag, pri katerih je vsebnost ogljika pod 0,010 %.

Tabela 1: Kemična sestava nekaterih tipičnih vrst nerjavnih jekel

	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Ti	Nb
ACROM 10	0,08	0,40	0,40			22,0	—	0,30	
extra	0,12	0,60		0,035	0,025	24,0		0,50	
Acroni 11	0,05	0,40	1,30			17,5	8,5	—	
extra	0,07	0,75	1,50	0,035	0,020	19,0	9,5		
Acroni 11	<	0,40	1,30			17,5	10,0		
NC	0,03	0,75	1,50	0,035	0,020	19,0	11,5		
Acroni 11	0,05	0,50	1,25			17,5	9,5	5 × C	10 × C
Ti/Nb	0,08	0,75	1,75	0,035	0,020	19,0	10,5		
Acron 19	0,10	0,50	0,80			24,0	19,0		
	0,15	0,75	1,00	0,035	0,020	26,0	21,0		
Acrom 2									
Acrom 4									
Acroni	<								
19/9 NC	0,02								

Tabela 2: Kemična sestava jekel za elektro pločevino

	C	Si	Mn	P	S	Al	v %
Si — jeklo	<0,015	0,90	0,20	0,040	0,010	0,250	
		-1,70	-0,30	-0,080		-0,350	
Si — jeklo	<0,015	1,50	0,20	0,030	0,010	0,250	
		-2,80	-0,30			-0,350	
Remag	<0,010	0,05	0,20	0,010	0,020	0,020	
			-0,25			-0,050	
Elmag	<0,010	0,25	0,25	0,090	0,020	0	
		-0,35	-0,40	-0,120			

Tabela 3: Vsebnost C in S v končni analizi

Delo v ponovci	n	C v %		S v %	
		$\bar{X}$	S	$\bar{X}$	S
Klasično legir. odžveplanje	216	0,037	0,005	0,0058	0,0036
VOD razogl., + legir. + odžvepl.	115	0,011	0,003	0,008	0,003

Tipično kemično sestavo jekel za elektro pločevino iz programa železarne Jesenice kaže tabela 2.

V tabeli 3 prikazujemo vsebnost C in S v končni analizi za šarže, izdelane v prvem polletju 1986.

### Rezultati proizvodnje dinamo jekla

#### Odžveplanje jekla

Klasična izdelava v EO peči z legiranjem in rafinacijo v ponovci

Kakor smo že navedli, je stopnja odžveplanja pri tem postopku z rafinacijo oziroma odžveplanjem v ponovci zelo visoka in končno žveplo, kakor kaže tabela 3, nizko. Razlog za visoke stopnje odžveplanja je ugodna sestava žlindre, ki nastane iz dodanega apna in jedavca v ponovco, in glinice ( $Al_2O_3$ ), ki nastane pri odgoru aluminija. Značilno za tako nastalo žlindro je visoka sulfidna kapaciteta, kar kaže slika 3<sup>2)</sup>. Pomembno pa je intenzivno mešanje jekla in žlindre pri prelivanju ob vpihovanju argona skozi dno s ca. 200–300 l/min.

Primer:

Šarža št. 143624

Vsebnost S v peči pred prebodom 0,032 %

Vsebnost S v končni analizi 0,006 %

Stopnja odžveplanja 81 %

Porazdelitev žvepla  $\frac{(s)}{S} = 206$

Analiza žlindre:

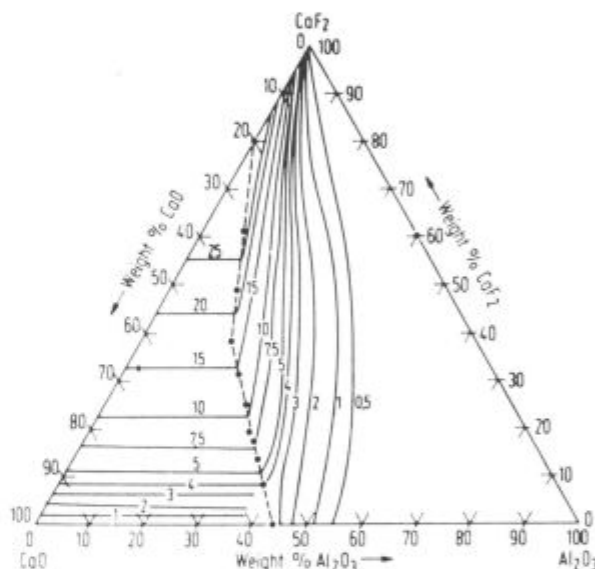
SiO<sub>2</sub> Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> FeO Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub> MnO CaO MgO Cr<sub>2</sub>O<sub>3</sub> CaF<sub>2</sub> S  
2,14 32,40 0,20 0,08 0,15 39,4 9,98 0,07 11,32 1,24 %

Izdelava dinamo jekla po dupleks postopku EO peč — VOD

Podobno kakor pri klasični izdelavi, tudi v VOD komori pri legiranju v ponovci nastaja zaradi odgora aluminija določena količina  $Al_2O_3$ . Z dodatki apna in jedavca ( $CaF_2$ ) ali apna in kremenca ( $SiO_2$ ) želimo vplivati na kemično sestavo žlindre tako, da bo sulfidna kapaciteta največja. Pri tem nastajata dva tipa žlindre, in sicer:

1. tip  $CaO - Al_2O_3 - CaF_2$
2. tip  $CaO - Al_2O_3 - SiO_2$

Sl. 4 kaže porazdelitev žvepla med žlindro in jeklom za žlindre, tipa  $CaO - Al_2O_3 - SiO_2$ .<sup>2)</sup>



Slika 3  
Sulfidna kapaciteta žlindre sestave  $CaO - Al_2O_3 - CaF_2$   
Fig. 3.

Sulfide capacity of slag of the  $CaO - Al_2O_3 - CaF_2$  type

Težave, ki nastopajo pri nastajanju optimalne sestave žlindre, so:

1. Količina  $Al_2O_3$ , ki nastaja pri legiranju, ni vedno enaka, odvisna je od preostalega kisika v jeklu po razogljčenju in količine oksidov FeO in MnO v žlindri. Navadno je premajhna za nastajanje optimalne sestave žlindre z visoko sulfidno kapaciteto.

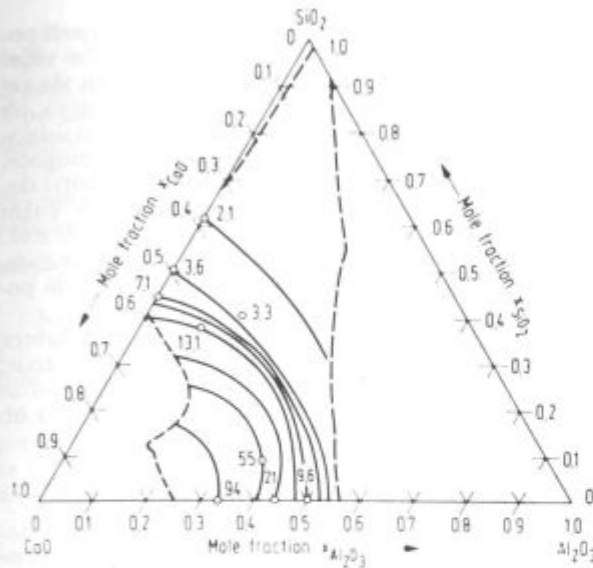
2. Zadostne količine  $SiO_2$  pri drugem tipu žlindre ni mogoče dosegati, ker se  $SiO_2$  ob prisotnosti Al v vakuumu reducira na Si in  $Al_2O_3$ .

Da bi zmanjšali porabo deficitarnega jedavca, se je dobro obnesel tak način dela, pri katerem 1/2 dodatka jedavca nadomestimo z enakim utežnim delom kremenčevega peska.

Primer:

Tip žlindre  $CaO - Al_2O_3 - CaF_2$

Npravilna sestava žlindre



Slika 4  
Porazdelitev žvepla med žlindro in jeklom za žlindre sestave  
CaO — Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> — SiO<sub>2</sub>

Fig. 4.  
Distribution of sulphur between slag and steel melt for slags of  
the CaO — Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> — SiO<sub>2</sub> type

Šarža št. 11 6394

SiO <sub>2</sub>	Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	FeO	Fe <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	MnO	CaO	MgO	Cr <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	CaF <sub>2</sub>	S
0,74	17,9	0,82	0,08	0,10	69,4	2,15	0,09	7,03	0,283%

stopnja odžveplanja  $\frac{\Delta S}{S} \cdot 100 = 70\%$

porazdelitev žvepla  $\frac{(S)}{S} = 19$

Žlindra vsebuje premalo Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> in CaF<sub>2</sub>, sprejemljivost žlindre za žveplo ni dovolj velika.

Pravilna sestava žlindre:

Šarža št. 15 3192

SiO <sub>2</sub>	Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	FeO	Fe <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	MnO	CaO	MgO	Cr <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	CaF <sub>2</sub>	S
1,60	17,1	1,70	0,26	0,33	47,5	7,36	0,22	12,65	-0,463

stopnja odžveplanja  $\frac{\Delta S}{S} \cdot 100 = 92\%$

porazdelitev žvepla  $\frac{(S)}{S} = 463$

#### Tip žlindre CaO — Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> — CaF<sub>2</sub>/SiO<sub>2</sub>

šarža št. 11 7209

SiO <sub>2</sub>	Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	FeO	Fe <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	MnO	CaO	MgO	Cr <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	CaF <sub>2</sub>	S
3,68	29,6	0,86	0	0	51,57	6,92	0,20	4,82	1,40%

stopnja odžveplanja  $\frac{\Delta S}{S} \cdot 100 = 83\%$

porazdelitev žvepla  $\frac{(S)}{S} = 233$

šarža št. 11 7559

SiO <sub>2</sub>	Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	FeO	Fe <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	MnO	CaO	MgO	Cr <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	CaF <sub>2</sub>	S
3,90	3,43	0,20	0,07	0,01	46,7	6,46	0,19	5,66	0,470%

stopnja odžveplanja  $\frac{\Delta S}{S} \cdot 100 = 81\%$

porazdelitev žvepla  $\frac{(S)}{S} = 94$

Zaradi dezoksidacijskih in redukcijskih procesov pri legiranju uporaba vnaprej sestavljenih žilndrskih mešanic ne daje najboljših rezultatov.

Ker pa žlindra nima vedno optimalne kemične sestave, je raztros stopnje odžveplanja precejšen.

## SEKUNDARNA METALURGIJA

Pod tem pojmom razumemo vso obdelavo jekla v ponovci, ki poteka pri normalnem zračnem tlaku, in ne v vakuumski komori, in katere glavni namen je odžveplanje jekla. Pretežno gre za obdelavo jekla s CaSi in raznimi sintetičnimi žilndrskimi mešanicami, katerih osnova je CaO, in so bodisi taljene ali aglomerirane, ali mešanice prašnice prašnatih osnovnih materialov, kakor CaO, Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, CaF<sub>2</sub>, SiO<sub>2</sub>.

Osnovni pogoj za učinkovito sekundarno obdelavo je, da iz jekla odstranimo črno oksidno žlindro, oziroma da je talina prekrita s močno bazično rafinacijsko žlindro z majhno količino kovinskih oksidov, kot so FeO, Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, MnO in P<sub>2</sub>O<sub>5</sub>. Le-ti se namreč v času obdelave reducirajo in negativno vplivajo na proces odžveplanja in modifikacije nekovinskih vključkov, če jih je v žlindri preveč, ker porabljajo aluminij in kalcij.

Ta pogoj je pri nas izpolnjen pri jeklu, ki ga naredimo v električni peči.

Drugi pomemben pogoj pa je bazična obzidava ponovce. Ker uporabljamo le še bazično obzidane ponovce, tudi s te strani ni omejitev za učinkovito obdelavo jekla v ponovci.

Naprava za vpihanje CaSi in sintetičnih žilndr

Konec leta 1982 je začela poskusno obratovati doma zgrajena naprava, tipa Polysis (ZRN). Napravo je projektiral konstrukcijski biro »Inženiring Bled«. Ta tip naprav, za katere je značilna zelo kratka pot iz tlačne in mešalne posode skozi kopje v talino, deluje zelo zanesljivo, z zelo majhno porabo transportnega plina, s čimer je zagotovljeno zelo mirno mešanje, kar pomeni, da je možna obdelava jekla pri skoraj polnih ponovcah.

Glavne karakteristike:

Volumen tlačne posode	500 l
hitrost pihanja	15—30 kg/min.
količina nosilnega plina	ca. 20 l/kg
tlak v posodi	5 bar
notranji premer kopja	10 mm Ø

Cilji obdelave jekla z vpihavanjem CaSi in sintetičnih žilndr in uporabljeni materiali

Napravo smo postavili predvsem z namenom izboljšati livnost jekel za kontinuirno livanje, za kar smo izključno uporabljali CaSi. Z razvojem te veje metalurgije pa so se spremenili cilji obdelave jekla s CaSi. Danes je glavni namen obdelave jekla s kalcijem doseči visoko stopnjo odžveplanja in modifikacijo nekovinskih vključkov, da zagotovimo sposobnost robljenja pri jeklih za trakove in izotropne lastnosti pri jeklih za debele pločevino.

Visoke stopnje odžveplanja je pri bazično obzidanih ponovcah mogoče dosežati že s samim mešanjem jekla s sintetičnimi žilndrami v ponovci, bodisi med prebodom, pri prelivanju jekla iz ponovce v ponovco ali z intenzivnim mešanjem z argonom po prebodu v zaprti ponovci. V tem primeru so za samo modifikacijo nekovinskih vključkov potrebne le še manjše količine mnogo dražjega CaSi.



Za vpihovanje uporabljamo poleg CaSi kot osnovnega materiala še sintetično sestavljene žilindrne mešanice, taljene ali aglomerirane. Preproste mešanice posameznih prašnatih komponent, kot CaO, Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, CaF<sub>2</sub> oziroma SiO<sub>2</sub> rabimo za odžveplanje v ponovci med prebodom.

Pregled uporabljenih materialov kaže tabela 4.

Naziv	Sestava
CaSi Wacker S 3002	Ca = 30 %, Si = 60 %, zrno 0—0,5 mm taljena, CaO + MgO = 50 %, Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> = 50 %, zrno 0—0,9 mm
Flomac 147	aglomerat, MgO = 50 %, CaO = 20 %, Al = 14 %, F = 5 %, zrno do 1,7 mm
Desulfin	mešanica CaO/Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> /CaF <sub>2</sub> = 60:30:10, odnosno CaO/CaF <sub>2</sub> = 60/20

Tehnologija vpihovanja se v principu razlikuje po tem, kakšen je njen namen. Če želimo izboljšati livnost jekla za kontinuirno livanje, potem rabimo le CaSi v količini 1 kg/t. Večje količine vpihanega CaSi imajo lahko za posledico preveč topnega kalcija v jeklu, ki povzroča premočno erozijo drsnih plošč zapirala in prodor jekla na takem mestu.

Kadar je naš namen odžveplati jeklo in modificirati nekovinske vključke, potem uporabljamo, odvisno od kemične sestave jekla in končnega cilja, bodisi CaSi ali sintetične žilindre ali mešanice sintetične žilindre s CaSi.

Vsebnost Si v jeklu je omejitveni faktor za uporabo CaSi, zato s CaSi obdelujemo le tiste vrste jekel, kjer je količina Si v takih analiznih mejah, da lahko vpihamo 1,5 do 2 kg CaSi/t, kar je po naših izkušnjah potrebno za doseganje žvepla pod 0,006 %.

Pri jeklih z omenjeno vsebnostjo Si do 0,10 oziroma do 0,20 % samo CaSi ni mogoče več uporabiti. Za obdelavo takih jekel (npr. jekla za masivno preoblikovanje v hladnem ali jekla za nekatere posebne namene) lahko uporabimo le materiale, ki ne vsebujejo Si, kot je taljena sintetična žilindra Wacker S 3002 ali Flomac firme Fosco.

Prednost teh materialov je v tem, da jih rabimo v količini 2 do 3 kg/t, pri čemer so časi obdelave daljši kot pri samem CaSi, kar je za končni rezultat ugodno. Kalcij aluminatno žilindro Wacker S 3002 rabimo predvsem za odžveplanje, za modifikacijo pa dodajamo CaSi v količini 0,7 kg/t.

Najnižje vsebnosti žvepla v končni analizi je mogoče dosegati le s postopnim odžveplanjem, to je v peči, med prebodom in nato še z vpihovanjem v ponovci.

Za učinkovitost obdelave sta poleg uporabljenega materiala in časa obdelave pomembna zlasti sestava žilindre na talini, ki naj sprejema produkte obdelave in pomaga pri odžveplanju, stopnja dezoksidacije taline, ter preprečitev reoksidacije med vpihovanjem.

Če žilindre ne posnamemo, je treba skrbeti za dobro redukcijo žilindre v peči. Z dodatkom apna in jedavca v ponovcu poskrbimo za večjo bazičnost žilindre, večji del žilindre pa skušamo zadržati v peči. Pri maloogljčnih jeklih — visok FeO v žilindri — posnamemo žilindro v peči pred prebodom.

#### Prikaz rezultatov

Sekundarna obdelava jekla z namenom odžveplati in dezoksidirati jeklo v ponovci se vse bolj širi, in sicer na račun skrajševanja rafinacije jekla v peči. Po tem postopku dela peč 2, kot je razvidno s slike 1. Pri nekate-

rih maloogljčnih vrstah jekla smo rafinacijo v peči popolnoma opustili in jo prenesli v ponovco. Pri višjeogljčnih jeklih pa traja rafinacija le toliko časa, da zademo ogljik z ogljičenjem na golo, če je ogljik ob raztalitvi prenizek, da bi ga lahko ulovili med oksidacijo. Naš cilj je skrajšati delo v peči, kolikor je le mogoče. Da bi to dosegli, mora biti vsebnost C ob raztalitvi dovolj visoka, da ogljičenje na golo ne bo potrebno. V tem primeru bo pri ogljičnih jeklih proces lahko zelo kratek. Le pri legiranih jeklih (Si, Mn, Cr, Ni in drugih) je zaradi natančnega zadetka kemične sestave dvožilindri postopek še potreben.

Obseg sekundarne obdelave je odvisen od zahtev glede dovoljene največje vsebnosti žvepla, modifikacije, nekovinskih vključkov, vsebnosti aluminija, livnosti in čistoče jekla, in seveda od začetne vsebnosti žvepla ob raztalitvi.

#### Gibanje žvepla

Končno žveplo je vedno rezultat posameznih stopenj odžveplanja, to je odžveplanja v peči, med prebodom in z vpihovanjem sredstev za odžveplanje.

Če naj bo v končni analizi pod 0,005 % S, potem je to mogoče dosegati le s postopnim odžveplanjem, tako da so posamezne stopnje odžveplanja dovolj velike.

Odžveplanja v peči na tem mestu ne bomo posebej obravnavali, odvisno pa je v glavnem od količine in bazičnosti žilindre ter reaktivnosti apna.

#### Odžveplanje v ponovci med prebodom

Razen pri avtomatnih jeklih, ki jih med prebodom legiramo z žveplom pri vseh drugih vrstah jekla, dodajamo na dno ponovce mešanico apna in jedavca v količini 8 kg/t jekla. Stopnja odžveplanja se giblje od 50 do 70%.

Zelo dobre rezultate se da dosegati z rabo taljene sintetične žilindre tipa CaO/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> (Wacker Chemie S 3002), ki skupaj z dodatkom apna in jedavca daje žilindro z visoko sulfidno kapaciteto.

#### Primer:

Šarža št. 143550, kvalitete NB 43  
Sintetična žilindra + apno + jedavec = 550 kg (7kg/t)

Stopnja odžveplanja  $\frac{\Delta S}{S} \cdot 100 = 72\%$  (brez mešanja taline)

#### Sestava žilindre:

SiO <sub>2</sub>	Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	FeO	Fe <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	MnO	CaO	MgO	Cr <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	CaF <sub>2</sub>	S
19,3	14,5	1,16	0,30	1,30	45,3	13,0	0,05	4,34	0,370

#### Končna analiza jekla:

C	Si	Mn	P	S	Al
0,16	0,54	1,59	0,017	0,007	0,031 %

#### Odžveplanje v ponovci z vpihovanjem prašnatih materialov v talino

Ta način odžveplanja uporabimo:

— pri vseh šaržah, ki jih vlivamo na kontilivu, pri čemer je glavni namen zagotovitev dobre livnosti in dodatno odžveplanje. V ta namen uporabljamo v glavnem CaSi, od 0,9 do 1,2 kg/t. Stopnja odžveplanja se giblje do 50%.

Pri jeklih z omejeno vsebnostjo Si, kot je jeklo za patentirano žico s Si maks. = 0,25 %, uporabljamo mešanice sintetične žilindre in CaSi.



**Primer:**

šarža št. 14 4537 kvaliteta PŽ 45

S pred pihanjem = 0,020 %

S po pihanju = 0,005 %

Sredstvo za odžveplanje 150 kg sint. žel. S 3002  
50 kg CaSi

čas pihanja 6 min.,  
teža šarže 75 t,

stopnja odžveplanja  $\frac{\Delta S}{S} \cdot 100 = 75 \%$

**Končna analiza:**

C	Si	Mn	P	S	Al
0,48	0,26	0,69	0,015	0,005	0,035 %

Pri jeklih, ki ne vsebujejo Si, kot so jekla za masivno preoblikovanje v hladnem, JMP 5/10/15 ali EO (žica za elektrode), uporabljamo le sintetično žlindro S 3002 ali Flomag 147.

**Primer:**

šarža št. 14 4564 kvaliteta JMP 5

S pred pihanjem = 0,022 %

S po pihanju = 0,006 %

Sredstvo za odžveplanje 200 kg sintetične žlindre S 3002

Čas pihanja 10 minut.  
Teža šarže 78 t.

Stopnja odžveplanja  $\frac{\Delta S}{S} \cdot 100 = 72 \%$

Meritev aktivnosti kisika v vmesni ponovci pri kontinuirnem livanju: 1563<sup>0</sup> + 168 mV, 1,54 ppm a<sub>o</sub>.

**Končna analiza:**

C	Si	Mn	P	S	Al
0,05	0,06	0,37	0,012	0,006	0,033 %

**Jekla za trakove z garantirano sposobnostjo robljenja**

Pri teh jeklih je poleg majhne vsebnosti S potrebna še modifikacija nekovinskih vključkov.

Pretežno so to konstrukcijska jekla vrste Č 0562 S, mikrolegirana finožrnata jekla in tudi ogljikova jekla Č 1731 za posebne namene.

Tehnologija sekundarne obdelave je utečena. Kakovost jekla, merjena z različnimi merili, kot je vsebnost žvepla, čistoča in mehanske lastnosti, je zelo dobra.

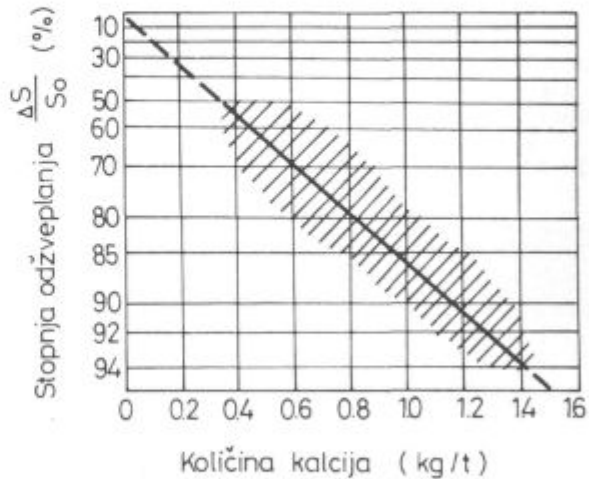
Povprečno vsebnost žvepla s stopnjo odžveplanja med prebodom in med sekundarno obdelavo kaže za vsa tri uporabljena sredstva; CaSi sintetična žlindra S 3002 in Flomag 147 tabela 5.

Tabela 5: Rezultati odžveplanja med prebodom in med sekundarno obdelavo

n	S <sub>1</sub>	S <sub>2</sub>	$\frac{S_1 - S_2}{S_1} \cdot 100$	S <sub>k</sub>	$\frac{S_2 - S_k}{S_2} \cdot 100$
	%	%	%	%	%
1	0,0215	0,012	44 %	0,0047	60,8 %

- 1 — vsebnost S pred prebodom
- 2 — vsebnost S po prebodu
- 3 — stopnja odžveplanja med prebodom
- 4 — vsebnost S v končni analizi
- 5 — povprečna stopnja odžveplanja med sekund. obdelavo
- n = število šarž

Za končno žveplo velja pri srednji vrednosti  $\bar{X} = 0,0047 \%$ , standardni odklon  $\sigma = 0,0017 \%$ . Najmanjša vrednost za S<sub>k</sub> = 0,002 % in največja je 0,007 %. Stopnja odžveplanja se giblje od 40 do 75 % in se v povprečju sklada s podatki iz literature 1) za 0,50 kg Ca/t, glej sl. 5. Raztros je sicer prevelik, vzrok pa je v glavnem neustrezna sestava pokrivne žlindre, ker žlindre iz ponovce ne posnemamo.



Slika 5 Stopnja odžveplanja v odvisnosti od količine vpihanega Ca

Fig. 5. Degree of desulphurisation on dependence of the amount of injected Ca

Še večjo vrednost dobi ta podatek, če končno žveplo primerjamo s končnim žveplom vseh šarž, narejenih v prvem polletju na peči 1 in 2 (izvzeta so avtomatna jekla, pri katerih je žveplo dodano).

Ta pregled, ki je prikazan v tabeli 6, kaže, kako visoka je kakovost dela na peči 1 in 2.

Tabela 6: Primerjava vsebnosti žvepla vseh šarž, narejenih v prvem polletju 1986

peč	n	S <sub>k</sub> v %	
		$\bar{X}$	$\sigma$
1. peč 1	620	0,008	0,005
2. peč 2	633	0,007	0,005
3. sek. obd.	56	0,0047	0,0017

- 1 — končno žveplo na peči 1
- 2 — končno žveplo na peči 2
- 3 — končno žveplo po sekundarni obdelavi

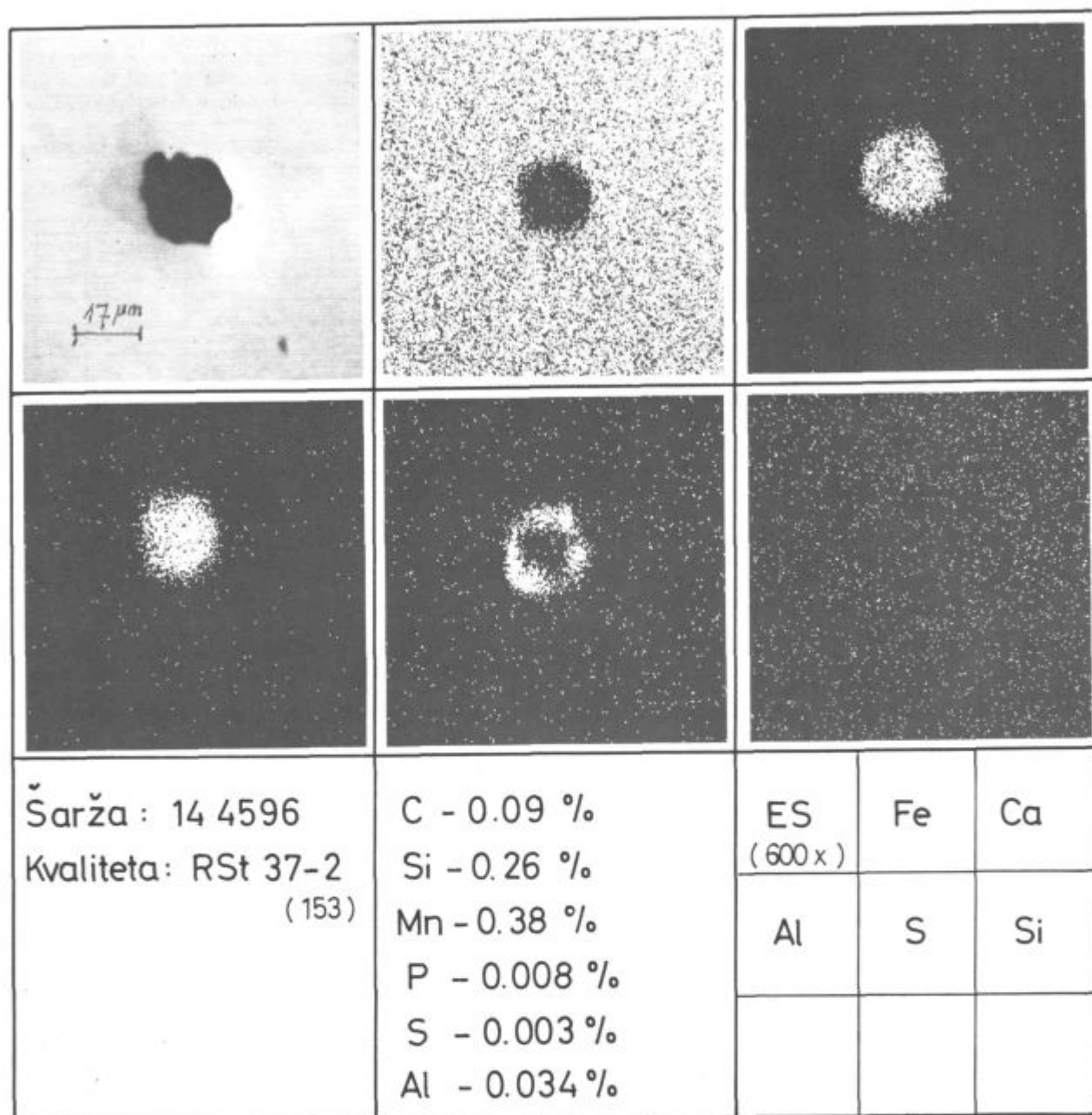
**Čistoča jekla**

Čistoča jekla je pomemben kazalnik kvalitete jekla. Odvisna je od kemične sestave (vsebnosti žvepla in mangana), načina izdelave, sekundarne obdelave s kalcijem in stopnje predelave. Jekla, ki niso legirana z manganom, imajo ob enaki vsebnosti žvepla manj sulfidnih vključkov kot z Mn legirana jekla.

Oglejmo si to na dveh primerih:

**Primer: jeklo za debelo pločevino**

šarža št. 14 4596 kvaliteta R St 37.2



Slika 6  
 Tipičen modificiran vključek po vpihovanju CaSi

Fig. 6.  
 Typical modified inclusion after the injection of CaSi

končna analiza:

C	Si	Mn	P	S	Al
0,09	0,26	0,38	0,008	0,003	0,034 %

obdelano v ponovci z 1,5 kg CaSi/t  
 Stopnja odžveplanja 57 %

Posebne zahteve: zagotoviti izotropne lastnosti jekla  
 Čistoča po JK:

Tabela 7:

A	B	C	D	Skupno
0,20	0,12	—	1,92	2,94
0,24	0,12	0,08	1,78	2,32

Sulfidni vključki modificirani, dolžina do 0,5 mm.  
 Ker so zahtevane izotropne lastnosti jekla, navajamo podatke za mehanske lastnosti 20 mm debele pločevine.

Tabela 8: Prikaz raztezka, kontrakcije in žilavosti za šaržo 14 4596 — srednje vrednosti

debelina	smer			merska enota
	X	Y	Z	
20 mm				
raztezek	33	—	—	%
kontrakcija	66	—	55,4	%
žilavost — V noh	G 217	163	—	N/mm <sub>2</sub>
pri — 20 °C	N 186	188	—	N/mm <sub>2</sub>

Značilna je visoka kontrakcija v smeri debeline (Z) in visoka žilavost v vzdolžni (X) in prečni smeri (Y).

Primer: jeklo za trakove

kvaliteta Č 0562 S

Predpisana kemična analiza:

C	Si	Mn	P	S	Al
0,12	0,25	1,10	<	<	0,025
0,16	0,40	1,30	0,020	0,010	0,050

Obdelano z 1,5 kg CaSi/t.

Posebna zahteva: zagotoviti sposobnost robljenja.

Pregled štirih šarž je v tabeli 9.

Tabela 9: Pregled čistoče za štiri šarže

Št. šarže	S <sub>i</sub>	Deb. (mm)	A	B	D	Skupno	Dolžina sulf. vklj. (mm)
14 2686	0,004	4	0,80	0,20	2,00	3,00	< 0,50 0,50 do
14 3600	0,006	6	2,10	0,70	1,82	4,62	0,90
14 3811	0,002	4	0,88	0,30	2,20	3,38	< 0,50
14 4572	0,005	3,5	1,38	0,30	1,30	2,98	< 0,50

Iz tabele vidimo, da s količino žvepla (S<sub>i</sub>) končni analizi raste količina sulfidnih nekovinskih vključkov (A). Od količine žvepla in količine vpihanega Ca je odvisna tudi dolžina sulfidov. Tuja literatura navaja in naše izkušnje potrjujejo, da mora biti manj kot 0,06 % S v jeklu, da pride do modifikacije sulfidnih nekovinskih vključkov. Primer šarže 14 3600 z 0,006 % S kaže, da ni prišlo do modifikacije nekovinskih vključkov. Na rezultate obdelave ima pomemben vpliv reoksidacija jekla med procesom. Ta pa je pri naši napravi precejšnja, ker so ponovce preslabo pokrite in ker žlindre ne posnema. Rastros stopnje odžveplanja je zato zelo velik.

Tipičen modificiran vključek po vpihanju 1,5 kg Ca Si/t kaže slika 6. Na sliki 7 pa je metalografski posnetek čistoče jekla iste šarže kot na sliki 6, v vzdolžni

smeri. Vidni so le drobni modificirani nekovinski vključki pri povečavi 50 X in 200 X.

#### Odžveplanje jekla, izdelanega v SM peči

Čeprav je SM jeklo v železarni Jesenice v zatonu, pa se zaradi zahtev kupcev trudimo izboljšati čistočo jekla, predvsem pri nekaterih zahtevnih vrstah jekel za popljšanje in konstrukcijskih jeklih, tipa Č 0562.

Ker sekundarna obdelava jekla v ponovci zaradi prisotne oksidne žlindre ni mogoča, pride v poštev le odžveplanje jekla v času preboda.

Poskuse smo opravljali z različno sestavljenimi mešanici na osnovi CaO — Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> — CaF<sub>2</sub> in CaO — Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> — SiO<sub>2</sub>, v količini 10 in 15 kg mešanice na tono jekla.

Najboljše rezultate smo dosegli z mešanico tipa 60 % CaO, 30 % Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, 10 % CaF<sub>2</sub> in količini 15 kg/t. Stopnja odžveplanja je znašala v povprečju 50 %.

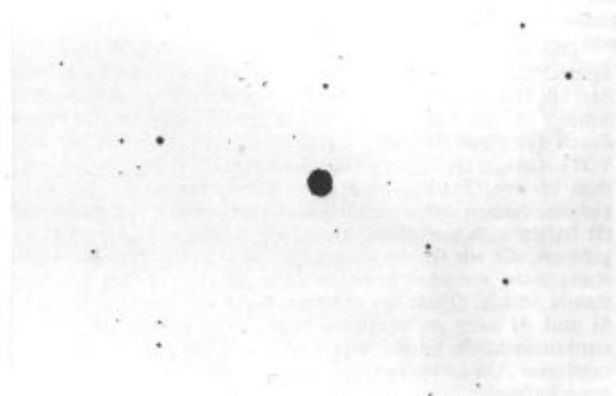
Danes delamo z 10 kg/t, stopnja odžveplanja je nekoliko slabša 30—40 %. Končno žveplo pa je še vedno dovolj nizko za doseganje potrebne čistoče. V prvi polovici leta 1986 je znašala srednja vrednost za žveplo pri 39 šaržah kvalitete Č 1731 — 0,014 %. Vsebnost žvepla pa je v mejah od 0,008 do 0,018 %. Če to vrednost primerjamo s srednjo vrednostjo za žveplo, ki znaša pri SM jeklu za leto 1985 0,026 %, potem je to zelo dober rezultat.

#### ZAKLJUČKI

Pričujoče poročilo podaja pregled in rezultate celotne izvenpečne obdelave jekla v železarni Jesenice. Železarna Jesenice je s postavitvijo naprave za sekundarno obdelavo jekla v ponovci v letu 1982 in po začetku obratovanja VOD naprave v letu 1984 dobila možnost, da izdeluje jekla iz svojega širokega programa v najvišji možni kvaliteti. Poleg znatnega izboljšanja kvalitete pa so se povečale količine tistih vrst jekel, ki jih zaradi preskromne opremljenosti nismo mogli izdelovati. Sem predvsem spadajo nerjavna jekla, jekla za elektro pločevino, legirana s Si in Al ali nelegirana, jekla za posebne namene, konstrukcijska, finožrnata in mikrolegirana jekla z garantirano sposobnostjo robljenja in izotropnimi mehanskimi lastnostmi.



pov 50 x



pov 200x

Slika 7

Nekovinski vključki v jeklu pri šarži 14 4596 RSt 37-2 pri 50 × in 200 × povečavi

Fig. 7.

Non-metallic inclusion in steel at the melt 14 4596 RSt 37-2 (enlarged 50 × and 200 ×)

Možnosti, ki nam jih nudi moderna jeklarska tehnologija, so tako velike in vsestranske, da jih naš trg še ne izkorišča v zadostnem obsegu, kar predvsem velja za sekundarno obdelavo jekla v ponovci.

Iz tabel 5 in 6 vidimo, da je kvaliteta jekla, izdelana v elektropečeh, če jo merimo z vsebnostjo žvepla, čistočo ali mehanskimi lastnostmi, na visoki ravni, saj je vsebnost žvepla tudi v povprečju izredno nizka, najnižje vrednosti pa so pri 0,001 % S.

Moderna oprema, ki jo imamo v jeklarni, nam torej omogoča izdelavo jekel s postopki vakuumske metalurgije, VOD ali samo VD in s sekundarno obdelavo s CaSi ali drugimi sintetičnimi prašnatimi materiali za odžveplanja jekla in modifikacijo nekovinskih vključkov. Pri najbolj strogih kvalitetnih zahtevah pa lahko obdelamo jeklo po obeh postopkih (VD+CaSi), kar pride v poštev pri konstrukcijskih jeklih in nekaterih jeklih za poboljšanje s posebnimi zahtevami.

Z novimi materiali, ki jih ponuja trg, kot sta taljena sintetična žlindra na osnovi CaO/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> (Wacker

S 3002) ali Flomac 147, ki ne vsebujejo silicija, je mogoče dosegati nizke vsebnosti žvepla tudi pri jeklih, ki so pomirjena le z aluminijem, kot so jekla za globoko vlečenje in jekla za masivno preoblikovanje v hladnem.

Nova spoznanja o lastnostih žlinder izkoriščamo pri doseganju takšne sestave žlinder, ki ima veliko sulfidno kapaciteto. Z enostavnimi žlindrnimi mešanici si pomagamo, zlasti pri odžveplanju nekaterih vrst SM jekla v ponovci v času preboda, s čimer smo znatno izboljšali čistočo takih jekel.

Železarna Jesenice je na področju jeklarske tehnologije dosegla v zadnjih letih velik napredek. Trgu lahko ponudimo vedno bolj kvalitetna jekla.

#### Literatura

1. Richter et al. Radex Rundschau 1981 1/2 str. 482
2. Schlackenatlas, Verlag Stahleisen MBH Düsseldorf 1981.

## ZUSAMMENFASSUNG

Das vorliegende Bericht gibt eine Übersicht über die gesamte Pfannenbehandlung von Stahl im Hüttenwerk Jesenices dar. Im Hüttenwerk Jesenice sind mit der Inbetriebnahme der Anlage für die Sekundärbehandlung von Stahl in der Pfanne durch das Einblasen von Pulverstoffen im Jahre 1982 und der VOD Anlage im Jahre 1984 die Möglichkeiten gegeben, aus dem breiten Qualitätsprogramm Stähle höchster Güte zu erzeugen. Neben der wesentlichen Verbesserung der Stahlqualität haben sich vor allem die Mengen dieser Stahlsorten vergrößert, die wir früher wegen der nicht ausreichenden Ausrüstung nicht erzeugen konnten. Hier zählen vor allem nichtrostende Stähle, Stähle für elektrotechnische Zwecke, legiert mit Si und Al oder nichtlegierte Stähle für Sonderzwecke, Konstruktionsstähle, feinkörnige und mikrolegierte Stähle mit garantierter Abkantbarkeit und isotropischen mechanischen Eigenschaften.

Möglichkeiten, die uns durch die moderne Stahltechnologie geboten werden, sind so gross und vielseitig, dass sie von unserem Markt noch nicht im vollem Maasse genutzt werden können. Aus den Tafeln 5 und 6 ist zu ersehen, dass die Qualität von Stahl erzeugt in Lichtbogenöfen gemessen mit dem Schwefelgehalt, Reinheitsgrad oder mechanischen Eigenschaften ein hohes Niveau hat, den der Schwefelgehalt ist auch im Durchschnitt sehr niedrig, die tiefsten Werte liegen bei 0,001 % S.

Die moderne Ausrüstung im Stahlwerk macht die Erzeugung von Stählen nach den Verfahren der Vakuummatalurgie, VOD oder nur VD, und durch die Sekundärbehandlung mit CaSi oder anderen sintetischen Schlacken für die Entschwefelung von Stahl und Modifizierung der nichtmetallischen Einschlüsse möglich. Bei den strengsten Gütevorschriften können Stähle nach beiden Verfahren (VD+CaSi) behandelt werden, was vor allem bei einigen Einsatz und Vergütungsstählen der Fall ist.

Mit den neuen auf den Markt erhältlichen Pulverstoffen auf Basis CaO/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> (Wacker S 3002 oder Flomac 147) die kein Silizium enthalten ist es möglich sehr tiefe Schwefelwerte auch bei den nur mit Aluminium beruhigten Stählen wie Tiefziehstähle oder Stähle für Kaltmassivumformung zu erreichen.

Neue Erkenntnisse über Schlackeneigenschaften helfen uns Schlacken mit hoher Sulfidkapazität herzustellen. Einfache Schlackenmischungen werden vor allem für die Entschwefelung einiger SM Stahlsorten während das Abstiches in der Pfanne eingesetzt, wobei die Reinheit so behandelte Stähle wesentlich verbessert wird.

Das Hüttenwerk Jesenice hat auf dem Gebiet der Stahlwerkstechnologie in den letzten Jahren einen Grossen Vortschritt gemacht. Dem Markt können Stähle immer besserer Güte angeboten werden.

## SUMMARY

The present paper gives a review and the results of complete out-of-furnace treatment of steel in the Jesenice Ironworks. Instalment of the equipment for the secondary treatment of steel in ladle in 1982, and after the beginning of operation of VOD set-up in 1984 the possibility was created in the Jesenice Ironworks to manufacture a wide assortment of steels with the highest possible quality. Beside the essential improvement in the steel quality, also the amount of those steel grades which production was limited with the poor equipment was increased. They are meant mainly: stainless steel, electric sheet steel alloyed with Si and Al, or unalloyed special steel, structural, fine-grain and microalloyed steel with a guaranteed bordering ability and isotropic mechanical properties.

The possibilities which are offered by the modern steel-making technology are so big and many-sided, that our market does not take the advantage of it in a sufficient extent. It is mainly meant for the secondary treatment of steel in the ladle. Tables 5 and 6 show that the quality of steel made in electric furnace is high when sulphur content, purity or mechanical properties are taken in account, since the sulphur content is in average very low, the lowest values are even around 0.001 % S.

Modern equipment being in the steel plant thus enables the manufacturing of steel by the methods of vacuum metallurgy, VOD, or only VD and subsequent secondary treatment with CaSi or other synthetic powdery materials for desulphurisation and modification of non-metallic inclusions. For the most strict quality demands the steel can be treated by the both methods (VD+CaSi) which is important in structural steel and some other steel grades for hardening and tempering with special demands.

With the new materials offered by the market, like melted synthetic slag based on CaO/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> (Wacker S 3002 or Flomac 147) which do not contain silicon, also low sulphur contents can be achieved with the steel being killed with aluminium, with deep-drawing steel, and with mass cold-forming steel.

The new knowledge on slag properties is applied to achieve the compositions of slags with high sulphide capacities. Simple slag mixtures are used particularly in desulphurisation of some open-hearth steel grades in ladle during the tapping, thus the purity of steel is considerably improved.

In the field of steelmaking technology a great progress in the recent years was achieved in the Jesenice Ironworks. Steel of constantly higher quality can thus be offered on the market.

## ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Приведенный доклад даёт обзор и результаты общей обработки стали вне печи в металлургическом заводе Железарна Есенице. Этот завод, с установкой устройства для вторичной обработки стали в ковше 1982 года и началом работы VOD устройства 1984 года получил возможность изготавливать стали из своего обширного программа самого высокого качества. Кроме существенного улучшения качества, увеличено производство тех сортов стали, которых, вследствие слишком скромного оборудования, мы не были в состоянии изготавливать. Сюда относятся главным образом нержавеющей стали, листовая электросталь, легированная с Si и Al или же нелегированные стали для особых надобностей, конструктивные стали, мелкозернистые и малолегированные стали с гарантированным свойством подрубания и изотопией механических свойств.

Возможности, которые нам даёт современная технология стали такие обширные и всесторонние, так что наш рынок их ещё вполне не использует. Это главным образом касается вторичной обработки стали в ковше. Из таблиц 5 и 6 видно, что сталь изготовленная в электропечах, если её качество в отношении чистоты от серы даже в среднем содержании очень низкая; самые низкие значения находятся около 0,001 %.

Современное оборудование, которое мы имеем в нашем сталелитейном цехе, значит нам даёт возможность

изготавливать стали способами вакуумной металлургии, VOD или только VD и с вторичной обработкой с CaSi или прочими синтетическими порошковыми материалами для обессеривания стали и модификации неметаллических включений. При самых высоких требованиях на качество мы можем изготавливать сталь обоими способами (VD+CaSi), что учитывается при конструктивных сталях и некоторых улучшенных сталях с специальными требованиями.

С новым материалом, которого предлагает рынок, как напр. синтетический шлак на базе CaO/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> (Wacker S 30024 или Flomac 147) который не содержит кремний есть возможность получить стали с низким содержанием серы, которые успокоены только с алюминием, как напр. стали для глубокой вытяжки и стали для переформовки в холодном состоянии.

Новые познания и свойствах шлаков используем, чтобы получить шлаки состава, который имеет большую сульфидную ёмкость. С простыми смесями шлаков мы имеем возможность вести обессеривание некоторых видов мартеновской стали в ковше во время выпуска, при чём существенно улучшаем чистоту сталей. Металлургический завод Железарна Есенице достигла в последних годах в области технологии стали большой успех. Мы можем предложить на рынок более качественные стали.







# Meja plastičnosti konstrukcijskih jekel, fizikalno-metalurške osnove<sup>1</sup>

UDK: 669.14.018.292:539.4.011.23:539.4.015.1:621.785.85  
ASM/SLA: Q23b, X21b, AYb, 10-51

F. Vodopivec in M. Gabrovšek

Opisani so elementarni mehanizmi utrditve ferita in iz njih izhajajoče povečanje meje plastičnosti konstrukcijskih jekel. Predstavljeni so deleži teh utrdilnih mehanizmov v meji plastičnosti normaliziranega mikrolegiranega jekla za debelo pločevino.

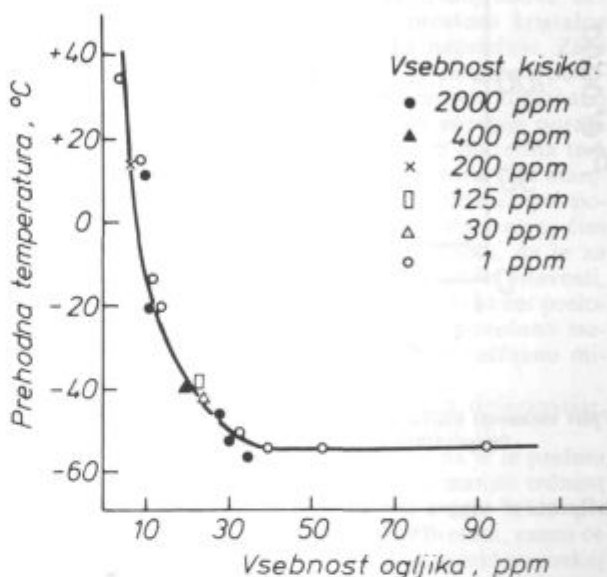
## 1. IZHODIŠČE

Izhodišče te razprave je konstrukcijsko jeklo, torej jeklo, ki se uporablja za konstrukcije, ki se izdelujejo z oblikovanjem in varjenjem plošč. Razvoj tega jekla in izboljšanje njegovih lastnosti, ki temeljijo na napredku metalurške vede, je dobra slika za napredek pri drugih kovinskih gradivih. Za osnovo te razprave je izbrano konstrukcijsko jeklo prav zato, da bi se pokazalo, kakšna raziskovalna spoznanja so vgrajena v napredek masovnega gradiva in koliko so metalurgi uspeli z vztrajnim delom razvozljati zakonitosti, od katerih so odvisne lastnosti, jih uporabili za spremembe v tehnologiji izdelave in predelave jekla in tako dosegli današnjo kakovost konstrukcijskih jekel.

## 2. UTRDITEV S TRDNO RAZTOPINO IN PRELOM FERITA

Izhodiščna sestava konstrukcijskih jekel je jeklo z okoli 0,15 % ogljika, 0,5 % mangana in 0,3 % silicija, 0,03 % Al in čim manjšimi količinami nečistoč, predvsem žvepla. Osnova mikrostrukture je ferit, ki je trdna raztopina ogljika v alfa železu. Meja plastičnosti ferita s 0,004 % C je 36 N/mm<sup>2</sup> (1). Čim bolj je ferit čist, torej čim bolj se po sestavi približuje alfa železu, pri tem manjši napetosti se deformira in tem nižja je meja plastičnosti. Ogljik in dušik, ki ju najdemo v intersticijski trdni raztopini v feritu, močno povečujeta mejo plastičnosti. Za vsak 0,01 % C oz. N zraste meja plastičnosti (MP) ferita za 49 oz. 42 N/mm<sup>2</sup> (2,3). To pove, kako je važno, da je v jeklu, ki je namenjeno za hladno kovanje, čim manj ogljika in dušika v trdni raztopini. Manjša je utrditev zaradi fosforja, narastek MP je 5 N/mm<sup>2</sup> za 0,01 % P, torej 10 krat manjši kot pri ogljiku (4).

Raztopljeni ogljik pa ne vpliva samo na mejo plastičnosti; na sliki 1 vidimo, da prehodna temperatura žilavosti močno zraste, ko se zniža količina ogljika, raztopljenega v feritu, pod približno 40 ppm (5). Sodeč po tej sliki, ni pričakovati koristi od tega, da se količina ogljika v raztopini v konstrukcijskem jeklu zniža mejo, ki je danes tehnološko že dosegljiva. Nasprotno pa količina kisika ne vpliva na prehodno temperaturo žilavosti (sl. 2). Ferit se lahko prelomi na dva načina, krhko in duktilno. Prelom in prehodna temperatura žilavosti sta zelo važni lastnosti konstrukcijskega jekla, zato je koristno, da jima posvetimo nekaj pozornosti.



Slika 1

Vpliv vsebnosti ogljika v feritu z različnim kisikom na prehodno temperaturo žilavosti; po viru 5

Fig. 1

Influence of carbon content in ferrite by different levels of oxygen on transition temperature ductile-brittle fracture of steel (5).

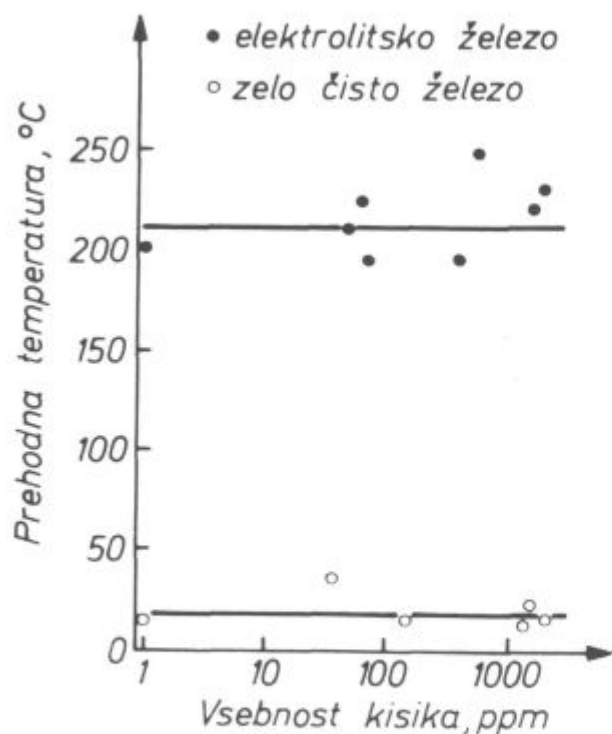
Kot vse kovine, se tudi ferit preoblikuje z drsenjem, ki je rezultat gibanja dislokacij v kristalni mreži. Napetost, pri kateri se deformacija sproži, imenujemo mejo plastičnosti; analogno nastane krhek prelom tedaj, ko je dosežena meja cepljenja.

V zelo poenostavljeni obliki lahko predpostavimo, da se meja plastičnosti povečuje hitreje, meja cepljenja pa počasneje, ko se znižuje temperatura preizkušanja (slika 3). Če so razmere take, da je dosežena meja cepljenja, preden se je sprožil mehanizem plastične deformacije, pride do krhkega zloma ferita. Za prelom se porabi malo energije, kar je slabo.

Mnogi posegi v ferit povečujejo mejo plastičnosti, le malo pa je mogoče vplivati na mejo cepljenja. Izjema je zmanjšanje zrn ferita, ki je koristno za obe lastnosti in ga bomo obravnavali kasneje. Nastanek krhkega preloma pospešuje povečanje hitrosti obremenitve. Razlaga je enostavna: meja cepljenja je dosežena, preden se sproži mehanizem plastične deformacije. Nasprotno pa povišanje temperature zmanjšuje nagnjenost h krhkemu lomu. Tudi tu je razlaga enostavna: pri višji temperaturi je povečana gibljivost dislokacij in lažje se sproži mehanizem plastične deformacije.

Nagnjenost jekla h krhkemu lomu se najbolj pogosto opredeljuje na osnovi odvisnosti temperatura preisku-

<sup>1</sup> predelani tekst predavanja na 33. metalurškem posvetu v marcu 1985

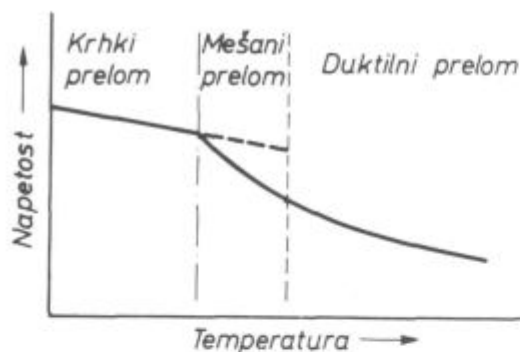


Slika 2

Vpliv vsebnosti kisika v feritu dveh nivojev čistosti na prehodno temperaturo duktilni — krhki lom (vir 5)

Fig. 2

Influence of oxygen content in ferrite by two levels of purity on transition temperature (5).



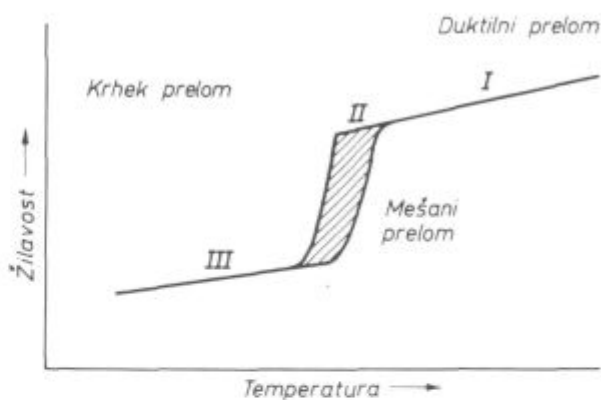
Slika 3

Shematičen prikaz vpliva temperature na način preloma konstrukcijskega jekla; po viru 6

Fig. 3

Schematic representation of the influence of temperature on the mode of fracture of structural steel (6).

šanja — udarna žilavost. Na sliki 4 vidimo, da so v taki odvisnosti tri področja. Pri visoki temperaturi v področju I (angleško — upper shelf) je žilavost visoka in se rahlo zmanjšuje, ko se temperatura znižuje. V ozkem prehodnem temperaturnem področju II žilavost skokoma pade na mnogo nižjo vrednost, nato pa se v področju III (angleško — lower shelf) rahlo naprej znižuje, ko se temperatura dalje znižuje. V področju I je prelom duktilen, v področju II je mešan, v področju III pa je prelom krhek. Širina prehodnega področja je odvisna od sestave in mikrostrukture jekla in od napetostnega



Slika 4

Vpliv temperature na žilavost konstrukcijskega jekla

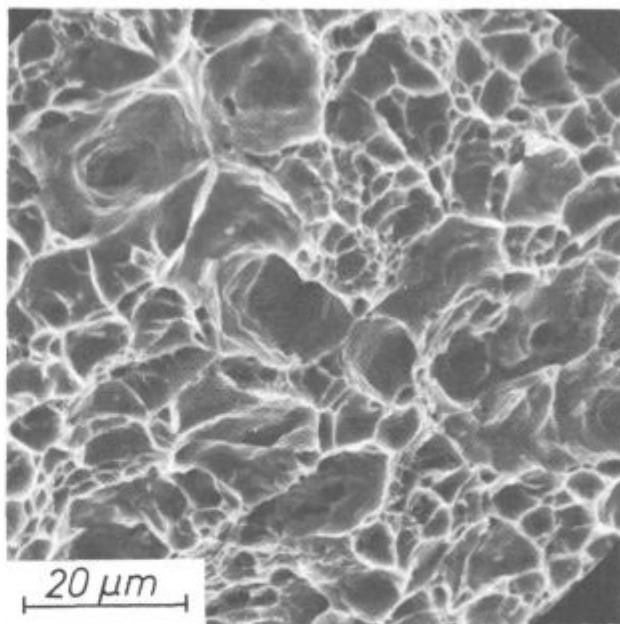
Fig. 4

Relationship temperature-notch toughness of structural steel (6).

stanja na dnu zarez preizkušancev, to je povezano predvsem z ostrino zarez in hladno deformiranostjo jekla na njenem dnu.

Za prehodno temperaturo se najbolj pogosto privzame meja, pri kateri je polovica prelomne površine žilava, redkeje se za prehodno privzame neka temperatura, pri kateri ima žilavost neko vnaprej dogovorjeno velikost.

Na mikrofraktografijah 5 in 6 se jasno razloči različna morfologija duktilnega in krhkega preloma ferita. Duktilen prelom je jamičast. Jamice se odprejo in zraščajo v stadiju kontrakcije raztrznega preizkusa ali pred napredujočo dekohezijo pri žilavostnem preizkusu na mikrostrukturnih komponentah, ki so slabo preoblikovalne, na primer nekovinski vključki, karbidna zrna in podobno (7). Zato je oblika jamic odvisna od oblike

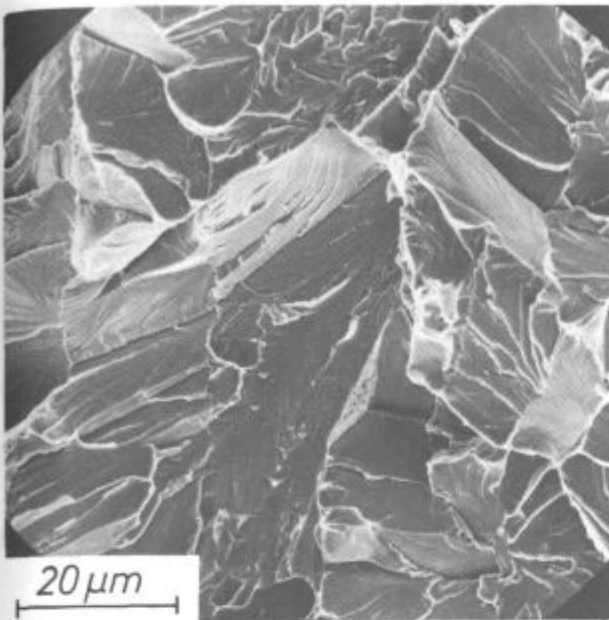


Slika 5

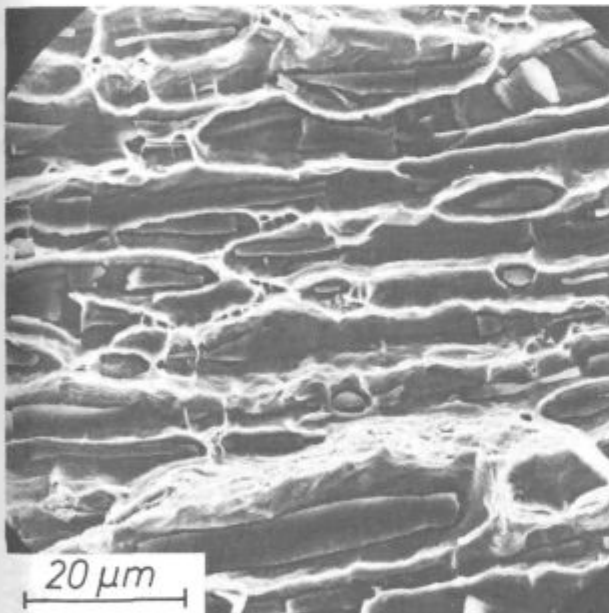
Duktilni prelom jekla

Fig. 5

Ductile fracture of steel.



Slika 6  
Krhki prelom jekla  
Fig. 6  
Brittle fracture of steel.



Slika 7  
Duktilni prelom jekla na preizkušancu z osjo v smeri debeline  
jeklene plošče  
Fig. 7  
Ductile fracture of steel on specimens with axis in through thick-  
ness direction.

njenega iniciala. To se lepo vidi s primerjavo slik 5 in 7, ki obe kažeta duktilen prelom, vendar so bili enkrat iniciali poliedrični vključki aluminijevega oksida, drugič pa v istem jeklu podolgovati vključki manganovega sulfida.

Čim večje so slabo ali nedeformabilne komponente v mikrostrukturi, pri tem manjši plastični deformaciji se

jamice odpro in tem manjša je plastična deformacija jekla pri prelomu. Jamice rastejo s strižnim drsenjem, ki tanjša kovino med njimi, dokler se stene popolnoma ne prestrižejo.

Krhka prelomna površina je relativno ravna, oblikujejo jo ploskve družine (100), med katerimi se je cepljenje izvršilo. Ker mreža atomov v feritu ni popolna, cepilna ploskev ni popolnoma enaka, torej gladka čez celo feritno zrno, ampak jo prekinjajo žile, ki se zlivajo v smeri napredovanja razpoke. Na žilah razpoka preskoči od ene na drugo kristalno ploskev iste vrste, ko sreča vijačno dislokacijo (7). Za razumevanje povezave med mikrostrukturo in krhkim prelomom je važno, da se proces cepljenja začne na vsaki kristalni meji znova, ker v sosednjem zrnu drugače ležijo v prostoru kristalne ravnine, med katerimi lahko razpoka napreduje. Zato da razpoka premaga kristalno mejo, je potrebna povečana napetost, ki se doseže z nakopičenjem dislokacij ob meji. Pri krhkem prelomu se večina energije porabi za iniciacijo cepljenja, zato je za prelom potrebna tem večja energija, čim več je kristalnih mej, torej čim manjša so kristalna zrna. Poenostavljeno povedano: pri popolnoma krhkem prelomu je žilavost tem večja, čim manjša so feritna zrna. V primeru dogovora, da je za prehodno temperaturo ustrezna neka vrednost žilavosti, se lahko zgodi, da je pogoj izpolnjen pri krhkem prelomu jekla. To se včasih dogaja pri jeklih s povečano mejo plastičnosti, ki imajo drobnozrnato in večfazno mikrostrukturo.

Krhki prelom se izvrši praktično brez deformacije, lahko pa po poprejšnji majhni deformaciji (6).

Prelom v feritu je transkristalen, izjema je le prelom pri visoki temperaturi, kjer ga povzroča manjša trdnost neurejene strukture kristalnih mej. Če ima jeklo pri temperaturah pod 500°C interkristalen prelom, razen če je nastal zaradi lezenja, pomeni, da je z jeklom nekaj narobe. Ponavadi je vzrok temu termična obdelava.

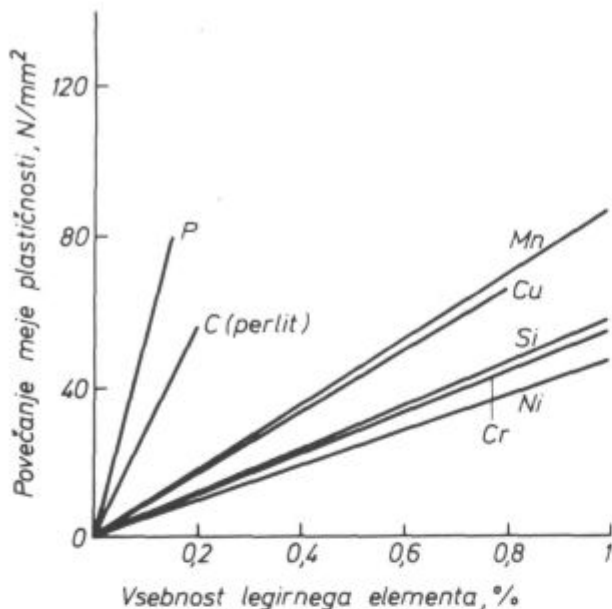
Omenili smo že, da se meja plastičnosti ferita močno poveča, če zraste količina intersticijsko raztopljenega ogljika in dušika. Podoben, vendar nekoliko manj učinkovit, je tudi vpliv elementov, ki so v feritu v substitucijski raztopini, na primer mangan, silicij, krom in drugi. V posplošeni obliki velja, da je meja plastičnosti sorazmerna s korenem naraščanja koncentracije elementov, pri majhnih vsebnostih pa je rast linearna s koncentracijo (slika 8). Za strižno napetost ( $\tau$ ), pri kateri so dislokacije v trdni raztopini gibljive, se navaja izraz (38):

$$\tau = G (\delta)^{1/2} C \quad (1)$$

V izrazu so:  $G$  — strižni modul,  $\delta$  — razlika v premeru med atomoma topila in topljenca in  $C$  — koncentracija.

Linearni model je približen, ne upošteva razlike v elastičnem modulu med topilom in topljencem, interakcije atomov topljenca med seboj in napetostnega polja atomov topljenca v jedru dislokacije. Ti in mogoče še drugi dejavniki omejujejo veljavnost linearnega modela utrditve s trdno raztopino na področje koncentracij, kjer atomi topljenca ne vplivajo drug na drugega.

Podatki o tem, kako elementi v substitucijski trdni raztopini utrjujejo ferit, so različni. Po viru 4, po katerem je povzeta slika 8, je narastek MP pri legiranju 1% Mn, Si, Ni in Cr 84, 56, 55 in 45 N/mm<sup>2</sup>, po viru 37 pa 30 oz. 82 N/mm<sup>2</sup> za Mn in Si, legiranje z Ni in Cr pa celo zniža MP za 4 oz. 35 N/mm<sup>2</sup>. Povedati pa moramo, da veljajo podatki v viru 4 za jeklo, podatki v viru 3 pa za ferit. Povečanje MP zaradi elementov v substitucijski raztopini, je za približno red velikosti manjše od povečanja zaradi ogljika v intersticijski raztopini v feritu.



Slika 8

Vpliv nekaterih elementov v raztopini na povečanje meje plastičnosti; izjema je ogljik, ki je vezan v perlitu; po viru 4

Fig. 8

Effect of some elements in solution in ferrite and carbon as pearlite upon the increase of yield point stress of steel (4).

Utrditev s trdno raztopino (solution hardening) razlaga teorija z dvema modeloma. Po enem je utrditev posledica oblakov atomov, ki sidrajo dislokacije in zato stečejo šele pri višji napetosti, po drugi pa je utrditev posledica oviranja drsenja dislokacij zaradi elastičnega napetostnega polja okoli atomov raztopljenih elementov, ki imajo drugačen premer kot atom topila. Prvi model bolje ustreza intersticijskim raztopinam (znana je razlaga meje plastičnosti s Cottrellovimi oblaki atomov ogljika in dušika okoli dislokacij), drugi model pa bolj ustreza substitucijskim raztopinam.

Vedeti pa je potrebno, da povzročajo legirni elementi utrditev tudi posredno zaradi vpliva na premeno avstenita. O tem bomo razpravljali kasneje, ko bomo obravnavali utrditev jekla zaradi perlita.

Kaže, kot da je utrditev z elementi v trdni raztopini eleganten in poceni način za povečanje meje plastičnosti jekla. Vendar ima ta ukrep slabo stran v tem, da se povišuje prehodna temperatura žilavosti. Pri jeklu z okoli 0,15 % C prehodna temperatura zraste za vsak % mangana in silicija za 40 oz. 66°C (8,17). To je seveda mnogo in omejuje višino legiranja na nivo, ki ga opredeljuje zahtevana prehodna temperatura. Tudi to sklepanje ni popolno, nismo namreč upoštevali vpliva, ki ga imajo raztopljeni elementi na kaljivost, ki naj bo čim nižja, da je jeklo dobro varivo.

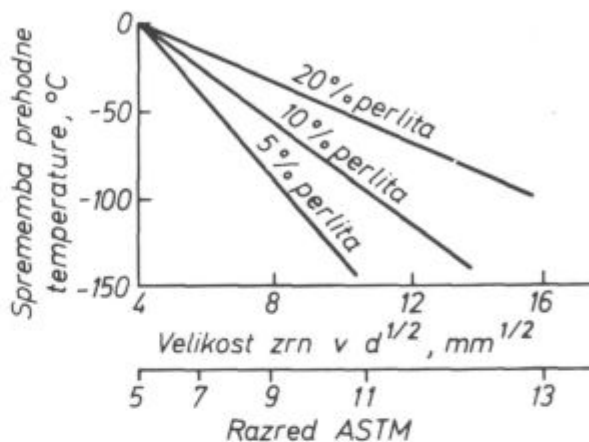
### 3. VELIKOST FERITNIH ZRN

V zmanjšanju velikosti zrn se je našel zelo pomemben način izboljšanja meje plastičnosti in žilavosti jekla ter za zmanjšanje prehodne temperature duktilni krhki lom. Velikost zrn ( $d_2$ ) in mejo plastičnosti ( $\sigma_p$ ) povezuje Hall-Petchowa enačba, po kateri je meja plastičnosti obratno sorazmerna korenu linearne velikosti zrn, torej:

$$\sigma_p = K_0 + K_1 d_2^{-1/2} \quad (2)$$

Člen  $K_0$  predstavlja silo, ki je potrebna, da se sproži drsenje v kristalni mreži ferita, drugi pa silo, potrebno

za premaganje kristalnih mej. Povezava velikosti zrn — meja plastičnosti je bila odkrita empirično, nato so za njo predlagali dva teoretična modela, po katerih je mogoče enačbo speljati iz teoretičnih predpostavk. Po enem modelu je povečanje meje plastičnosti odvisno od gostote dislokacij, ki je sorazmerna gostoti kristalnih mej, torej obratno sorazmerna velikosti zrn, po drugem modelu pa je utrditev povezana s kopičenjem dislokacij na meji zrna, ki je potrebno, da se aktivirajo procesi drsenja v drugem zrnju. Po podobnem izrazu se znižuje tudi prehodna temperatura duktilni — krhki lom (slika 9).



Slika 9

Odvisnost med velikostjo zrn in prehodno temperaturo žilavosti za jekla z različno količino perlita; po viru 11

Fig. 9

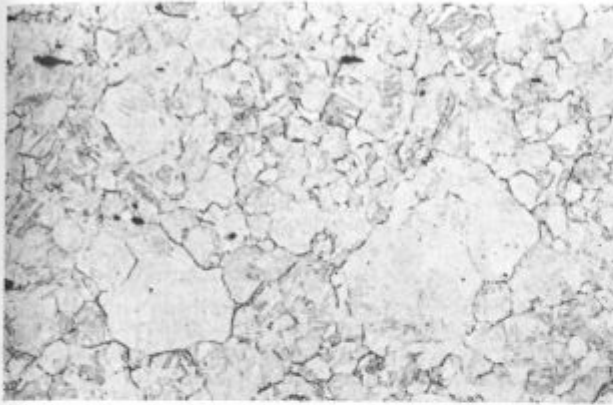
Effect of grain size on transition temperature of steel with different content of pearlite (11).

Za doseg manjših feritnih zrn in manjših njim matičnih avstenitnih zrn je daleč najbolj v uporabi mikrolegiranje jekla z aluminijem in dušikom. V praksi zadostuje mikrolegiranje z aluminijem, ker je že po naravi v vsakem jeklu dovolj dušika. Elementa se v jeklu vežeta v aluminijev nitrid (AlN). Ta spojina se pri segrevanju jekla pred vročo predelavo raztopi v avstenitu, pri temperaturah predelave in normalizacije pa je topnost manjša, zato se iz avstenita izloča v obliki precipitativ. V normaliziranem jeklu je velikost precipitativ okoli 25 nm, gostota pa ca  $10^{13}/\text{cm}^3$  kovine. Topnost aluminijevega nitrida v avstenitu in temperaturo segrevanja povezuje topnostni produkt:

$$\log (\text{Al}) \times (\text{N}) = -7500/T + 1,48 \quad (3)$$

V izrazu so: Al in N-vsebnost obeh elementov v ut. % in T temperatura v °K. Podobni izrazi veljajo za topnostne produkte drugih faz, ki tvorijo izločke iz prenasičenega avstenita in jih pogosto poimenujemo kot disperzoide, na primer karbidi oz. karbonitridi niobija, vanadija in titana. Razlaga vpliva disperzoidnih izločkov na velikost zrn je enostavna in teoretično in praktično potrjena. Izločki sidrajo kristalne meje avstenita in zavirajo njihovo migracijo. Model razlage učinka disperzoidov izhaja iz predpostavke, da se kristalna meja upira spremembi položaja s silo, ki je sorazmerna površinski energiji avstenita in gostoti izločkov in da se pri rasti zrn zmanjša notranja energija v sistemu, kar je mogoče le, če rastejo večja zrna na račun majhnih (slika 10). Teorija je toliko obdelana (12), da je mogoče izračunati količino in gostoto delcev disperzoidne faze. Na primer: za blokiranje rasti zrn v jeklu z neenakomer-





Slika 10

Pov. 100 ×. Hitro rastoča zrna avstenita v matriksu enakomernih zrn

Fig. 10

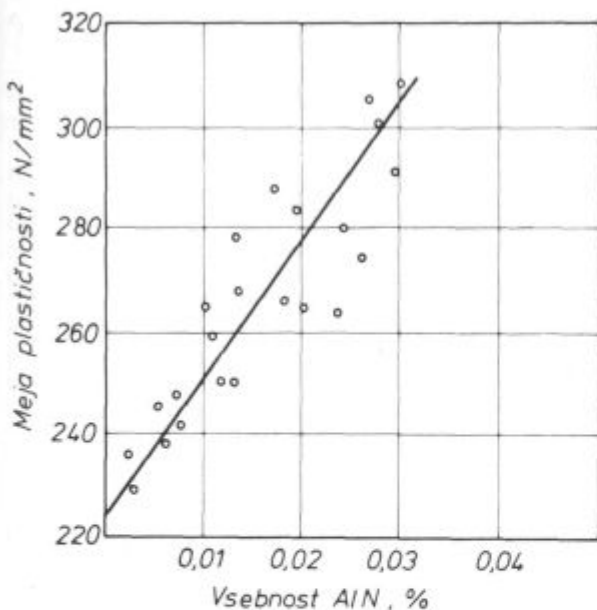
Rapidly growing austenite grains in a matrix of uniform and fine grains.

nostjo v velikosti zrn  $Z$ , povprečno velikostjo zrn  $d_z$ , in volumskim deležem izločkov ( $v$ ) je potrebno število izločkov:

$$n_k = \left(\frac{3}{2} - \frac{2}{Z}\right) \frac{4}{8d_z} \left(\frac{4\pi}{3v}\right)^{2/3} \quad (4)$$

Na sliki 11 vidimo, kako količina aluminijevega nitrida vpliva na mejo plastičnosti (14). Dosegljivo povečanje meje plastičnosti z zmanjšanjem feritnih zrn zaradi AlN je okoli 60 N/mm<sup>2</sup>.

Koristnost aluminijevega nitrida je bila odkrita, ko so iskali način, kako jekla, bogata z dušikom, napraviti odporna proti deformacijskemu staranju. S pomirjenjem jekla z aluminijem so dosegli več stvari: zmanjšala



Slika 11

Ovisnost med količino AlN v jeklu in mejo plastičnosti konstrukcijskih jekel; po viru 13

Fig. 11

Effect of AlN content on yield point stress of structural steels (13).

se je količina vključkov in spremenila njihova sestava in oblika, odpravila se je občutljivost za deformacijsko staranje zaradi dušika in zmanjšala so se zrna ferita. Zadnje je omogočilo, da se je povečala utrditev s povečanjem mangana. Tako so nastala jekla s povišano mejo plastičnosti 350 N/mm<sup>2</sup>, ki se dobavljajo v normaliziranem stanju, ker pride koristen vpliv AlN do veljave le s procesom normalizacije. Kljub povečani meji plastičnosti imajo ta jekla zaradi drobnozrnate mikrostrukture zadovoljivo prehodno temperaturo in duktilni krhki lom. Učinkovitost AlN je sprožila iskanje drugih disperzoidov. Najbolj učinkovit se je pokazal niobijev karbonitrid (oz. karbid, ker v spojini prevladuje ogljik nad dušikom), za nekatere namene pa se uporabljata tudi vanadijev nitrid in titanov karbid, ki pa ju v tem sestavku ne bomo obravnavali. Zanju velja veliko tega, kar bo povedano o niobijevem karbonitridu.

NbC je topen v avstenitu v podobni količini kot AlN (14) in se izloča v podobnem intervalu temperature. Izločki so v enakih pogojih nekoliko bolj stabilni kot izločki AlN, njihov koristen vpliv pa se prišteva k učinku izločkov AlN. Zato ima jeklo z niobijem in aluminijem po enaki predelavi in toplotni obdelavi za 2 do 3 razrede drobnejša zrna avstenita kot jeklo z aluminijem (15). Trdnost jekla nekoliko zraste zaradi izločkov NbC, ki nastanejo pri ohlajanju s temperature normalizacije. Zaradi zmanjšanja zrn se lahko poveča substitucijska utrditev in količina perlita in tako pridemo v nov kvaliteten razred jekla z mejo plastičnosti 430 N/mm<sup>2</sup>, kar je za 80 N/mm<sup>2</sup> več kot v manganskem jeklu legiranem z AlN. Pri tem je zagotovljena zadovoljiva prehodna temperatura duktilni — krhki lom in varivost. Legiranje z niobijem ima še en koristen učinek na lastnosti jekla, ki ga bomo obravnavali pri analizi kontroliranega valjanja.

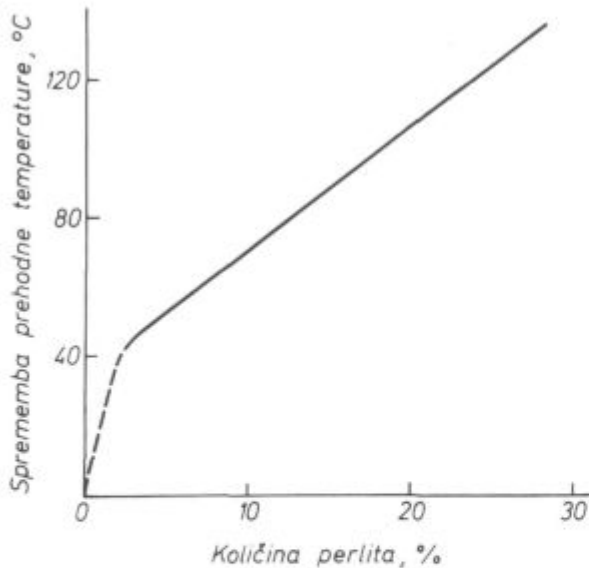
Omenili smo, da so jekla mikrolegirana z aluminijem, odporna proti deformacijskemu staranju. Vedeti pa je potrebno, da se med vročim valjanjem veže v AlN le okoli 25 % dušika (28). Zato je lahko jeklo v valjanem stanju kljub aluminiju občutljivo za staranje. Odpornost proti staranju se doseže šele po normalizaciji, ko je vezano v AlN več od 90 % dušika.

#### 4. PERLIT

Omejili se bomo na lamelarni perlit, ker v konstrukcijskih jeklih, ki se uporabljajo v normaliziranem ali v valjanem stanju, najdemo samo to obliko perlita. Mikrostruktura jekla po kontroliranem valjanju pa je čisto večkomponentna, zato bomo omenili tudi bajnit in martenzit.

Trdnost jekla raste, ko v njem raste količina ogljika. Na sliki 8 vidimo, da meja plastičnosti raste linearno do 0,2 % ogljika, torej linearno s količino perlita v jeklu do zgornje meje ogljika v konstrukcijskih jeklih. Tega najbolj omejujeta varivost in prehodna temperatura žilavosti. Pri večjem ogljiku toliko zraste kaljivost, da ni mogoče preprečiti, da bi pri varjenju velikih konstrukcij ne nastala trda in krhka mikrostruktura v prehodni zoni zvarov, zaradi česar je seveda žilavost zvarov premajhna.

Lamelarni perlit nastane z evtektoidno transformacijo avstenita, ponavadi pri kontinuirnem ohlajanju jekla po normalizaciji ali po valjanju. Sestavlja ga osnova iz ferita in cementitne lamele. Lamelarni perlit močno povišuje prehodno temperaturo žilavosti (slika 12). Povišanje prehodne temperature je podobno kot pri legiranju s silicijem in z manganom. Ker pa je ogljika v jeklu manj, prav ogljik s tvorbo perlita od vseh elementov v jeklu najbolj poviša prehodno temperaturo žilavosti.



Slika 12

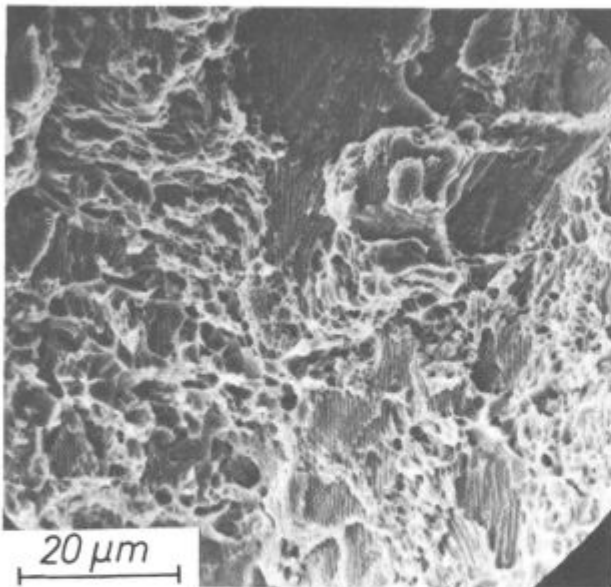
Vpliv količine perlita na prehodno temperaturo žilavosti; po viru 16

Fig. 12

Influence of the quantity of pearlite in steel on transition temperature (16).

Na sliki 9 vidimo, da je znižanje prehodne temperature žilavosti zaradi zmanjšanja zrn tem hitrejše, čim manj je v jeklu perlita. So torej tehtni razlogi za to, da se v konstrukcijskih jeklih omeji količina ogljika; razvila se je posebna vrsta konstrukcijskih jekel, ki so poznana pod nazivom maloperlitna jekla. Ta jekla imajo pod 0,1 % C, odlično varivost in nizko prehodno temperaturo žilavosti pri visoki MP.

Vzrok za neugoden vpliv perlita je v preoblikovalnosti. Perlit z debelimi cementitnimi lamelami je slabo preoblikovalen in se krhko lomi; če pa so lamele drob-



Slika 13

Prelom jekla z mikrostrukturo iz lamelnega perlita

Fig. 13

Fracture of steel with a microstructure of lamellar pearlite.

ne, se pri deformaciji ne lomijo, temveč se preusmerjajo, kot zahteva tok kovine pri deformaciji. Dokaz za to je dobra deformacijska sposobnost patentiranega jekla, ki ima mikrostrukturo izključno iz finolamelarnega perlita. S hladnim vlečenjem dosežemo v patentiranem jeklu trdnost do 4000 N/mm<sup>2</sup>. Utrditev je deformacijskega značaja in gostota dislokacij dosega red velikosti 10<sup>12</sup>/cm<sup>2</sup> (38). Finolamelaren perlit ima podoben jamičast prelom kot ferit, na prelomni površini pa čisto vidimo lamelarno mikrotopologijo (slika 13), kar je dokaz, da je prelom na stopnji lamel nekoliko drugačen, kot prelom ferita (17).

Poglejmo na kratko, kako legirni elementi vplivajo na izoblikovanje lamelnega perlita pri kontinuirnem ohlajanju jekla. Večina legirnih elementov znižuje temperaturo, pri kateri nastaja perlit. Pri povečanju vsebnosti mangana za 1 % se zniža temperatura nastanka perlita za 60 °C (8). To je seveda zelo koristno, nižja temperatura pomeni hitrejšo premeno avstenita, manjša zrna in drobnejše cementitne lamele, torej bolj preoblikovalen perlit, posredno pa tudi nižjo prehodno temperaturo. Podoben vpliv imajo še drugi elementi, na primer nikelj, krom, molibden in drugi. Tudi pri povečanju količine ogljika v jeklu se nekoliko zniža perlitna premenska temperatura, približno 10 °C pri 0,15 % C. Nasproten je vpliv silicija; povečanje količine silicija poviša premensko temperaturo (8), za vsak % Si perlitna točka zraste za ca. 60 °C. Silicij torej sproži nastanek perlita pri višji temperaturi, to pomeni počasno perlitno reakcijo, večja zrna, debele cementitne lamele, slabo preoblikovalnost perlita in posredno povišano prehodno temperaturo. Pri siliciju se torej seštevata vpliv utrditve s trdno raztopino in vpliv na premeno avstenita; oba povišujeta prehodno temperaturo žilavosti, pri drugih važnih legirnih elementih, pa neposrednega seštevajnja ni.

Nekateri legirni elementi že v relativno majhni količini toliko zavrejo perlitno premeno, da se pri ohlajanju po valjanju ali po normalizaciji izvrši le deloma ali je sploh ni, in v mikrostrukturi najdemo bajnit in celo martenzit. Če je mikrostruktura zelo drobnozrnata, bajnit in martenzit pa enakomerno porazdeljena in obkrožena s feritom, dobimo jeklo s povišano mejo plastičnosti in zadovoljivo prehodno temperaturo. Razvili sta se dve posebni vrsti jekel, feritno martenzita (18) in bajnitna jekla (19). Feritno martenzita jekla, čisto jih imenujemo tudi dual jekla, imajo mikrostrukturo, kot poimenovanje pove, iz ferita in martenzita. Odlikujejo se po visoki meji plastičnosti in deformabilnosti, ki je nad tisto, ki jo dosegajo mikrolegirana jekla z enako mejo plastičnosti. Uporabljajo se za dele, ki se izdelujejo s hladnim oblikovanjem, za kar mikrolegirana jekla niso primerna. V bajnitnih jeklih je povečana količina legirnih elementov, ponavadi mangana in kroma, in močno znižana količina ogljika (4 % Mn, 2 % Cr in 0,05 % C). Mikrostruktura teh jekel je v glavnem iz lastnega probajnitnega ferita, mejo plastičnosti pa dajejo drobna zrna in izločilna utrditev.

V celoti velja poudariti, da se varivost jekla izboljša, ko se znižuje količina ogljika v jeklih. Zato je tendenca razvoja sodobnih konstrukcijskih jekel zniževanje ogljika in izkoriščanje drugih načinov za povečanje meje plastičnosti.

## 5. DISPERSNA UTRDITEV

Dispersna utrditev nastane zato, ker dislokacijske pentlje ovijejo izločke, ki so pretrdi, da bi jih lahko gibajoče se dislokacije presecale. Ashby (21) je razvil analitičen izraz

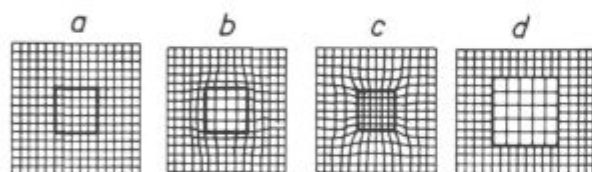


$$\Delta\sigma_p = 0,85 \frac{3Gb}{2L} \ln \frac{d_i}{x}, \quad (5)$$

ki povezuje mikrostrukturne parametre:  $b$  — Burgersov rektor za ferit,  $L$  — razdalja med izločki,  $d_i$  — velikost izločkov,  $x$  — premer jedra dislokacije in  $G$  — strižni modul z narastkom meje plastičnosti  $\Delta\sigma_p$ . V izrazu najdemo tudi člen  $Gb/L$ , ki je napetost, ki sproži Frank-Readov izvir dislokacij. Če se izvrši izračun za normalizirano jeklo z izločki z  $d_i = 25$  nm in  $L = 100$  nm, dobimo  $\Delta\sigma_p \approx 32$  N/mm<sup>2</sup>. To pove, da imajo izločki, ki nastanejo pri temperaturi normalizacije, majhen, vendar ne zanemarljiv vpliv na mejo plastičnosti.

Utrditev je mnogo večja, če izločki nastanejo pri ohladitvi jekla s temperature normalizacije ali pri neki temperaturi, ko je izpolnjen pogoj, da so koherentni s feritnim matriksom (2). Ker nimajo enake medmrežne razdalje kot ferit (sl. 14), ima njihov nastanek za posledico nastanek elastičnih prilagoditvenih napetosti, ki ferit močno utrdijo, utrditev pa je pogosto poimenujemo kot koherentno. Koherenca se obdrži le do določene velikosti izločkov, utrditev pa je mogoča le pod temperaturo, pri kateri se elastične napetosti sprostijo z deformacijo ferita. Pri kratkotrajnem žarjenju je maksimum utrditve zaradi NbC in VC pri okoli 600°C (22). Pri podaljšanju žarjenja se maksimum utrditve pomika k nižji temperaturi, ker izločki rastejo in izgubljajo koherenco, kar sprošča polje elastičnih napetosti okoli njih.

Na sliki 15 je prikazan teoretični vpliv velikosti izločkov NbC na rast meje plastičnosti (23). Pomembno

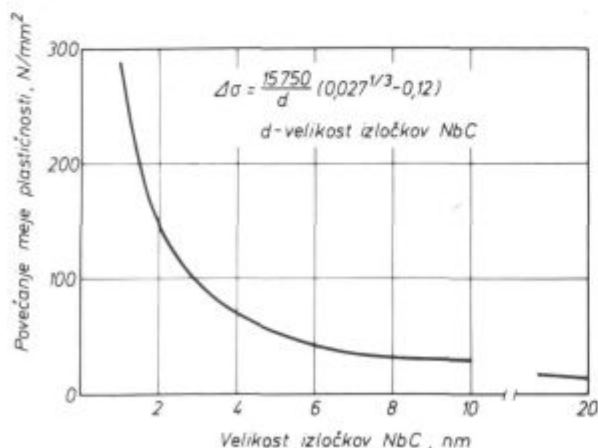


Slika 14

Popolnoma koherenten (a), deloma koherenten (b, c) in nekoherenten izloček

Fig. 14

Coherent (a), partially coherent (b, c) and uncoherent (d) precipitate.

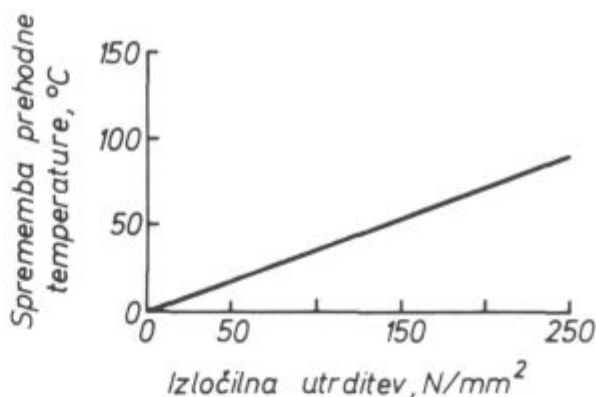


Slika 15

Odvisnost med velikostjo izločkov in mejo plastičnosti v mikrolegiranem jeklu z 0,027 % Nb; izračunano po viru 21

Fig. 15

Effect of precipitates size on yield point stress in HSLA steel with 0.027 % Nb (21).



Slika 16

Vpliv izločilne utrditve mikrolegiranega jekla na prehodno temperaturo žilavosti; po viru 11

Fig. 16

Influence of precipitation hardening on transition temperature (11).

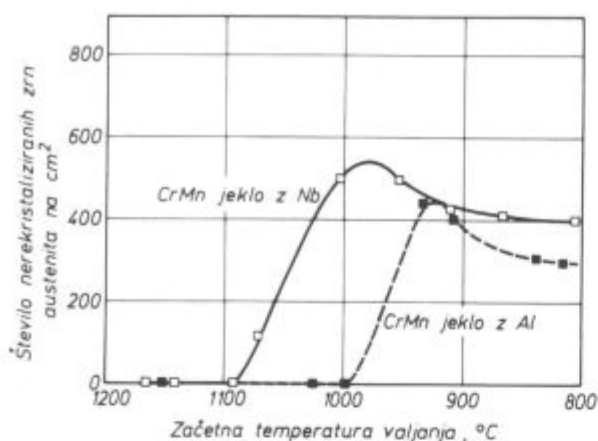
koherentno utrditev dajejo le kubični izločki, na primer karbidi niobija, vanadija in titana, ne pa heksagonalni AlN. Popolna obravnava izločilne utrditve zahteva več prostora, kot ga je na voljo za ta pregled. Zaradi popolnejše, čeprav le okvirne slike velja omeniti, da je izločilna utrditev mogoča le, če gibajoče dislokacije izločkov ne prestrijejo. Trdnost na prestrizenje je odvisna od velikosti izločkov in od elastičnega modula snovi, iz katere so. Na primer: dislokacije ne prestrijejo več izločkov TiC v feritu pri velikosti 3 nm, kritična velikost za izločke iz bakra pa je 14 nm (38, 39). Razliko razlaga elastični modul, ta je 220000 N/mm<sup>2</sup> pri TiC in 46000 N/mm<sup>2</sup> pri bakru.

V praksi je sedaj mogoče izkoristiti le del izločilne utrditve, ki jo napoveduje teorija. Sicer pa je popolno izkoriščanje celo neželeno, utrditev namreč spremlja povečanje prehodne temperature, duktilni — krhki lom (slika 16). Za povečanje mej plastičnosti je mogoče izkoristiti pri jeklu z 0,15 % C in 1,4 % Mn okoli 50 N/mm<sup>2</sup>. To je dovolj, da je dosežen nov kvalitetni razred normaliziranih konstrukcijskih jekel z mejo plastičnosti nad 470 N/mm<sup>2</sup>. V mikrolegiranih jeklih, ki izkoriščajo zmanjšanje zrn zaradi AlN in NbC in izločilno utrditev zaradi VC, je v primerjavi s klasičnim mangan-skim jeklom meja plastičnosti povečana za 120 N/mm<sup>2</sup>, torej za približno tretjino. To pomeni za tretjino lažje konstrukcije, zato se ta jekla v sodobni strojogradnji s pridom izkoriščajo.

## 6. KONTROLIRANO VALJANJE

Kontrolirano valjanje je bilo v začetku namenjeno samo izdelavi konstrukcijskih jekel z visoko mejo plastičnosti brez normalizacije, sedaj pa se je ta proces razširil še na druge namene, ki pa jih v tem prispevku ne bomo obravnavali. Premena avstenita, iz katerega deformacijska energija ni popolnoma izločena, je hitrejša kot premena nedeformiranega ali rekristaliziranega avstenita. Pri premeni deformiranega avstenita nastajajo drobnejša zrna (24, 25).

Problem, kako zadržati med valjanjem in po njem avstenit v nerekrystaliziranem stanju, je bil rešen, ko so spoznali, da niobij v trdni raztopini v avstenitu že pri mikrokoličinah, ki so potrebne za zmanjšanje zrn in za izločilno utrjenje, zavira statično rekristalizacijo in rast zrn avstenita med vtiki (26, 27). Tvorba izločkov je v rekristaliziranem avstenitu zaradi počasne nukleacije



Slika 17

Vpliv temperature valjanja jekla na število zrn avstenita, ki med valjanjem v več vtikih niso rekristalizirala. Krom manganovi jekli za cementacijo; po viru 28

Fig. 17

Influence of initial rolling temperature on the number of austenite grains which remained unrecrystallised during the rolling in several passes in two CrMn case hardening steels (28).

kljub prenasičenju zelo počasna (28). Mnogo hitrejša je tvorba izločkov med vročo deformacijo ali v deformiranem avstenitu (29, 30). Pri neki začetni temperaturi valjanja rekristalizacija avstenita med vtiki ni več popolna (slika 17). Ko se temperatura začetka valjanja dalje znižuje, delež nerekrystaliziranega avstenita najprej hitro raste, doseže maksimum, nato pa se postopoma zmanjšuje, ko temperatura valjanja dalje pada, kljub kopičenju deformacije. Razlaga je, da pri višjih temperaturah hitra statična poprava izloči dovolj deformacijske energije, da v velikih zrnih avstenita ni statične rekristalizacije v presledku časa med vtiki. Pri nižjih temperaturah valjanja je tudi statična poprava počasnejša in v nerekrystaliziranih zrnih se kopiči pri nadaljevanju valjanja deformacijska energija dotlej, da del avstenita, ki je ostal nerekrystaliziran po prvem vtiku, lahko rekristalizira (28, 31). Niobij v raztopini močno poviša temperaturo, pri kateri rekristalizacija avstenita med vtiki ni več popolna. To je temelj ene od tehnik kontroliranega valjanja.

Ta zelo zgoščeni pregled pove, da med valjanjem jekla poteka več procesov, ki vplivajo na mikrostrukturo avstenita med valjanjem, na mikrostrukturo po valjanju ter na lastnosti jekla.

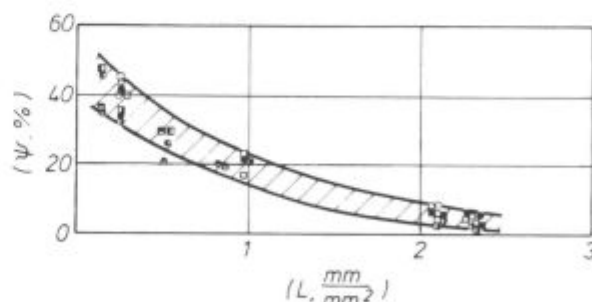
Pri kontroliranem valjanju se skuša doseči optimalna kombinacija vseh procesov. Jeklo se pred valjanjem segreje na temperaturo, pri kateri so AlN, NbC in VC raztopljeni v avstenitu. Nato se izvrši začetna faza valjanja in doseže največje zmanjšanje začetne debeline valjanca. Srednja faza valjanja se izvrši tako, da ostane avstenit nerekrystaliziran. Tej fazi sledi zadržanje, da lahko nastane primerna količina izločkov NbC in AlN. Ko se trdna raztopina avstenita osiromaši z niobijem, se izvrši rekristalizacija. Temperatura je nizka, zato nastanejo drobna zrna avstenita, katerih rast onemogoča velika količina izločkov. Sledi zaključna faza valjanja, pri kateri se vnese v drobnozrnat rekristaliziran avstenit toliko deformacijske energije, da je pospešena premena. Nastane zelo fino zrnata mikrostruktura iz ferita in perlita z visoko mejo plastičnosti, veliko žilavostjo in nizko prehodno temperaturo. Tehnologija valjanja seveda ni enostavna, ker je potrebno proces valjanja točno prilagoditi sestavi jekla. Plošče z debelino do 20 mm se teko-

če valjajo v valjarnah, ki so zadosti močne in primerno preurejene, da čakanje ne zadržuje ritma valjanja, ponekod pa se uspešno valjajo tudi debelejšje plošče (32). Izredno fino zrnata mikrostruktura po kontroliranem valjanju omogoča, da se poveča delež izločline utrditve brez škode za žilavost, in dosežemo tudi povečano mejo plastičnosti za okoli 80 N/mm<sup>2</sup> v primeri s podobnim normaliziranim jeklom (33). Še boljši uspehi so pri trakovih iz maloperlitnih jekel. V kontrolirano valjanem stanju je pri isti meji plastičnosti žilavost boljša za 20 J, pri enaki žilavosti pa je meja plastičnosti večja za do 150 N/mm<sup>2</sup> (11, 34). Tako izboljšanje pa je dosegljivo le pri maloperlitnih jeklih, ki so bolj primerna za kontrolirano valjanje od jekel z normalnim ogljikom. Dodatno utrditev dosežemo pri še nižji temperaturi valjanja v primeru, da je med valjanjem avstenit že spremenil v ferit, v jeklu se na tak način ohrani deformacijska utrditev, ki seveda poveča mejo plastičnosti, vendar zmanjša prehodno temperaturo žilavosti in jeklu da anizotropijo v lastnostih (35). Ta sicer spremlja proces valjanja jekla, če je med vtiki le delna rekristalizacija avstenita (28).

## 7. ANIZOTROPIJA

Razprava o anizotropiji zaradi nekovinskih vključkov sicer ne spada v okvir tega sestavka, vendar je izotropnost tako pomembna lastnost sodobnih konstrukcijskih jekel, da ne moremo molče mimo nje.

Od jekla, ki je namenjeno za varjene konstrukcije, zahtevamo, da ima enake lastnosti v vseh smereh. Razlike med smerjo valjanja in prečno smerjo so ponavadi sprejemljive, sicer pa se jeklu tako in tako določajo lastnosti na preizkušancih z osjo prečno na smer valjanja. Slabše so lastnosti debelih plošč iz konstrukcijskih jekel v smeri debeline, predvsem kontrakcija. Vzrok so nekovinski vključki, ki so plastični in se med valjanjem razpotegnijo v ravnini valjanja. Taki vključki v sodobnih jeklih, predvsem vključki MnS, olajšajo začetek preloma (slika 7) in povzročajo tako imenovano lamelarno trganje. Nekatere varjene konstrukcije imajo zware, ki jeklo obremenjujejo v smeri debeline plošč. Za take konstrukcije je potrebno jeklo, ki ima dobro deformabilnost tudi v smeri debeline plošč. To dosežemo na dva načina: z zmanjšanjem količine žvepla v jeklu, kajti



Slika 18

Vpliv količine vključkov manganovega sulfida na kontrakcijo preizkušancev z osjo v smeri debeline pločevine. Količina vključkov je izražena z dolžino vključkov na cm<sup>2</sup> površine vzdolžnega preseka. Jeklo z 0,18 C, 1,4 Mn, 0,007–0,02 S, 0,04 Nb, 0,06 V in 0,03 Al; po viru 36

Fig. 18

Influence of the quantity of MnS inclusions on reduction of area of specimens with axis in through thickness direction of thick plates. The quantity of inclusions is given as length per cm<sup>2</sup> of longitudinal section. Steel with 0.18C, 1.4Mn, 0.007–0.02S, 0.04Nb, 0.06V and 0.03Al (36).

prav vključki manganovega sulfida so glavni vzrok za slabo deformabilnost pri obremenjevanju v smeri debeline plošč (slika 18); druga pot pa je vezava žvepla v vključke, ki so neplastični pri temperaturi valjanja. Tudi pri nas smo razvili izdelavo jekla z dobro deformabilnostjo pri obremenitvi v smeri debeline plošč s kombinacijo obeh osnovnih postopkov.

## 8. KVANTITATIVNA OCENA DELEŽA UTRDILNIH MEHANIZMOV V MIKROLEGIRANEM JEKLU Z VISOKO MEJO PLASTIČNOSTI

Podatki, ki so na voljo o konstrukcijskih jeklih, so premalo natančni, da bi mogli popolnoma verno kvantificirati deleže utrdilnih mehanizmov v meji plastičnosti. Nekatere deleže, na primer ogljik kot perlit, substitucijsko raztopljene elemente in izločilno utrditev je mogoče oceniti z zadovoljivo natančnostjo. Težje je z deleži, ki jih prinašajo drugi utrdilni mehanizmi, na primer elementi v intersticijski raztopini, nečistoče, ki jih standardna analiza ne pokaže (na primer Sn, Sb, As), pa predpostavljamo, da utrjujejo ferit podobno kot fosfor.

Na sliki 19 so grafično in v odstotkih predstavljeni deleži posamičnih utrdilnih mehanizmov za mikrolegirano jeklo z dano sestavo in zagotovljeno mejo plastičnosti 470 N/mm<sup>2</sup>. Kemična sestava in meja plastičnosti sta povzeti po atestu Železarne Jesenice za 20 mm normalizirane plošče kot povprečje dveh podobnih šarž. Cenimo, da je napaka manjša od 10 % pri deležih perlita, substitucijsko raztopljenih elementov (Mn, Si in drugi) in pri izločilni utrditvi. Nekoliko večja je netočnost pri oceni deleža zmanjšanja zrn, največja pa je nejasnost pri deležu nekontroliranih nečistoč. Za oceno vpliva intersticije v C in N je sprejeto, da ima ferit v raztopini 0,01 % C, kar ustreza ravnotežni topnosti pri povprečni temperaturi perlitne premene tega jekla, dušik

pa je popolnoma vezan v AlN. Nižji stolpec predstavlja mejo plastičnosti izhodiščne sestave jekla, v kateri pa so upoštevane tudi nekontrolirane primesi.

Kljub netočnostim je vrednost predstavitve na sliki 19 koristna; vidimo namreč, da je meja plastičnosti vsota mnogih utrdilnih mehanizmov, od katerih nobeden ni zanemarljivo majhen. Kritična ocena kaže, da bi bilo mogoče pri meji plastičnosti še nekoliko pridobiti s termičnim režimom valjanja in normalizacije, pri čemer bi dosegli še manjša zrna. Danes poročajo o konstrukcijskih jeklih z velikostjo zrn v razponu razredov 13 do 15 po ASTM, kar pomeni linearno velikost 3 do 5 μm.

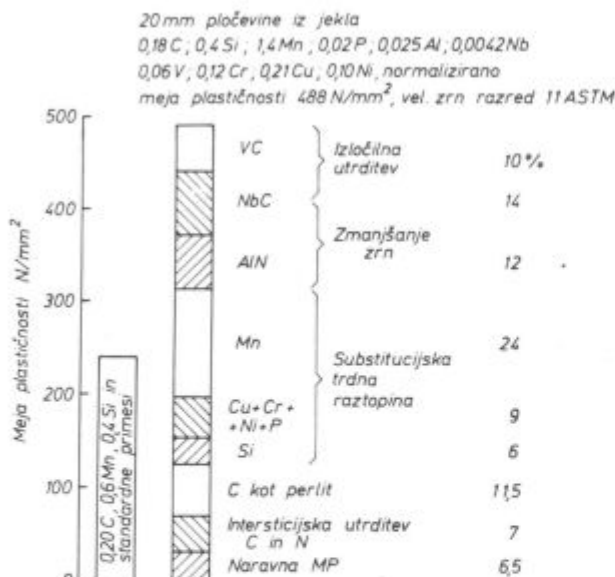
## 9. ZAKLJUČEK

Veliko dosežkov raziskovalnega dela, teoretičnega in razvojnega, je vloženo v kvaliteto današnjih konstrukcijskih jekel. Z relativno majhnimi spremembami v sestavi, predvsem pa s sestavo bolj prilagojenim procesiranjem, se dosegajo mnogo boljše lastnosti, tudi meja plastičnosti. Če je od začetka razvoja kvaliteta konstrukcijskih jekel napredovala predvsem na osnovi empirizma, lahko za zadnjega četrta stoletja razvoja rečemo, da je gonilna sila napredka boljše teoretično znanje in tehnološko obvladovanje mehanizmov utrditve ferita. Teorija zadovoljivo razlaga posamične mehanizme utrditve in lastnosti, ki jih opredelimo na osnovi posamičnih teoretičnih modelov, se zadovoljivo ujemajo s tem, kar je mogoče izmeriti na jeklih. Zadovoljivo je mogoče oceniti tudi kombinirani vpliv dveh mehanizmov utrditve, na primer trdna raztopina + velikost zrn. Modeli pa še niso dovolj popolni za razlago v primerih, ko se kombinira več mehanizmov utrditve in večkomponentna mikrostruktura z izločki v širokem razponu velikosti. Vzrok, da takih primerov še ne znamo kvantitativno opisati, niso nejasnosti na nivoju posamičnih mehanizmov, temveč v tem, da ne znamo opisati gibanja dislokacije skozi mikrostrukturo, ki temu gibanju postavlja ovire različne vrste.

Ni pričakovati, da se je razvoj konstrukcijskih jekel zaustavil, posebno ne sedaj, ko mikroprocesorji obetajo, da bo mogoče natančneje vodjenje procesov izdelave in predelave. Seveda pa je potrebno procesorje napajati z dobrimi podatki. Na obzorju ni take revolucije, kot so jo prinesla mikrolegirana jekla, zato bo več pozornosti pri raziskavah potrebno posvetiti optimizaciji procesov izdelave in predelave z racionalizacijo porabe energije in dosegu zastavljenih lastnosti na najbolj gospodaren način oz. proizvodnjo jekel, ki jih uporabnik želi za določen namen uporabe. To seveda pomeni, da bo tudi pri proizvajalcih jekel potrebno več pozornosti nameniti raziskavam lastnosti, ki jeklo delajo najprimernejše za določen namen uporabe.

## Viri

1. D. Drobnjak: Fizička Metalurgija, Univerzitet u Beogradu, 1981.
2. E. T. Stephenson: Trans. Amer. Soc. Metals 55, 1962, 624.
3. M. Nacken in J. Jargon: Archiv Eisenhütt. 37, 1966, 989.
4. W. Heller: Stahl und Eisen 86, 1966, 42.
5. C. Pichard, J. Rien in C. Gonx: Metallurgical Trans. 7A, 1976, 1811.
6. W. Danl: Stahl und Eisen 101, 1981, 967.
7. G. Henry in J. Plateau: La Microfractographie, Zal. Metaux, St. Germain-en-Laye.
8. A. Kveder: Poročilo Metalurškega inštituta v Ljubljani, št. 507, 1967.
9. Y. Ohmori, Y. Kawaguchi in Y. Yamaguchi: Transactions ISIJ 20, 1980, 392.
10. E. O. Hall: Proc. of the Physical Soc. B64, 1951, 747.



Slika 19

Delež različnih utrditvenih mehanizmov ferita pri dosegu meje plastičnosti v normaliziranem mikrolegiranem jeklu

Fig. 19

Fraction of different hardening mechanisms in the yield point stress of a normalised HSLA steel.

11. N. J. Petch: *Journal of ISI* 174, 1955, 25.
12. C. Strassburger, L. Meyer in F. Heisterkamp: *Bänder, Bleche Rohre* 12, 1971, 153.
13. T. Gladman in F. B. Pickering: *Journal of ISI* 205, 1967, 653.
14. K. J. Irvine: *Journal of ISI* 200, 1962, 820.
15. F. Vodopivec in M. Gabrovšek: *Poročilo Metalurškega inštituta*, št. 746, 1979.
16. W. E. Duckworth, R. Philips in J. A. Chapman: *Journal of ISI* 203, 1965, 1108.
17. G. E. Miller in G. C. Smith: *Journal of ISI* 208, 1970, 998.
18. B. Pretnar: *Železarski zbornik* 17, 1983, 111.
19. Y. Desalos in R. Laurent: *Memoires Scient. Metallurgie*, 1979, 73.
20. E. Orowan: *Sym. on Internal Stresses in Metals and Alloys*, Inst. Metals, London, 1948, 451.
21. M. F. Ashby: *2<sup>nd</sup> Bolton Landing Conf. on Oxide Dispersion, Gordon and Breach*, New York, 1968. Po viru 1.
22. L. Meyer, H. E. Bühler in F. Heisterkamp: *Thyssenforschung* 3, 1971, 8.
23. R. B. G. Yeo, A. C. Melville, P. E. Repas in J. M. Gray: *Journal of Metals* 20, 1968, 33.
24. W. Roberts: *Scand. Journal of Metallurgy* 9, 1980, 13.
25. M. Kmetič, F. Vodopivec in M. Gabrovšek: *Železarski zbornik* 14, 1980, 39.
26. A. le Bon, J. Rofes-Vernis in C. Rossard: *Metal Science* 9, 1975, 36.
27. F. Vodopivec, M. Gabrovšek in M. Kmetič: *Železarski zbornik* 11, 1977, 13.
28. F. Vodopivec, M. Gabrovšek, M. Kmetič in A. Rodič: *Metals Technology* 11, 1984, 481.
29. J. J. Jonas in I. Weiss: *Metals Science* 13, 1979, 231.
30. I. Weiss in J. J. Jonas: *Metallurgical Trans.* 11A, 1980, 387.
31. F. Vodopivec, M. Kmetič in A. Rodič: *Železarski zbornik* 18, 1984, 9.
32. E. Räsänen, P. Alasaarela in K. Kielityinen: *Metals Technology* 3, 1977, 509.
33. E. W. Günther, W. Lehnert in D. Peisker: *Neue Hütte* 18, 1973, 27.
34. L. Meyer, F. Schmidt in C. Strassburger: *Stahl und Eisen* 89, 1969, 1235.
35. D. N. Hawkins: *Metals Technology* 4, 1978, 37.
36. F. Vodopivec, M. Gabrovšek, I. Rak, B. Ralič in J. Žvočelj: *Železarski zbornik* 12, 1978, 1.
37. T. Gladman, D. Dulien in I. D. McIvor: *Microalloying* 75, UCC New York, 1975, 32.
38. E. Hornbogen: *Festigkeitssteigerung durch Ausscheidung; Grundlagen des Festigkeits- und Bruchverhaltens*, Verlag Stahleisen, Düsseldorf, 1974, 86.
39. E. Hornbogen: *Kombination der verschiedenen Mechanismen zur Festigkeitssteigerung; Ibidem*, 11.2

## ZUSAMMENFASSUNG

Der Einfluss der Perlitmenge, der Verfestigung durch die feste Lösung, der Verringerung der Korngröße und der Ausscheidung auf die Streckgrenze und die Übergangstemperatur spröder — zäher Bruch in Konstruktionsstählen wird beschrieben. Die fenomenologischen und morphologischen Eigenheiten von duktilem und sprödem Bruch von Stahl werden definiert.

Die Anisotropie von Stahl verursacht durch die bei der Walztemperatur plastischen nichtmetallischen Einschlüsse wird beschrieben. Die Streckgrenze von 470 N/mm<sup>2</sup>, eines normalgeglühten, mikrolegierten Stahles für dicke Bleche, wird auf die einzelnen Verfestigungsmechanismen von Ferrit zerlegt.

## SUMMARY

Influences of the pearlite amount, of the solid-solution hardening together with the reduction of grain size and the precipitation phenomena on the yield strength and on the transition temperature of the brittle — tough fracture in structural steels are described. The phenomenological and morphological characteristics of the ductile and brittle fracture in steel

are analyzed, and the steel anisotropy due to inclusions which are plastic at the rolling temperatures is described. Yield strength of 470 N/mm<sup>2</sup> of normalized microalloyed steel for plates is split according to single mechanisms of ferrite hardening.

## ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Описано влияние содержания перлита, упрочнения с твёрдым раствором, с уменьшением величины зёрен и с выделением на пределе пластичности, также температуры перехода и хрупкий излом в конструкционных сталях. Рассмотрены феноменологические и морфологические характеристики ковкого и хрупкого излома стали. Также описана

анизотропия стали вследствие включений, которые находятся в состоянии пластичности при температуре прокатки. Предел пластичности величины 470 Н/мм<sup>2</sup> нормализованной микросплавной стали для толстолистовой стали разделён, в отношении на твёрдость феррита, на отдельные механизмы.



# Rekristalizacija in rast zrn pri žarjenju hladno valjanega jekla z 0.03C, 1.8Si, 0.3Mn, in 0.3Al

UDK: 669.018.5:621.785.374:621.785.375  
ASM/SLA: J23c, N2, M5h, N3m, AYb, 4—53

F. Vodopivec, F. Marinšek, F. Grešovnik in O. Kürner

## 1. CILJ IN NAČIN DELA

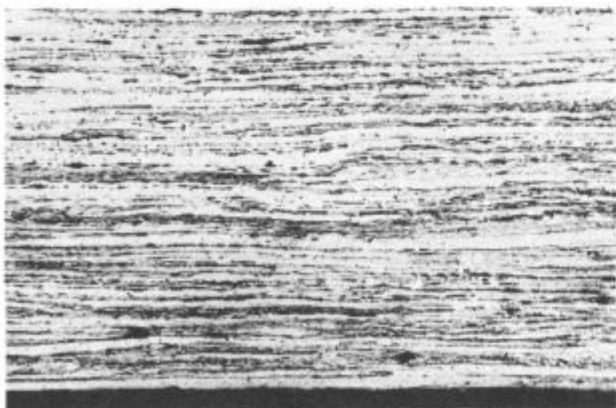
V sklopu raziskovalnega dela, namenjenega zmanjšanju anizotropije v vatnih izgubah med vzdolžno in prečno smerjo dinamo trakov, smo raziskali tudi mehanizem in kinetiko rekristalizacije. Vzorce iz industrijskih trakov z debelino 0,5 mm, izvaljanih iz vroče valjanih trakov z debelino 2,3 mm, smo žarili v svinčevi kopeli v temperaturnem intervalu 500 do 900 °C v presledkih po 50 °C. Iz dveh šarž so bili preizkušanci vzeti z glave in noge, iz ene pa le z glave.

Na žarjenih trakovih smo izvršili standardne preiskave: trdota, velikost zrn in mikrostruktura. Velikost zrn smo opredelili po metodi linearne intercepcije. Pri enakomernih zrnih daje ta metoda zelo dobro sliko velikosti; če pa so zrna neenakomerna, je nezanesljiva brez zelo velikega števila merenj. Zato smo na nekaterih preizkušancih povprečno velikost zrn, ki je bila izmerjena v področjih z enakomernimi zrn, dopolnili tudi s štetjem zrn, ki so po velikosti in obliki močno odstopala od okolice in je bilo očitno, da so rasla nadpovprečno hitro. Za kontrolo hitrosti procesa, predvsem za kontrolo zmanjšanja deformacijske utrditve s popravo smo izmerili tudi trdoto po Vickersu.

## 2. REKRISTALIZACIJA

### 2.1 Nukleacija in rast rekristaliziranih zrn v deformiranem okolju

Po hladnem valjanju je mikrostruktura iz podolgovatih zrn ferita; med njimi so plasti drobnih perlitnih zrn, ki jih na vzdolžnem preseku vidimo kot vzporedne nize drobnih zrn. Redkeje najdemo tudi drobne nize



Slika 1  
Pov. 200 ×. Hladno valjan trak 4503 N

Fig. 1  
Magn. 200 ×. Cold rolled strip 4503 N



Slika 2  
Pov. 200 ×. Hladno valjan trak 9134 N

Fig. 2  
Magn. 200 ×. Cold rolled strip 9134 N

sulfidnih vključkov, bolj so pogosta poliedrična oksidna zrna. V hladno deformiranem jeklu ni mogoče realno opredeliti velikosti zrn, pač pa se dobro razločijo njihove meje (sl. 1). Pri močnejšem jedkanju se v nekaterih podolgovatih zrnih pokaže rebrasta podstruktura (sl. 2). Paketi drsnih lamel-rebra ležijo pod naklonom, ki je simetričen glede na ravnino valjanja. Periodična substruktura kaže, da se pri hladnem valjanju s kombinacijo translacije in rotacije razvije taka deformacijska tekstura, da je v ravnini valjanja povečana gostota ploskev (100) in (111) ter zmanjšana gostota ploskev (110) (1). Prva rekristalizirana zrna najdemo v deformiranih zrnih, ki se močneje jedkajo kot okolica. Nastajajo v predelu kristalnih mej. Ni videti, da bi se rekristalizacija pogosteje začela ob perlitnih zrnih, četudi so ta zrna tolika, da bi lahko olajšala kalitev (2), pač pa se pogostoma kali rekristalizacije najdejo ob sulfidnih vključkih v nizih. Ni videti, da bi v enakih drugih pogojih kalitev bila hitrejša v zrnih, kjer poševni paketi drsnih lamel kažejo na valjalniško teksturo. Tudi ni videti, da bi do kalitve prišlo hitreje ob razogljiveni površini kot v notranjosti traka. Vse te značilnosti procesa kalitve rekristaliziranih zrn v deformiranem okolju vidimo pri pazljivem opazovanju na slikah 3 in 4.

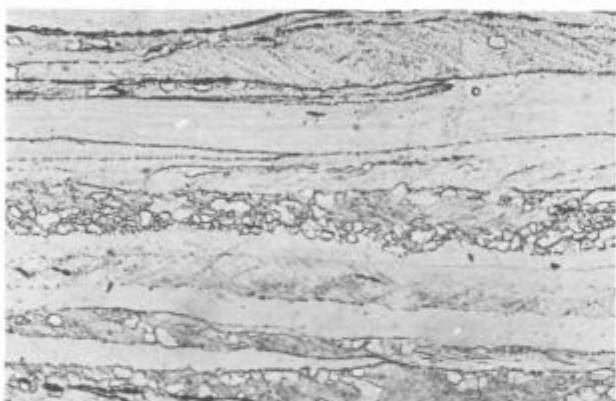
V nadaljevanju žarjenja rekristalizacija napreduje predvsem v nizih zgodnje nukleacije, medtem ko v sosednjih zrnih ni videti sprememb v optičnem mikroskopu. Delno rekristalizirana mikrostruktura je zato iz podolgovatih polj drobnih rekristaliziranih zrn in polj ne-rekristalizirane kovine (sl. 5).

Deformirana zrna v rekristaliziranem okolju najdemo v enakih drugih pogojih v notranjosti in ob površini

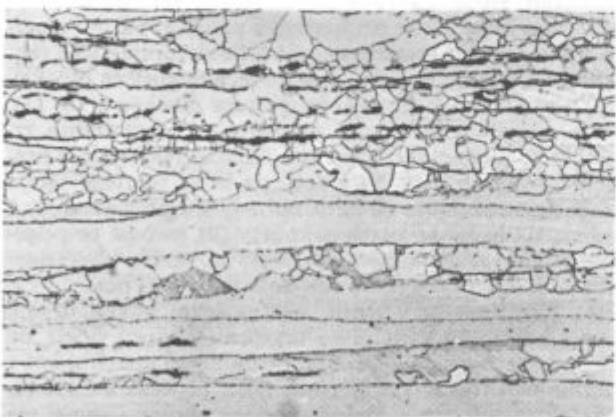




Slika 3  
Pov. 200 × . Trak 4495 N, žarjen 5 min. pri 650 °C  
Fig. 3  
Magn. 200 × . Strip 4495 N, annealed 5 min. at 650 °C



Slika 4  
Pov. 500 × . Trak 4495 G, žarjen 2 min. pri 650 °C  
Fig. 4  
Magn. 500 × . Strip 4495 G, annealed 2 min. at 650 °C

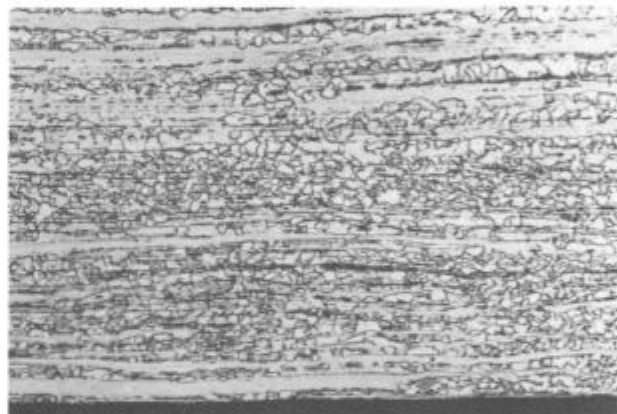


Slika 5  
Pov. 500 × . Trak 4495 N, žarjen 3 min. pri 650 °C  
Fig. 5  
Magn. 500 × . Strip 4495 N, annealed 3 min. at 650 °C

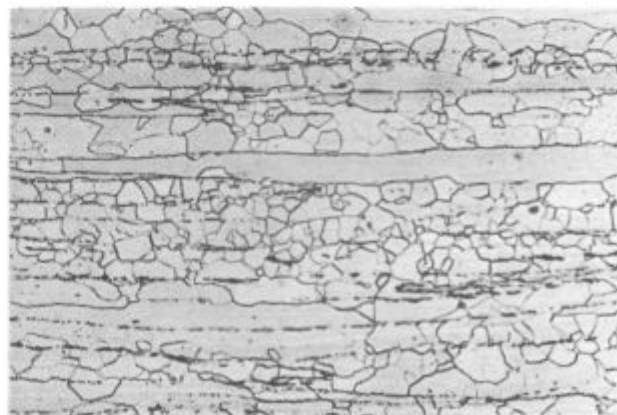
traka (sl. 6). Včasih se meja rekristaliziranega zrna naslanja na niz cementitnih zrn, drugod na meji ni v optičnem mikroskopu opaziti ničesar, niti cementitnih zrn

pa so celo v notranosti rekristaliziranih zrn (sl. 7). Posamična nerekrystalizirana zrna, ki so ohranila od hladnega valjanja podolgovato obliko, najdemo v jeklu še precej po tem, ko je okolica popolnoma rekristalizirana, na primer še po 10 min. žarjenja pri 600 in 650 °C. To je močan dokaz stabilnosti teh zrn. Zanimivo je, da imajo vsa rekristalizirana zrna, ki se naslanjajo na posamična mnogo večja nerekrystalizirana zrna, konveksno površino (sl. 8). Iz teorije o rasti zrn vemo, da se premika kristalna meja iz zrna s konkavno v zrna s konveksno mejo (3). Zato je ukrivljenost meje znak stabilnosti podolgovatih nerekrystaliziranih zrn. O tej stabilnosti bomo razpravljali nekoliko kasneje.

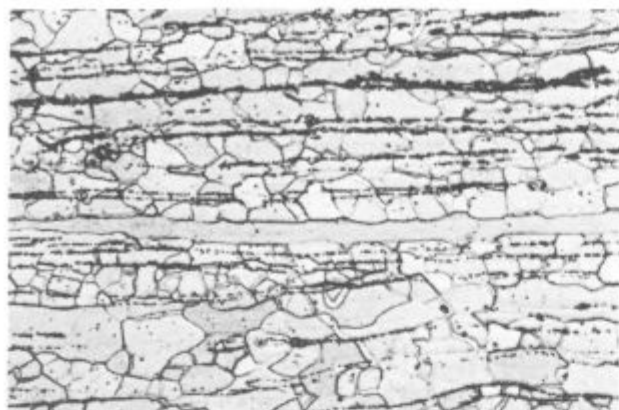
Po končani rekristalizaciji je oblika zrn podolgovata in neravnotežna ter močno odstopa od idealne šestokotne. V nekaterih primerih so bila po končani rekristalizaciji večja rekristalizirana zrna ob površini, v drugih pa v notranosti traku. Razlika pa je bila majhna, zato nismo iskali njenega vzroka. Osnovne značilnosti procesa rekristalizacije je mogoče razpoznati pri žarjenju pri temperaturah 600 in 650 °C. Pri 550 °C ni nobene rekristalizacije tudi še po 60-min. žarjenju. Pri 700 °C je proces rekristalizacije mnogo hitrejši, že po 2 min. je rekristalizacija dosegla 99%. Tudi pri tej temperaturi smo



Slika 6  
Pov. 200 × . Trak 4503 N, žarjen 5 min. pri 650 °C  
Fig. 6  
Magn. 200 × . Strip 4503 N, annealed 5 min. at 650 °C



Slika 7  
Pov. 500 × . Trak 4495 N, žarjen 10 min. pri 650 °C  
Fig. 7  
Magn. 500 × . Strip 4495 N, annealed 10 min. at 650 °C

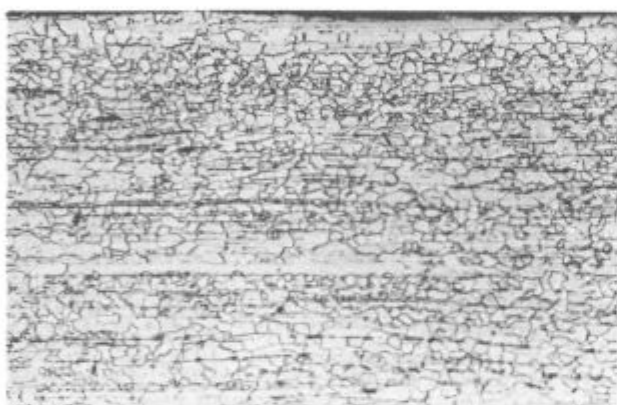


Slika 8

Pov. 500 ×. Trak 4495 N, žarjen 5 min. pri 700 °C

Fig. 8

Magn. 500 ×. Strip 4495 N, annealed 5 min. at 700 °C



Slika 9

Pov. 200 ×. Trak 4503 G, žarjen 2 min. pri 700 °C

Fig. 9

Magn. 200 ×. Strip 4503 G, annealed 2 min. at 700 °C

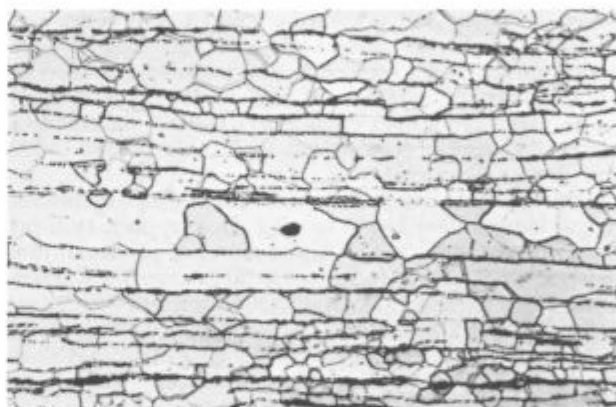
našli posamična nerekrystalizirana zrna ob razogljčeni površini in v notranjosti traka (sl. 9).

Po rekrystalizaciji pri 700 °C so bila zrna bolj poligonalne oblike, kot pri nižjih temperaturah in podobnih časih. To kaže, da z rekrystalizacijo nastajajo zrna s popolnejšo poligonalno obliko ali da se prvotna oblika rekrystaliziranih zrn spremeni in bolj približa poligonalni. Zadnje se nam zdi bolj verjetno. Kot posebno zanimivost velja omeniti, da so se najbolj pogosto prav pri 700 °C posamična podolgovata zrna porazdelila v manjša zrna z izrazito podolgovato, na vzdolžnem preseku traka valjasto obliko (sl. 10). Dve meji sta v ravnini valjanja omejeni z nizi cementitnih zrn, dve meji pa sta pravokotni nanjo, torej pokončni na daljšo os prvotnih zrn. Natančno opazovanje pokaže, da se nekatere vodoravne meje naslanjajo na cementitne nize, drugod pa zrna nemoteno rastejo preko njih. Kristalna meja lahko prekorači pregrado, ki jo predstavlja niz karbidnih ali drugih zrn, pri neki oddaljenosti zrn v pregradi in razliki v notranji energiji med zrnoma, ki sta udeležena v procesu premika (3). Da ne bi razpravo o tem širili, velja omeniti, da najdemo v dinamno jeklu pogoje za oboje, za stabilne in nestabilne pregrade, in je učinek pregrade odvisen od temperature in od trajanja žarjenja.

Nismo našli neposrednega dokaza za razlago, kako nastane kristalna meja valjastega zrna, ki je pravokotna na podolžno os prvotnih zrn. Za primer, ko take meje nastanejo med valjanjem jekla v dvofaznem področju avstenita in ferita, je razlaga poznana (4), vendar je za proces rekrystalizacije ni mogoče uporabiti, ker temelji na prisotnosti obeh faz. Pokončna meja valjastih zrn skoraj gotovo ni produkt klasične rekrystalizacije, verjetno se izoblikuje v procesu rasti valjastega zrna v pogojih, ko lateralno rast omejujeta cementitni pregradi in rekrystalizirani matriks. Oblika kaže, da je proces rekrystalizacije ali drugega načina odprave deformacijske utrditve omejen na notranjost posameznih zrn.

Pri temperaturah nad 700 °C je bila rekrystalizacija končana hitreje, kot je trajalo najkrajše žarjenje (30 sek. v svinčeni kopeli), zato iz mikrostrukture ni mogoče razpoznati značilnosti procesa začetka rekrystalizacije. Oblika zrn po najkrajšem žarjenju je zelo poligonalna (sl. 11), šesterokotnost pa tem popolnejša, čim višja je bila temperatura žarjenja.

Poskusimo najti razlago za stabilnost posamičnih zrn, ki po končani rekrystalizaciji okolice ohranijo podolgovato obliko, dobljeno pri valjanju. Pred rekrystalizacijo in med njo poteka tudi poprava. Meritve trdote,

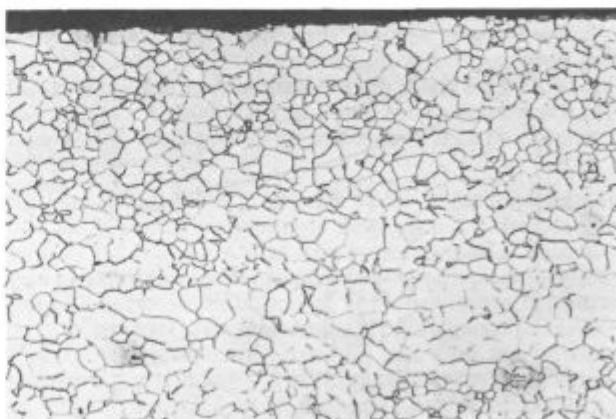


Slika 10

Pov. 500 ×. Trak 4495 N, žarjen 30 min. pri 700 °C

Fig. 10

Magn. 500 ×. Strip 4495 N, annealed 30 min. at 700 °C



Slika 11

Pov. 200 ×. Trak 4482 G, žarjen 1 min. pri 750 °C

Fig. 11

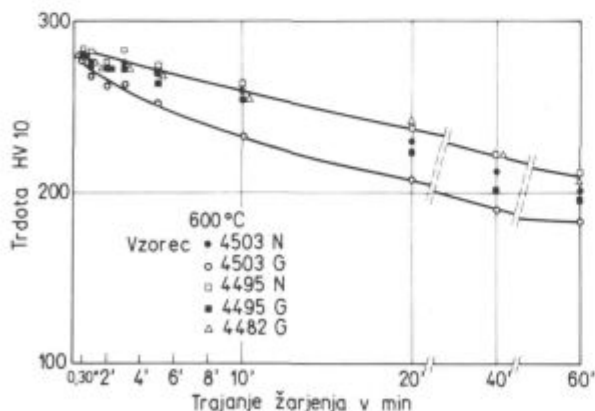
Magn. 200 ×. Strip 4482 G, annealed 1 min. at 750 °C

o katerih bomo razpravljali kasneje, kažejo, da poprava, torej izločanje deformacijske utrditve brez spremembe oblike kristalnih zrn, lahko zmanjša trdoto skoraj toliko kot rekristalizacija. To pove, da je poprava v ugodnih pogojih proces mehčanja, ki je skoraj tako učinkovit kot rekristalizacija, le da poteka že pri nižji temperaturi, ko rekristalizacije ni ali je zanemarljiva. Logična je zato predpostavka, da je stabilnost podolgovatih zrn v rekristaliziranem matriksu rezultat poprave. Ta toliko zmanjša deformacijsko utrditev, da se v času, ki je bil na voljo pri določeni temperaturi, rekristalizacija še ni mogla začeti. Ko poprava zmanjša deformacijsko utrditev na približno isti nivo kot v rekristalizirani okolici, ni več močne gonilne sile za rekristalizacijo. V podolgovatih zrnih se s popravo izoblikuje poligonizirana substruktura. Mogoče se dislokacije uredijo v pregrade, ki so pokončne na dolgo os nerekristaliziranih zrn, iz njih se v kasnejši fazi razvijejo že omenjene pokončne meje valjastih zrn. Sčasoma postanejo podolgovata zrna nestabilna zato, ker je pri njih preveliko razmerje med površinsko in celotno energijo, kar po teoriji pomeni tudi manjšo stabilnost v primerjavi z okolišnimi rekristaliziranimi zrn, ko ta dosežejo določeno velikost (3). Zato pri neki velikosti rekristalizirani matriks požre podolgovata zrna. Zadnjo fazo rekristalizacije lahko nekoliko zadržijo pregrade iz cementitnih zrn. Nismo uspeli opredeliti, ali je stabilnost podolgovatih zrn povezana s prostorsko orientacijo, ki mogoče olajša proces poprave, ali je samo posledica statističnega začetka procesa rekristalizacije, ki se nekje začne takoj, drugod pa se malo zamudi in da popravi priliko, da zmanjša utrditev kovine v posamičnih zrnih, kar seveda nazaj zadrži rekristalizacijo.

Omenili smo že, da je proces rekristalizacije zelo hiter pri temperaturi 750 °C in višje. Dokaz, da je tudi pri visoki temperaturi enak ali podoben kot pri nizki, je v dejstvu, da najdemo tudi pri 850 °C posamična valjasta zrna, ki so produkt rekristalizacije, omejene na notranjost deformiranega zrna.

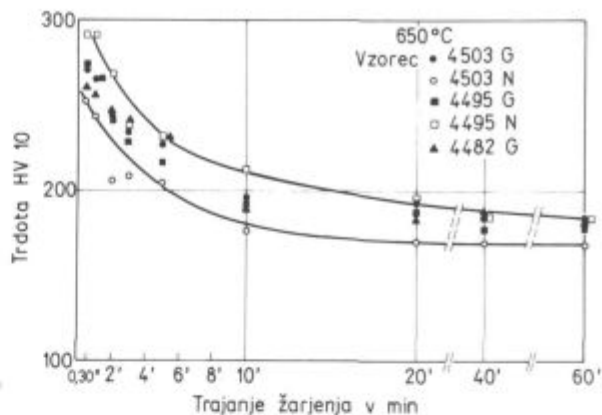
## 2.1 Kinetika rekristalizacije

Kinetiko rekristalizacije smo opredelili z meritvami trdote. Na slikah 12, 13 in 14 je prikazana evolucija trdote pri žarjenju jekel pri temperaturah 600, 650 in 700 °C. Pri 750 °C in višje so jekla dosegla naravno trdoto (ta je odvisna od sestave, velikosti kristalnih zrn in



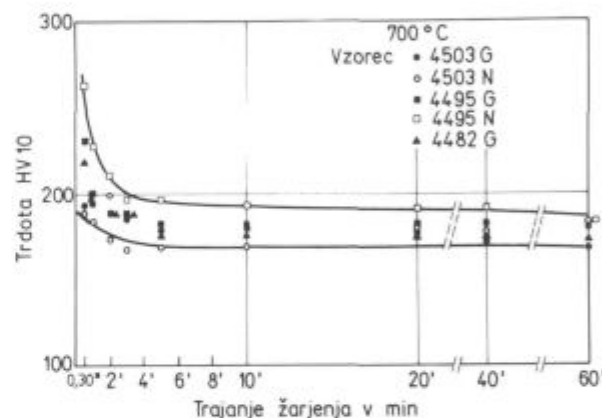
Slika 12  
Zmanjšanje trdote jekel pri žarjenju pri 600 °C

Fig. 12  
Reduction of steel hardness in annealing at 600 °C



Slika 13  
Zmanjšanje trdote jekel pri žarjenju pri 650 °C

Fig. 13  
Reduction of steel hardness in annealing at 650 °C



Slika 14  
Zmanjšanje trdote jekel pri žarjenju pri 700 °C

Fig. 14  
Reduction of steel hardness in annealing at 700 °C

količine ogljika) že po 30 sek. žarjenja, zato diagrami ne povedo ničesar. Pri najnižji temperaturi žarjenja 550 °C praktično ni zmanjšanja trdote, kar seveda pomeni, da ni ne poprave in ne rekristalizacije. Pri temperaturi 600 °C se v vseh jeklih trdota približno linearno zmanjšuje s trajanjem žarjenja. Mikrostruktura kaže, da tudi po 60 min. žarjenja rekristalizacija pri tej temperaturi ni dosegla 50 %, zato gre del izločanja deformacijske energije na račun izločanja utrditve s popravo. Da je to res, se vidi tudi po tem, da je kinetika izločanja deformacijske energije enaka tudi pri kratkih žarjenjih, ko rekristalizacije praktično ni. Po 60 min. žarjenja dosega trdota v povprečju okoli 200 HV. Pri 650 in 700 °C, ko je rekristalizacija praktično popolna in sta še zanemarljiva rast zrn in razogljčenje, dosega trdota okoli 180 HV in je nekoliko manjša tudi zaradi sferoidizacije cementita. Majhna razlika v trdoti po 60 min. žarjenja pri 600, 650 in 700 °C je potrdilo za predpostavko, da je prav učinkovita poprava vzrok za stabilnost posamičnih nerekristaliziranih zrn pri žarjenju jekla pri temperaturah počasne rekristalizacije. Odvisnost med trdoto in trajanjem žarjenja je podobna pri 650 in 700 °C, vendar se, razumljivo, končna trdota hitreje doseže pri višji temperaturi. Sodeč po trdoti je hitrost rekristalizacije v vseh



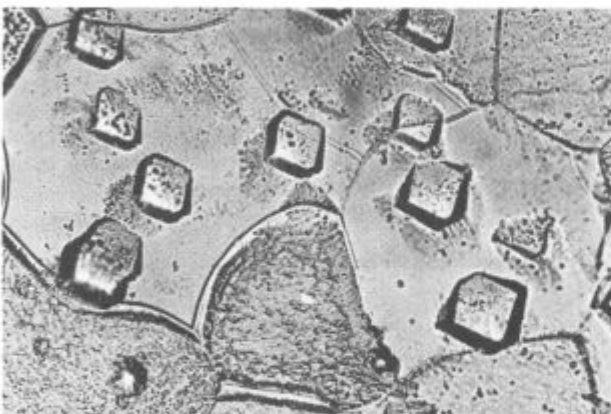
jeklih praktično enaka, različne trdote v začetku ali po žarjenju so posledica različne deformacijske utrditve zaradi razlik v sestavi, enaka je tudi razlaga za razlike v končni trdoti. Verjetno precej prispevajo k razlikam v trdoti tudi količina in porazdelitev cementita v trakovih. Na to možnost kažejo relativno velika odstopanja med meritvami na trakovih, posebno na tistih, ki so bili rekristalizirani pri višjih temperaturah.

### 3, RAST REKRISTALIZIRANIH ZRN

#### 3.1 Morfologija rasti

Rekristalizirana zrna niso vsa enako stabilna. Stabilnost je povezana z velikostjo, obliko (poliedrična, podolgovata) in s številom kristalnih mej. Zrna z več stranicami rastejo, zrna z manj stranicami pa izginjajo (3). Zrna, ki imajo konkavno mejo, rastejo v zrna, ki imajo konveksno mejo, če ni kake pregrade, ki bi ustavila migracijo kristalne meje.

Pri žarjenju dinamo traka za rekristalizacijo opazimo štiri oblike rasti kristalnih zrn. Eno je rast v deformiranem matriksu, ki je nismo merili in o njej ne bomo razpravljali. Drugo je vsesplošna in zvezna rast zrn, pri kateri izginjajo prvotna rekristalizirana zrna zato, ker so imela neravnotežno obliko (so bila preveč sploščena, so imela premalo stranic) ali pa so bila premajhna in so imela zato veliko razmerje površinske energije proti celotni energiji. Tretji proces je zelo pospešena rast posamičnih zrn, poimenovali bi jo lahko kot sekundarno rekristalizacijo posamičnih zrn. Najprej s koalescenco dveh zrn, med katerima je zelo majhna razlika v prostorski orientaciji in sta zato ločena z malokotno kristalno mejo, nastane novo zrno, ki je mnogo večje, kot zrna v okolici. Tako zrno ima zato manjše razmerje med površinsko in celotno energijo, je termodinamično bolj stabilno, zato požira manjša zrna v okolici. Na slikah 15 in 16 je prikazana faza koalescence kristalnih zrn s površino blizu lege (001) in (113). Veliko podobnost v prostorski orientaciji kristalne mreže v obeh zrnih, ki se zlivata, potrjuje enaka oblika jedkalnih figur in naklon njihovih robov, glede na isto referenčno smer. Pospešeno rast posamičnih zrn opazimo v dinamo jeklu pri temperaturi 750°C, pri 800°C pa je že zelo intenzivna v vseh trakovih. Hitro rastoča posamična zrna najdemo na površini, tik ob površini in v notranjosti (sl. 17), ven-

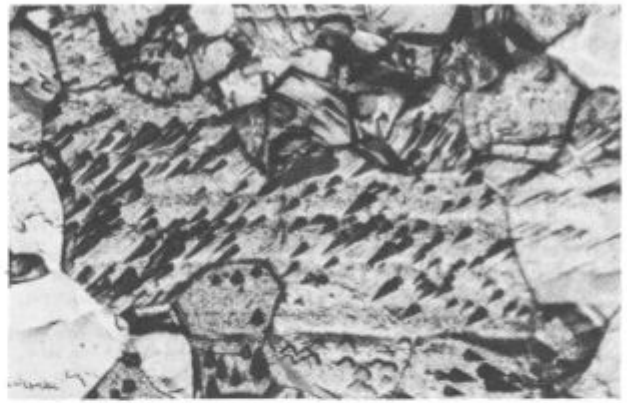


Slika 15

Pov. 500 × . Trak 9134 N, žarjen na industrijski liniji, koalescenca dveh zrn z rombastimi jedkalnimi figurami

Fig. 15

Magn. 500 × . Strip 9134 N, annealed in industrial line, coalescence of two grains with rhombic etching pits

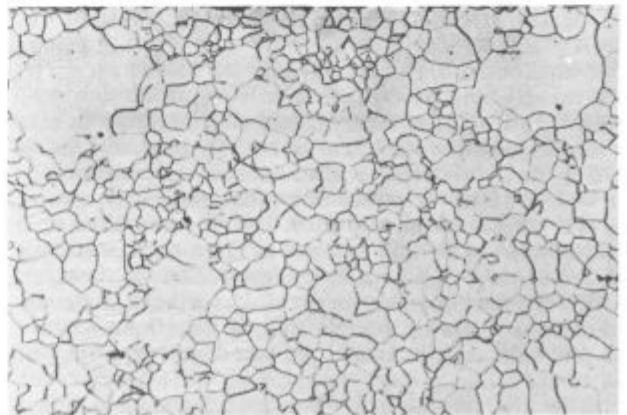


Slika 16

Pov. 300 × . Trak 9135 N, žarjen na industrijski liniji, koalescenca dveh zrn s trikotnimi jedkalnimi figurami

Fig. 16

Magn. 300 × . Strip 9135 N, annealed in industrial line, coalescence of two grains with triangular etching pits



Slika 17

Pov. 200 × . Trak 4482 G, žarjen 10 min. pri 800 °C

Fig. 17

Magn. 200 × . Strip 4482 G, annealed 10 min. at 800 °C

dar bolj pogosto na površini. Značilno zanje je, da imajo številne in konkavne meje z manjšimi sosedi. V notranjosti traka najdemo hitro rastoča zrna na mestih, kjer je manjša gostota cementitnih zrn. Pospešena rast posamičnih zrn je odvisna od dveh pogojev: od slučaja, ki pripelje v kontakt dve zrna s podobno prostorsko orientacijo, in od možnosti za rast zlitega zrna na račun sosedov.

Čim daljše je žarjenje, tem večja je možnost, da se bosta v procesu enakomerne rasti vseh zrn srečali dve zrna, ki sta ločeni z malokotno kristalno mejo. Zato število posamičnih hitro rastočih zrn raste s podaljšanjem trajanja žarjenja. Podoben je vpliv povišanja temperature, ki omogoči, da koalescenca premaga večje razlike v prostorski orientaciji kristalnih zrn. Čim več zrn ima prostorsko orientacijo, ki je blizu teksture rekristalizacije, tem večja je verjetnost, da bodo sosedna zrna ločena z malokotno mejo, torej več bo koalescence in centrov hitre rasti. Zato lahko pričakujemo več pospešene rasti v traku z rekristalizacijsko teksturo, in to je tudi osnovni vzrok za to, da so v teksturiranih gradivih večja kristalna zrna.

Posamična hitro rastoča kristalna zrna so zrna z največjo bodočnostjo, saj bodo končno požrla vse sosedje. Zato je zelo važno, da se opredeli, kakšna je njihova prostorska orientacija. Jedkalne figure so imele v 90 % primerov v velikih zrnih trikotno obliko, le posamična zrna so imela lego blizu kockaste ali rebraste. Polarna figura za ploskev (001), določena iz jedkalnih figur, v hitro rastočih zrnih v industrijsko izdelanem traku je pokazala, da je gostota polov v kockasti in rebrasti legi zelo majhna, nasprotno pa je gostota polov velika na področju ploskev, ki so izpeljane iz oktaedrske (1) in so neželene. To se ujema z virom 5, kjer najdemo podatek, da je tekstura rekristalizacije (111) [112].

Četrty proces rasti zrn je hitra vsesplošna rast zrn, lahko bi rekli vsesplošna sekundarna rekristalizacija, ki jo sproži razogljčenje jekla. Razogljčenje je intenzivno od temperature 800 °C naprej, zato to obliko rasti opazimo tudi od te temperature dalje, ko je tudi velika gibljivost atomov v kristalni mreži. Že pri nižji temperaturi najdemo včasih v razogljčenem sloju skupine večjih zrn, vendar bi težko ta proces okarakterizirali kot hitro rast, saj jih najdemo šele po polurnem žarjenju. Odvisno od lokalnih prilik in od pogojev žarjenja so zrna v razogljčenem sloju samo nekoliko večja kot v notranjosti (sl. 18), stebrasta (sl. 19) ali pa mešane velikosti in oblike. Razogljčenje pri žarjenju v svinčeni kopeli ni bilo enakomerno. Ponekod je bilo po istem žarjenju jeklo razogljčeno po celi debelini traku, nekaj mm proč pa je bil razogljčen le površinski sloj, zato so bila zrna v notranjosti mnogo manjša kot ob površini. To je razlog, da je bila velikost zrn v vzorcih, žarjenih pri 850 in 900 °C, 10 in več minut precej heterogena.

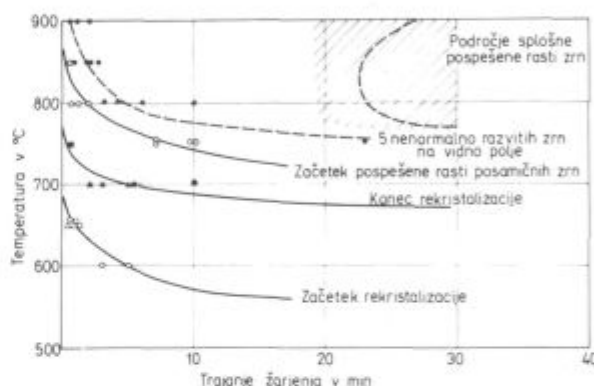
Pri temperaturah 850 in 900 °C se cementitna zrna raztopijo in okoli njih nastane majhno polje avstenita, ki je bogato z ogljikom in ga razpoznamo po tem, da premeni pri ohlajanju v perlit ali v martenzit. Avstenitna zrna so večja od cementitnih, iz katerih so nastala, so nad velikostjo mikrona, pri kateri glede na količino avstenita lahko pričakujemo, da bi lahko zavirala migracijo mej feritnih zrn. Proti pričakovanju je bila v temperaturnem področju obstojnosti avstenita rast zrn podobno inhibirana, kot v področju cementita. (O tem bo več govora nekoliko pozneje.)

Velja končno še omeniti, da včasih zavirajo migracijo mej feritnih zrn tudi drobni vključki manganovega sulfida, ki so v jeklu v obliki plasti zaradi nizke temperature valjanja traka. V industrijsko žarjenem traku naj-



Slika 19  
Pov. 200 ×. Trak 4503 G, žarjen 3 min. pri 900 °C

Fig. 19  
Magn. 200 ×. Strip 4503 G, annealed 3 min. at 900 °C



Slika 20  
Osnovna področja evolucije mikrostrukture pri žarjenju hladno valjanih trakov

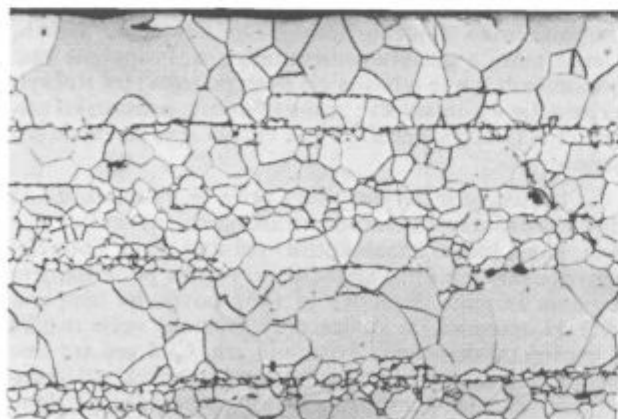
Fig. 20  
Basic regions of the microstructure evolution in annealing cold rolled strips

demo primere, ko feritna meja brez motnje prekorači niz vključkov, drugod pa se ob njem ustavi, kljub temu da je na obeh straneh meje feritno zrno različne velikosti, torej tudi različne stabilnosti. Sulfidov pa je v jeklu relativno malo in njihov vpliv v procesu izoblikovanja mikrostrukture jekla ni pomemben.

Zaradi boljše predstave o dogajanjih med žarjenjem hladno deformiranega jekla smo v sliko 20 vrisali meje področij, kjer potekajo posamični procesi.

### 3.2 Kinetika rasti rekristaliziranih zrn

Nad temperaturo 750 °C so aktivni trije mehanizmi rasti rekristaliziranih zrn. Njihov proizvod je mikrostruktura z različno velikimi zrnji ferita. Rekristalizirana zrna pod temperaturo 750 °C niso popolnoma poligonalna. Zato daje intercepcijska dolžina le približno predstavo o realni velikosti, nič pa ne pove o intervalu velikosti zrn, razen če se izvrši na istem vzorcu zelo veliko število meritev. Vendar pa je intercepcijska dolžina dovolj zanesljiva, da je mogoče izmeriti hitrost rasti zrn in opredeliti vpliv temperature. Kot smo že omenili, smo nadpovprečno velika zrna ovrednotili s štetjem. To



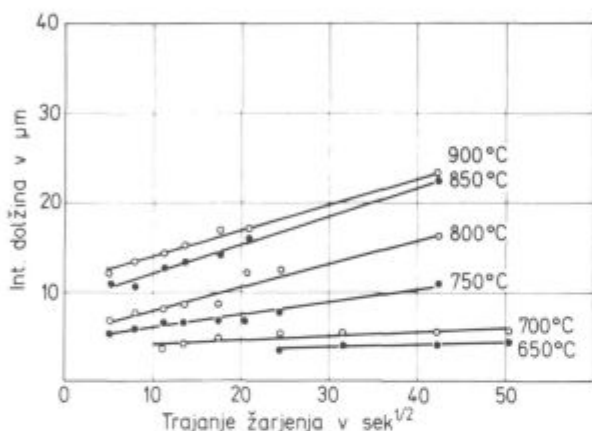
Slika 18  
Pov. 200 ×. Trak 4495 N, žarjen 5 min. pri 900 °C

Fig. 18  
Magn. 200 ×. Strip 4495 N, annealed 5 min. at 900 °C



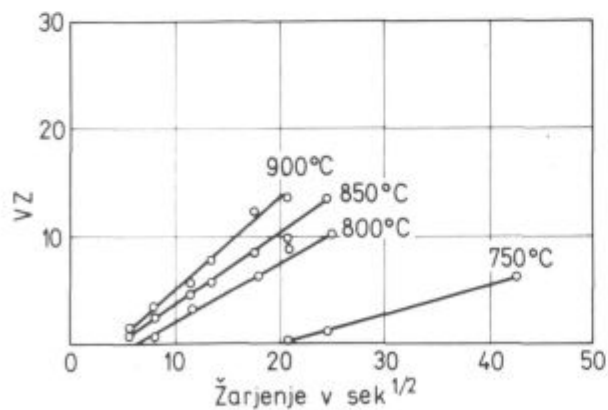
je bilo lahko do trenutka, ko so rasla v okolici drobnih zrn, skoraj nemogoče pa od trenutka naprej, ko so bila velika tudi zrna v matriksu, torej potem, ko je prišel do močnejše veljave vpliv razogljčenja na rast zrn.

Na sliki 21 je prikazana odvisnost med trajanjem izotermnega žarjenja (v parabolični abscisi) in linearno intercepcijsko dolžino za 1 trak, podatki o rasti zrn v drugih trakovih so v viru (1). V vseh primerih sledi rast zrn kvadratni parabolični zakonitosti  $d = k_1 t^{1/2} + d_0$ . V izrazu so:  $d$  — velikost zrn po času  $t$ ,  $k_1$  — parabolična konstanta rasti,  $d_0$  — neka konstanta (velikost zrn po rekristalizaciji). Med jeklom v razogljčenem sloju in jeklom v notranjosti traku ni bilo v tej fazi izmerljive razlike v hitrosti rasti. Ko se temperatura rekristalizacije poveča, se v nekaterih primerih ohranja parabolična kinetika skozi vse trajanje žarjenja, v drugih primerih pa se krivulja prelomi in zrna so večja od tistih, ki bi jih dobili z ekstrapolacijo parabole. Vzrok je že omenjena vsesplošna hitra rast, ki jo inducira razogljčenje. Naklon premice v grafikonih izraža numerično vrednost parabolične konstante rasti in je značilen za vsako tem-



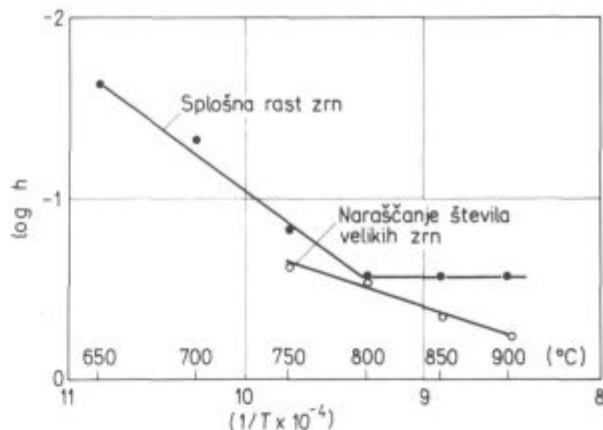
Slika 21  
Kinetsika enakomerne rasti rekristaliziranih zrn v traku 4495 G pri različnih temperaturah

Fig. 21  
Kinetics of the uniform growth of recrystallized grains in 4495 G strip at various temperatures



Slika 22  
Kinetsika povečanja števila zrn z anormalno hitro rastjo v traku 4495 G pri različnih temperaturah

Fig. 22  
Kinetics of the increase of grain number with abnormally fast growth in the 4495 G strip at various temperatures



Slika 23  
Vpliv temperature na hitrost splošne rasti rekristaliziranih zrn in na večanje števila zrn z anormalno hitro rastjo

Fig. 23  
Influence of temperature on the rate of general growth of recrystallized grains, and on the increase of number of grains with an abnormally fast growth

peraturo. Rast zrn je toplotno aktiviran proces, zato parabolična konstanta raste s temperaturo po Arrheniusovi eksponentialni odvisnosti  $k_1 = k_2 \exp(-Q/RT)$ , kjer so:  $Q$  — aktivacijska energija procesa rasti,  $T$  — temperatura v  $^{\circ}K$ ,  $R$  — univerzalna plinska konstanta in  $k_2$  — konstanta. Na sliki 23 je prikazana odvisnost med recipročno vrednostjo temperature in hitrostjo rasti, ki je izražena s parabolično konstanto. Točke v diagramu so določene kot povprečje meritev na treh šaržah in petih trakovih, zato so zanesljive. Kot je bilo pričakovati, je odvisnost značilna za termično aktivirane procese, vendar le do temperature  $800^{\circ}C$ ; nad to mejo je povprečna hitrost rasti mnogo manjša. Hitrost rasti je določena na osnovi paraboličnega dela kinetične krivulje, je torej zanesljiva za vse temperature, kjer je bilo te dele kinetike mogoče opredeliti, torej za vse temperature od  $650$  do  $900^{\circ}C$ , do časa, ko ni bilo izrazito hitre rasti zaradi razogljčenja. Prelom krivulje na sl. 23 zato ni posledica razogljčenja. Mogoči sta dve razlagi zmanjšanja hitrosti parabolične rasti zrn ferita nad temperaturo, ko se v jeklu cementit spremeni v avstenit. Po prvi razlagi gre za neposreden vpliv avstenita, ki naj bi po Zenerjevem modelu zaviral migracijo kristalnih mej. Gostota avstenitnih zrn pa je za ta model mnogo premajhna in ni pričakovati, da bi bila lahko učinkovita, razen če avstenit nima tudi drugačnega efekta na rast, kot druge faze z zavornim učinkom. Druga razlaga je, da se zaradi višje temperature raztopi več ogljika v feritu in se zaradi tega sprevrže vpliv tega elementa na rast zrn. Taki primeri so znani iz drugih sistemov (6). Sedaj ni na voljo podatkov, na osnovi katerih bi lahko podprli enega od predlaganih ali kak drug model počasnejše parabolične rasti zrn pri temperaturah od  $800^{\circ}C$  naprej.

Slika 22 prikazuje, kako trajanje žarjenja in temperatura vplivata na število zrn z nadpovprečno velikostjo v enem od trakov. Število teh zrn raste po podobni parabolični zakonitosti, kot je splošna rast. To je logično, saj oba procesa ureja difuzivnost atomov železa.

Parabolična konstanta množenja velikih zrn raste s temperaturo žarjenja tudi po Arrheniusovi odvisnosti (sl. 23). Za razliko od splošne rasti ni preloma nad  $800^{\circ}C$ , ko pride jeklo v dvofazno področje. To je bilo pričakovano, saj velika zrna rastejo predvsem tam, kjer ni avstenita.

Analizirajmo nekoliko bolj podrobno sliko 23. Logarititem hitrosti vesplošne rasti zrn in naraščanja števila velikih zrn sta proporcionalna recipročni vrednosti temperature. To je dokaz, da sta oba procesa resnično termično aktivirana in da hitrost odreja najpočasnejši proces, za katerega je značilna aktivacijska energija, ki jo predstavlja naklon premice. Realno vrednost aktivacijske energije dobimo le, če kinetiko predstavimo v pravi fizikalni obliki. Intercepcijska dolžina je zelo praktična, vendar ni realna fizikalna predstava velikosti zrn, saj je zrno prostorska tvorba in nepravilne oblike. Pravo merilo njegove rasti je sprememba povprečne prostornine v enoti časa. Ta sprememba je sorazmerna tretji potenci linearne velikosti oz. intercepcijske dolžine, če predpostavimo, da je zrno pravilne poliedrične oblike in raste v vseh smereh enakomerno. To pa se ne dogaja, saj rast ovirajo različne prepreke, na primer cementit in zrna ferita, ki so lahko bolj stabilna in zato rastejo hitreje. Vse to je vzrok, da iz kinetičnih podatkov, ki bazirajo na merjenju intercepcijske dolžine, dobimo le približno aktivacijsko energijo. Kinetiko enakomerne rasti zrn uravnava hitrost prestopa atomov železa iz zrna, ki se zmanjšuje, v zrno, ki raste preko skupne kristalne meje, torej difuzija atomov železa v feritu. Aktivacijska energija zanjo je  $2.37 \cdot 10^5$  J/gram atom (7). Iz naklona premice, ki na sl. 24 predstavlja splošno rast, in z upoštevanjem idealne prostorninske rasti zrn izračunamo aktivacijsko energijo  $1.71 \cdot 10^5$  J/gram atom. To je manj od aktivacijske energije za proces difuzije železa v feritu. Tudi za druge kovine se ugotavlja, da je aktivacijska energija za proces rasti rekristaliziranih zrn nižja od aktivacijske energije procesa samodifuzije (8).

Poglejmo, kaj pokaže podobna analiza hitrosti naraščanja števila velikih zrn. Premica, ki to kinetiko predstavlja na sl. 23, ima manjši naklon, to pomeni manjšo aktivacijsko energijo,  $0,26 \cdot 10^5$  J/mol, ki je prava ali navedena aktivacijska energija koalescence zrn, ki je začetna faza pospešene rasti posamičnih zrn ferita.

Rast posamičnih zrn je mogoča, če so izpolnjeni naslednji pogoji: kal v obliki zrna, ki je večje, torej zrno stabilnejše od zrn v okolici, primerna tekstura in področje kovine z malo ogljika. Ogljika je v trdni raztopini v feritu malo in po podatkih v viru 9 malo vpliva na migracijo mej feritnih zrn, zato sklepamo, da je potreben tretji dejavnik za rast odsotnost cementitnih in avstenitnih zrn v polju hitro rastočega zrna. V mikrostrukturi se razloči, da ležijo vsa velika zrna v področjih z malo cementita, da lahko cementit blokira migracijo kristalne meje in da je hitrost rasti zrn mnogo hitrejša v razogljčenih delih trakov. To so tri eksperimentalna dejstva, ki podpirajo utemeljenost sklepa, da je anormalno hitra rast posamičnih zrn mogoča le v jeklu z malo cementita, lahko pa tudi z malo ogljika v trdni raztopini v ogljiku.

## SKLEPI

1. Procesu nukleacije in rasti rekristaliziranih zrn v hladno deformiranem jeklu sta zelo selektivna, zato

proces rekristalizacije v traku ni enakomeren, temveč poteka ponekod hitreje, drugod počasneje. Nerekristalizirani deli kovine se ohranjajo mnogo dlje, kot bi bilo pričakovati iz povprečne kinetike. Vzrok je poprava, ki v nekaterih zrnih toliko zniža gonilno energijo za rekristalizacijo, da ta ni več mogoča ali pa se izvrši na specifičen način. Pri višjih temperaturah je proces rekristalizacije zelo hiter in posebnosti ne pridejo do izraza, zato je proizvod rekristalizacije enakomerna in drobnozrna mikrostruktura.

2. Rast rekristaliziranih zrn poteka po 4 mehanizmih. Prvi je rast v deformiranem okolju, drugi je vesplošna rast, ki jo sproži energetsko manj ugodna oblika in različna velikost po rekristalizaciji, tretji je anormalno hitra rast posamičnih zrn v rekristaliziranem okolju, zadnji pa je vesplošna rast zrn, ki jo inducira razogljčenje. Anormalno hitra rast posamičnih zrn se sproži v rekristaliziranih zrnih, ki imajo primerno prostorsko orientacijo in ležijo v okolju z malo cementita. Začetna stopnja tega procesa je koalescenca sosednjih zrn z zelo podobno prostorsko orientacijo.

3. Izotermna kinetika procesov splošne rasti rekristaliziranih zrn in povečanja števila anormalno hitro rastočih zrn je parabolične oblike. Temperaturna odvisnost splošne rasti se pri  $800^\circ\text{C}$  prelomi in hitrost je nad to mejo manjša, kot bi bilo mogoče pričakovati iz ekstrapolacije od nižjih temperatur. To kaže, da je zadrževalni učinek cementita na migracijo mej manjši, kot je zadrževalni učinek avstenita, ki iz njega nastane nad premensko temperaturo, ali pa da vpliva na hitrost rasti količina ogljika, ki je raztopljen v feritu. Zmanjšanje količine ogljika oz. cementita z razogljčenjem sproži vesplošno in zelo hitro rast kristalnih zrn.

## Viri

1. F. Vodopivec, F. Marinšek in F. Grešovnik: Poročilo MI Ljubljana, št. 034, 1984.
2. T. Gladman, I. D. McIvor in F. B. Pickering: *Journal of ISI* 209, 1971, 380–390.
3. Dj. Drobniak: *Fizička Metalurgija*, TM Fakultet, Beograd, 1981.
4. F. Vodopivec in M. Gabrovšek: *Metals Technology* 7, 1980, 186.
5. A. C. Fielder: *Journal of Mag. and Mag. Materials* 26, 1982, 22.
6. O. Dimitrov, R. Fromageau in C. Dimitrov: *Effects of trace impurities on recrystallisation phenomena*; v F. Haessner: *Recrystallisation of Metallic Materials*, dr. Riederer Verlag, Stuttgart, 1978, st. 137.
7. A. J. Ekstein: *Wärmebehandlung von Stahl*, Metallkundliche Anlagen, VEB Deutscher Verlag, Leipzig, 1971.
8. F. Haessner in S. Hoffmann: *Migration of high angle grain boundaries*; v F. Haessner: *Recrystallisation of Metallic Materials*, dr. Riederer Verlag, Stuttgart, 1978, str. 63.
9. C. Antonione, G. della Gatta, A. Lucci in G. Venturello: *Mem. Scient. Revue de Métallurgie*, 65, posebna šte. 15, junij 1965, 315.

## ZUSAMMENFASSUNG

Die Proben im Industrieausmass hergestellten Stahles sind auf 0,5 mm Dicke ausgewalzt und im Bleibad von 30 Sek bis 60 Min. im Temperaturintervall zwischen 500° und 900°C ge-  
glüht worden. Bei niedrigen Temperaturen verläuft der Rekristallisationsprozess selektiv. Die einzelnen Körner behalten beim Walzen erhaltene Form noch lange nach dem die Umgebung vollkommen rekristallisiert ist. Solche Körner sind grösser als die Körner aus der Umgebung und haben nach der Rekristallisation längliche zylindrische Form. Das Wachstum der rekristallisierten Körner folgt der parabolischen isothermen Kinetik. Über 800°C ist die Geschwindigkeit des Kornwachstums kleiner als die durch die Extrapolation von niedrigen Temperaturen angezeigt wird. Das allgemeine Wachstum der

rekristallisierten Körner wird über 750°C durch überdurchschnittlich schnelles Wachstum der einzelnen Körner geleitet. Es beginnt durch die Koaleszenz zweier benachbarten Körner mit ähnlicher Raumorientierung. Auch die Zahl der überdurchschnittlich grossen Körner wächst nach der parabolischen Kinetik. Beide Prozesse des Kornwachstums sind thermisch aktiviert, jedoch hat die Vergrösserung der Zahl der grossen Körner kleinere Aktivationsenergie. Bei niedriger Temperatur wird die Verformungsverfestigung durch die Erholung wirkungsvoll verringert. Die Wirksamkeit der Erholung ist die Ursache für die Besonderheiten im Rekristallisationsprozess bei mittleren Glühtemperaturen.

## SUMMARY

The samples of industrial steel were rolled to 0.5 mm and annealed in a lead bath for periods of 30 sec. to 60 min. and in the temperature interval between 500 and 900° C. At low temperatures the recrystallization process is selective. Single grains retain the shape obtained in rolling still long after the surrounding was completely recrystallized. Such grains are bigger than those in the surroundings, and they have oblong cylindrical shape after the recrystallization. The growth of recrystallized grains follows the law of parabolic isothermal kinetics. Above 800 °C the growth rate is smaller than that when extrapolated from lower temperatures. General growth of rec-

rystallized grains is from 750°C on accompanied by an extraordinary fast growth of single grains which starts with the coalescence of two neighbouring grains with a similar space orientation. Also the number of extraordinary big grains is increasing according to the parabolic kinetics. Both processes of the grain growth are thermally activated, but the increase of the number of big grains has smaller activation energy. At low temperatures the deformation hardening is effectively reduced by the recovery. Just the effectiveness of the recovery is the reason for the particularities in the recrystallization process at the medium annealing temperatures.

## ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Образцы промышленных сталей были прокатаны на толщину 0,5 мм и подвергнуты обжигу в свинцовой ванне от 30 сек. до 60 мин. в температурном интервале между 500 и 900 °С. При низких температурах процесс рекристаллизации селективный. Отдельные зёрна сохраняют свою форму, полученную при прокатке ещё долго после того как окружающая среда уже вполне рекристаллизована. Эти зёрна по величине больше чем зёрна окружающей среды имеют после рекристаллизации продолговатую валковую форму. Росту рекристаллизованных зёрен следует параболическая изотермическая кинетика. Свыше 800 °С рост зёрен уменьшается, на что указывает экстраполяция с бо-

лее низких температур. Общий рост кристаллизованных зёрен сопровождается начиная с температуры 750 °С сверхсредний быстрый рост отдельных зёрен, который начинается с коалесценцией двух соседних зёрен с подобной ёмкостной ориентацией. Также число зёрен сверх нормальной величины растёт по параболической кинетики. Оба процесса роста зёрен термически активированы. При низкой температуре эта деформационная закалка существенно уменьшится с дополнительным исправлением. Именно эффективность исправления является причиной специфичностью в процессе рекристаллизации обжига при средних температурах.



# Mikroanaliza faz v zlitini Nimonic 80 A s kombinacijo REM — EDS

UDK: 620.187:621.385.833.28  
ASM/SLA: M 21e, Nib

H. Kaker

*Razvoj in uporaba kompleksnih superzlitin za različne visokotemperaturne aplikacije zahteva poznavanje kvantitativnih podatkov, ki se nanašajo na morfologijo, velikost in porazdelitev precipitativov v teh superzlitinah. Članek obravnava mikroanalizo faz v zlitini Nimonic 80 A z energijsko disperzijskim spektrometrom (EDS) v raster elektronskem mikroskopu (REM).*

## 1. UVOD

Nimonic 80 A je Ni-Cr zlitina z obstojnimi mehanskimi lastnostmi do 815°C<sup>1</sup>. Zato se uporablja predvsem za lopatice in druge dele turbin, sisteme izgoravanja pri plinskih turbinah, dele motorjev z notranjim izgoravanjem, kovaška orodja, matrice, dele za peči, vzmeti za visoke temperature itd.

Mehanizem utrjevanja te zlitine je sestavljen iz dveh delov, to je iz raztopinskega utrjevanja in izločevalnega utrjevanja. Prevladujoči mehanizem je izločevalno utrjevanje, ki ga povzroča faza  $\gamma'$ . Faza  $\gamma'$  — Ni<sub>3</sub>(Ti, Al) ima široko območje sestav v odvisnosti od vsebnosti Ti in Al v zlitini. Pomembna lastnost faze  $\gamma'$  v komercialnih zlitinah je, da tvori fino disperzne izločke s sferično ali kubično morfologijo. Ima urejeno ploskovno centrirano kubično kristalno strukturo, ki je koherentna s ploskovno centrirano kubično strukturo matrice. Zaradi tega imajo izločki te faze majhno površinsko energijo, kar ima za posledico dolgo časovno stabilnost pri visokih delovnih temperaturah. Toplotna obdelava Ni zlitin zajema prvo ogrevanje na visoko temperaturo, običajno v območje 1040 do 1100°C, da se raztopi vsa faza  $\gamma'$  in nekaj karbidov. Nato sledi žarjenje v območju 800 do 1050°C za precipitacijo karbidov in njihovo optimalno porazdelitev. Izločevalno utrjevanje poteka v območju 700–800°C, kjer se iz matrice izloča faza  $\gamma'$ , katere rast je časovno odvisna in je podvržena zakonu rasti  $\bar{r}^3(t) = k \cdot t$ , kjer je  $\bar{r}$  povprečna velikost faze  $\gamma'$ ; t je čas in k je konstanta.

Vpliv legirnih elementov v zlitini je takle:

Cr — je dodan zlitini prvenstveno zaradi tega, da poveča korozijsko obstojnost in tvori Cr karbide, ki imajo pomembno vlogo v procesu utrjevanja pri visokih temperaturah.

Al, Ti, Nb — so prisotni v utrjevalnem materialu pri tvorbi faze  $\gamma'$  — Ni<sub>3</sub>(Ti, Al). Nb lahko zamenja del Ti in Al v fazi  $\gamma'$ , pri večji vsebnosti (nad 4%) pa tvori posebno fazo Ni<sub>3</sub>Nb. Ti in Nb tvorita tudi karbide. Al ima ugoden vpliv na odpornost zlitine proti oksidaciji pri visokih temperaturah, ker tvori Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>.

Fe — je dodano zaradi tega, da zamenja Ni v zlitini in jo s tem poceni, vendar se s povečanjem njegove vsebnosti poslabša oksidacijska odpornost zlitine pri visokih temperaturah.

Co — je dodan namesto Ni, ker zmanjšuje topnost Al in Ti v Ni-Cr matrici.

Mo, W — sta prvenstveno odgovorna za raztopinsko utrjevanje pri visokih temperaturah. Oba tvorita tudi kompleksne karbide.

B, Zr — sta dodana zlitini z namenom, da izboljšata duktilnost zlitine in obstojnost proti lomom zaradi lezenja.

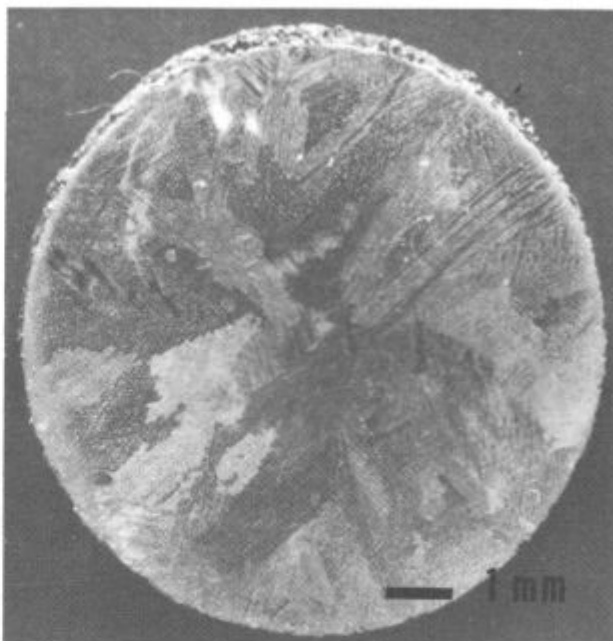
Ker je Nimonic 80 A izločevalno-utrjevalna zlitina, je proces utrjevanja kontroliran s precipitacijo faze  $\gamma'$ . Prisotnost C v zlitini da serijo karbidnih faz:

— Intergranularne primarne karbide, nitride in karbonitride splošne vrste M (C, N), kjer je M običajno Ti.

— Kromove karbide vrste M<sub>7</sub>C<sub>3</sub> in M<sub>23</sub>C<sub>6</sub>, ki se večinoma tvorijo na mejah zrn in imajo znaten vpliv na trdnost teh območij.

## 2. EKSPERIMENTALNI POSTOPEK

Preiskovano zlitino Nimonic 80 A smo preiskovali z optično mikroskopijo (OM), raster elektronskim mikroskopom (REM), analizatorjem slike (MPA — Micro Particle Analyzer) in kvantitativno mikroanalizirali z energijsko disperzijskim spektrometrom (EDS). Kemična sestava preiskovane zlitine (v mas. %) je bila na-



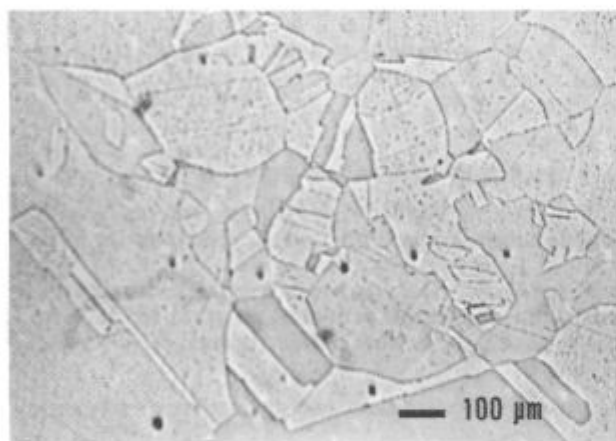
Slika 1  
Makrostruktura zlitine Nimonic 80A  
Fig. 1  
Microstructure of the Nimonic 80A alloy



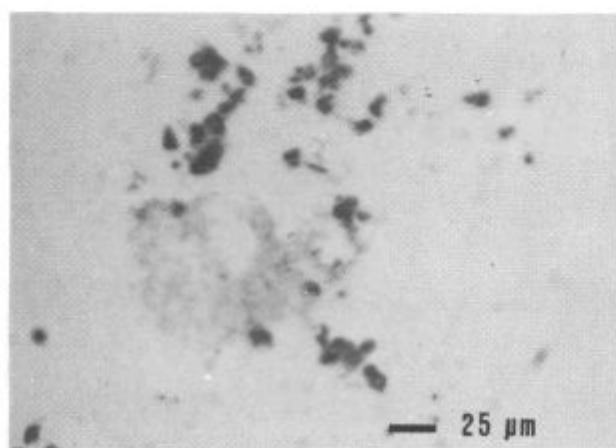
slednja: 0,03 % C, 0,002 % S, 0,19 % Si, 19,40 % Cr, 75,53 % Ni, 2,28 % Ti, 1,26 % Al, 1,21 % Fe, <0,01 % Cu, 0,07 % Mn, <0,002 % Pb in 0,003 % Zr. Vzorce velikosti  $\varnothing 9 \times 10$  mm smo raztopno žarili 8 ur na 1080°C, jih nato počasi ohlajali v peči do sobne temperature in jih nato izločevalno utrjevali 16 ur na 700°C ter počasi ohlajevali v peči do sobne temperature. Vzorce smo nato brusili na SiC papirjih, gradacije 240, 320, 400, 600 in 1000, polirali z diamantno pasto ( $\sim 4-7 \mu\text{m}$ ) in glinico ( $1-3 \mu\text{m}$ ) ter jedkali s Fry-jevimi jedkalo (200 g  $\text{CuCl}_2$ , 1 l koncentrirane  $\text{HCl}$  in 1 l destilirane vode). Vzorce smo pred preiskavo še ultrazvočno očistili.

### 3. METALOGRAFSKE PREISKAWE

Slika 1 prikazuje tipično dendritno makrostrukturo zlitine Nimonic 80 A, makrojedkano s 50 % vodno raztopino  $\text{HCl}$ . Slika 2 prikazuje mikrostrukturo poliranega vzorca z vidnimi mejami zrn, dvojčki in karbidi, ki so locirani na mejah zrn ter v notranjosti posameznih zrn. Preiskava z OM na poliranem obrusu je odkrila tudi mesta, ki so obogatena z Al in Ti (slika 3). Takšna območja v vzorcih literatura<sup>1</sup> označuje kot mesta, ki so



Slika 2  
Mikrostruktura poliranega vzorca, pov. 100 $\times$ , OM  
Fig. 2  
Microstructure of the polished sample, magn. 100 $\times$ , OM



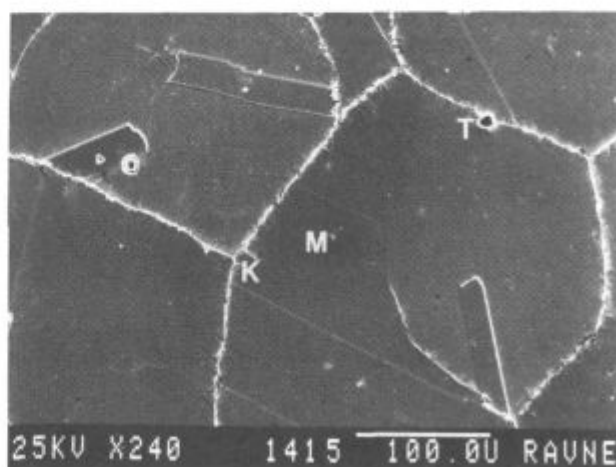
Slika 3  
Mesta, obogatena z Al in Ti, pov. 500 $\times$ , OM  
Fig. 3  
Spots rich in Al and Ti, magn. 500 $\times$ , OM

po vsej verjetnosti nastala zaradi segregacije Al in Ti v meddendritne prostore pri strjevanju ingotov te zlitine. Prisotnost teh mest v zlitinah je nezaželena, ker zmanjšujejo trdnost in duktilnost nikljevih zlitin.

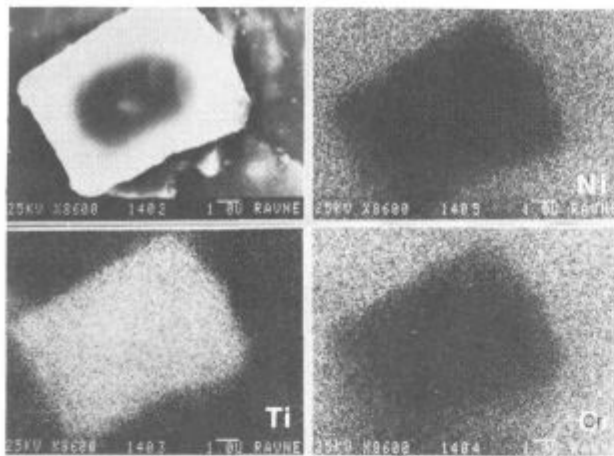
### 4. MIKROANALIZA FAZ V ZLITINI NIMONIC 80A

Mikroanaliza posameznih strukturnih faz v zlitini Nimonic 80A je bila izvršena z REM — firme JEOL JSM 35-CF in EDS firme EDAX. Vzorci so bili analizirani pri naslednjih eksperimentalnih pogojih: pospeševalna napetost 25 kV, nagibni kot vzorca 27,8°, odzumni kot detektorja 45,1° in čas zbiranja spektra 160 s.

Ker pa je ZAF postopek kvantitativne mikroanalize zasnovan na predpostavki, da je vzorec ali analizirana faza na območju 3 do 10  $\mu\text{m}$  lokalno ravna in kemično homogena, smo najprej analizirali vpliv morfoloških značilnosti posameznih mikrostrukturnih komponent v preiskovani zlitini na kvantitativno EDS mikroanalizo. Zaradi tega smo vzorec kvantitativno analizirali z analizatorjem slike (MPA), ki je sestavni del REM. Slika 4 prikazuje mikrostrukturo preiskovane zlitine, ki vsebuje titanove karbonitride (T), intergranularne kromove karbide (K) na mejah zrn in matrico (M), v kateri je enakomerno porazdeljena faza  $\gamma'$ . Slike 5, 6 in 7 prikazujejo titanov karbonitrid, kromove karbide in fazo  $\gamma'$  pri večjih povečavah. Kvantitativna metalografska analiza v 10 poljih je pokazala, da mikrostruktura vsebuje 2,36 % kromovih karbidov s povprečno velikostjo 3,3  $\mu\text{m}$  in približno 0,1 % titanovih karbonitridov s povprečno velikostjo 8,13  $\mu\text{m}$  ter da je velikost zrn matrice med 200—600  $\mu\text{m}$ . Iz opravljene kvantitativne analize mikrostrukture vidimo, da je velikost karbidov večja od spodnje meje za kvantitativno mikroanalizo, medtem ko so delci faze  $\gamma'$  premajhni. Nadaljnji pojav, ki onemogoča analizo te faze v metalografskih obrusih, je sekundarna fluorescenca Cr-Ni matrice, ki v celoti prekrije posneti spekter faze  $\gamma'$ . Slika 8 prikazuje shematski spekter zlitine Nimonic 80A in iz njega vidimo, da vsi energijsko višje ležeči karakteristični rentgenski vrhovi vzbujajo nižje ležeče karakteristične vrhove s sekundar-

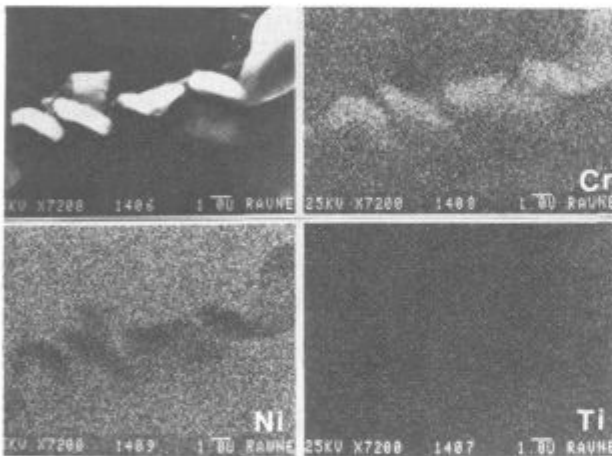


Slika 4  
Mikrostruktura zlitine Nimonic 80A, pov. 240 $\times$ , posneta s sekundarnimi elektroni  
Fig. 4  
Microstructure of the Nimonic 80A alloy, magn. 240 $\times$ , photographed by the secondary electrons



Slika 5  
Titanov karbonitrid in porazdelitvene rentgenske slike za Ni, Ti in Cr, pov. 8600 ×

Fig. 5  
Titanium carbonitride and X-ray pictures of distribution of Ni, Ti, and Cr, magn. 8600 ×



Slika 6  
Kromova karbidna faza in porazdelitvene rentgenske slike za Cr, Ni in Ti, pov. 7200 ×

Fig. 6  
Chromium-carbide phase and X-ray pictures of distribution of Cr, Ni, and Ti, magn. 7200 ×

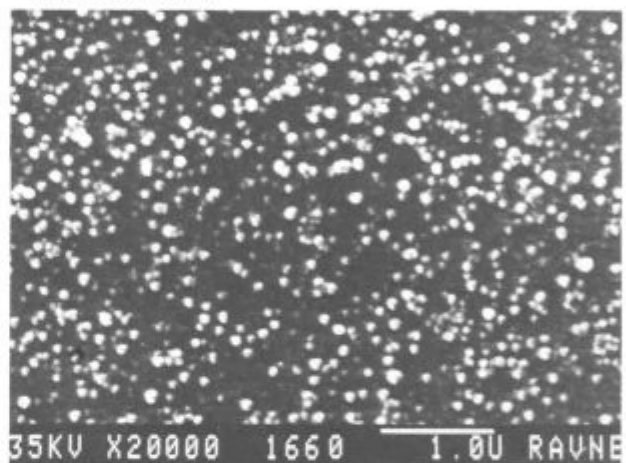
no fluorescenco. Problem analize faze  $\gamma'$  smo rešili s pripravo ogljikove ekstrakcijske replike faze  $\gamma'$  in uporabo modela za kvantitativno mikroanalizo tankih filmov<sup>2</sup>. Ta model se uporablja v mikroanalizi tankih vzorcev v TEM. Pri izračunu koncentracij ne upošteva absorpcije in fluorescenc rentgenskega sevanja ter je dober približek za mikroanalizo faze  $\gamma'$  v ogljikovi ekstrakcijski repliki.

Kvantitativno EDS rentgensko mikroanalizo posameznih mikrostrukturnih komponent smo opravili na jedkanem vzorcu po metodi brez standardov, to je z matematičnim izračunom čistih elementnih intenzitet za standarde. Slika 5 prikazuje tipičen vključek titanovega karbonitrida in posnete porazdelitvene rentgenske slike za Ni, Ti in Cr. Slika 9 prikazuje spekter titanovega karbonitrida in tabela 1 kaže rezultate točkaste kvantitativne mikroanalize.

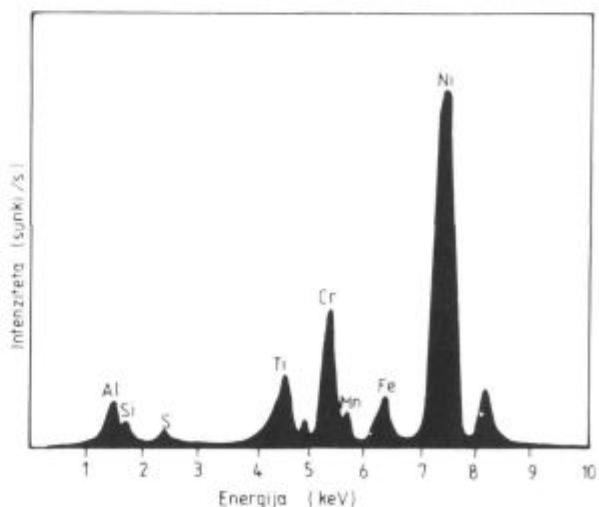
Tabela 1: Točkasta mikroanaliza titanovega karbonitrida

	masni %						
	Al	Si	S	Ti	Cr	Fe	Ni
1	0,30	—	—	91,63	1,62	0,25	6,19
2	0,36	0,22	—	90,96	1,64	0,30	6,51
3	—	—	0,13	91,56	1,39	0,31	6,60
4	—	—	—	90,99	1,78	—	7,22
5	—	—	—	91,55	1,93	—	6,52
6	0,24	0,24	—	92,35	1,56	—	5,60
7	0,55	0,45	—	90,23	1,39	0,37	7,02
8	0,34	—	—	91,03	1,54	—	7,08
9	—	0,38	0,19	91,18	1,66	—	6,57
10	—	—	—	90,38	1,83	0,34	7,44
$\bar{C}$	0,36	0,32	0,16	91,18	1,63	0,31	6,67
$\sigma$	0,11	0,11	0,05	0,62	0,18	0,04	0,54

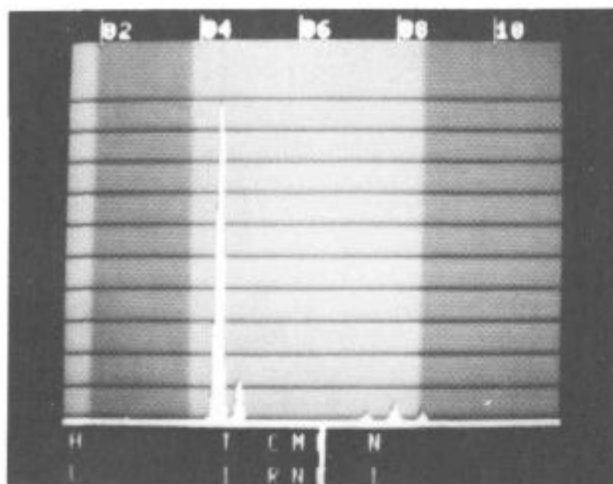
\* Kjer je  $\bar{C}$  srednja vrednost merjenih koncentracij in  $\sigma$  je standardni odklon.



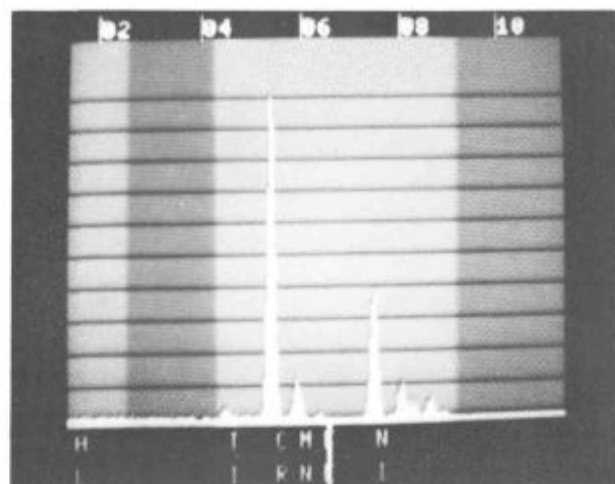
Slika 7  
Faza  $\gamma'$ , pov. 20.000 ×, posneta s sekundarnimi elektroni  
Fig. 7  
Phase  $\gamma'$ , magn. 20,000 ×, photographed by the secondary electrons



Slika 8  
Shematski spekter zlitine Nimonic 80A  
Fig. 8  
Schematic spectrum of the Nimonic 80A alloy



Slika 9  
Spekter titanovega karbonitrida  
Fig. 9  
Spectrum of titanium carbonitride



Slika 10  
Spekter kromovega karbida  
Fig. 10  
Spectrum of chromium carbide

Vidimo, da je povprečna sestava titanovega karbonitrida 0,36 % Al, 0,32 % Si, 0,16 % S, 91,18 % Ti, 1,63 % Cr, 0,31 % Fe in 6,67 % Ni. Velik prispevek Ni v povprečni sestavi faze je zaradi indirektnega vzbujanja matrice z emitiranim rentgenskim sevanjem in verjetno penetracijo elektronskega curka skozi analizirano fazo.

Slika 6 prikazuje Cr karbide na mejah zrn in porazdelitvene rentgenske slike za Cr, Ni in Ti. Slika 10 prikazuje spekter analizirane Cr faze, tabela 2 pa kaže rezultate kvantitativne mikroanalize.

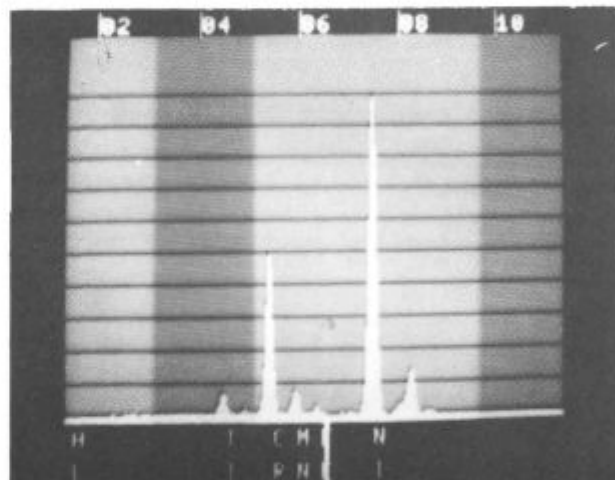
Tabela 2: Točkasta mikroanaliza kromovega karbida

	masni %					
	Al	Si	Ti	Cr	Fe	Ni
1	2,03	—	1,57	53,86	1,08	41,45
2	1,48	0,37	1,08	69,27	0,56	27,30
3	1,53	—	1,26	65,93	0,67	30,60
4	1,57	—	1,30	60,62	0,99	35,50
5	2,84	—	1,76	41,87	1,04	52,48
6	2,77	—	1,93	36,78	1,21	57,41
7	1,71	—	1,76	48,56	1,12	46,84
8	1,94	—	1,45	54,89	0,94	40,78
9	1,73	—	1,64	50,80	0,95	44,64
10	1,18	—	1,69	54,10	0,97	42,07
Č	1,87	0,37	1,54	53,66	0,94	41,90
σ	0,54	—	0,26	10,01	0,19	9,23

Iz porazdelitvenih rentgenskih slik za posamezne elemente vidimo, da je na meji zrna prisoten Cr, Ni pa je porazdeljen v matrici in ga na mejah zrn skoraj ni, medtem ko je Ti več ali manj enakomerno porazdeljen v mikrostrukturi.

Matrico preiskovane zlitine smo analizirali po načinu površinske mikroanalize in z velikostjo rastra 600 μm × 600 μm. Povprečna sestava 10 analiz je 2,23 % Al, 0,35 % Si, 2,29 % Ti, 19,32 % Cr, 1,10 % Fe in 74,99 % Ni. Rezultati mikroanalize kažejo, da se sestava matrice precej dobro ujema z rezultati kemične analize zlitine. Slika 11 prikazuje spekter matrice.

Kvantitativno mikroanalizo faze γ' v zlitini Nimonic 80A smo opravili na ogljikovi ekstrakcijski repliki faze γ', ki jo prikazuje slika 7.



Slika 11  
Spekter matrice  
Fig. 11  
Spectrum of matrix

Mikroanalizo smo izvršili na dva načina, in sicer s površinsko mikroanalizo preko celotnega zornega polja in s točkasto mikroanalizo.

Tabela 3: Površinska mikroanaliza faze γ'

	mas. %		
	Al	Ti	Ni
1	14,13	13,13	72,46
2	11,67	12,95	75,38
3	33,86	10,05	56,08
4	11,11	11,33	77,56
5	10,58	13,84	75,58
6	9,28	14,12	76,60
7	9,84	14,70	75,45
8	12,25	15,70	72,34
9	10,18	13,71	76,11
10	11,27	14,16	74,57
Č	13,42	13,40	73,21
σ	7,31	1,59	6,24

Tabela %: Točkasta mikroanaliza faze  $\gamma'$ 

	masni %		
	Al	Ti	Ni
1	15,59	12,16	72,25
2	11,42	14,48	74,10
3	14,46	13,13	72,42
4	11,40	13,51	75,08
5	12,04	13,95	74,00
6	10,40	13,71	75,89
7	12,04	13,95	75,88
8	10,40	13,70	75,85
9	12,46	11,39	76,14
10	9,76	13,64	70,60
$\bar{C}$	11,99	13,36	74,82
$\sigma$	1,82	0,92	1,55

Tabeli 3 in 4 kažeta, da med obema načinoma analize ni bistvene razlike v dobljenih rezultatih, ki se precej dobro ujemajo s stehiometrično sestavo faze

$\gamma'$  — Ni<sub>3</sub> (Al, Ti) (70,16 mas. % Ni, 19,08 mas. % Ti in 10,75 mas. % Al).

## 5. SKLEPI

Mikroanaliza faz v zlitini Nimonic 80A je pokazala, da so v preiskovanem vzorcu prisotni titanovi karbonitridi, Cr karbidi, ki so locirani na mejah zrn, in faza  $\gamma'$ , ki je enakomerno porazdeljena v matrici zlitine in ima povprečno velikost med 60 do 80 nm. Mikroanaliza faze  $\gamma'$  v ogljikovi ekstrakcijski repliki z uporabo modela za zvezne tanke filme je pokazala, da se dobljeni rezultati zelo dobro ujemajo s stehiometrično sestavo faze  $\gamma'$ .

## Literatura

1. W. Betteridge + sod.: The Nimonic Alloys, Edward Arnold, London, str. 36—105.
2. J. C. Russ: Principles of EDAX Analysis on the Electron Microscope, EDAX International Inc., 1978, str. 31—77.
3. H. Kaker: Magistrsko delo, Univerza v Ljubljani, 1986, str. 25—39.

## ZUSAMMENFASSUNG

Im Artikel wird die Phasenmikroanalyse in der Legierung Nimonic 80A mit dem EDS im Rasterelektronenmikroskop behandelt. Die Mikroanalyse der einzelnen Phasen ist an einer geätzten Probe dieser Legierung durchgeführt worden und zeigte, dass in der Legierung Titankarbonitride mit einer durchschnittlichen Zusammensetzung 0,36 % Al, 0,32 % Si, 0,16 % S, 91,18 % Ti, 1,63 % Cr, 0,31 % Fe und 6,67 % Ni im Innern und an der Grenze der Körner loziert sind. An den Korngrenzen dieser Legierung befinden sich Cr Karbide mit einer

durchschnittlichen Zusammensetzung 1,87 % Al, 0,37 % Si, 1,54 % Ti, 53,66 % Cr, 0,94 % Fe und 41,90 % Ni. Im Innern der Körner ist die  $\gamma'$  Phase — Ni<sub>3</sub> (Al, Ti) mit einer durchschnittlichen Größe von 60—80 nm (600—800 Å) gleichmäßig verteilt. Deren Zusammensetzung ist durch die Anwendung von Kohlenstoffextraktionsabdruck und dem Modell für die qualitative Analyse von dünnen Schichten bestimmt worden.

## SUMMARY

The present paper treats the phase microanalysis of the Nimonic 80A alloy by the energy-dispersive spectrometer in the scanning electron microscope. Microanalysis of single phases was made on an etched sample of this alloy and it revealed the presence of titanium carbonitrides in the alloy being placed on the grain boundaries and in the interior of grains, and having an average composition of 0.36 % Al, 0.32 % Si, 0.16 % S, 91.18 % Ti, 1.63 % Cr, 0.31 % Fe and 6.67 % Ni. On the grain

boundaries of the alloy there were found also Cr carbides of the average composition: 1.87 % Al, 0.37 % Si, 1.54 % Ti, 53.66 % Cr, 0.94 % Fe, and 41.90 % Ni. In the grain interior phase  $\gamma'$  — Ni<sub>3</sub> (Al, Ti) with the average size of 60 to 80 nm (600 to 800 Å) was uniformly distributed. Its composition was determined by the carbon extraction replica and by the model for quantitative analysis of thin films.

## ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Приведенная статья рассматривает микроанализ фаз в сплаве Nimonic 80 A с энергетическим дисперсионным спектрометром в растровом электронном микроскопе. Микроанализ отдельных фаз был выполнен на травлённом образце этого сплава. Исследования показали, что в сплаве находятся карботитриды элемента титана, которые расположены на границах и в внутренности зёрен, их состав в среднем следующий: 0,36 % Al, 0,32 % Si, 0,16 % S, 91,18 % Ti, 1,63 % Cr, 0,31 % Fe и 6,67 % Ni.

На границах зёрен этого сплава размещены Cr карбиды, которых средний состав 1,87 % Al, 0,37 % Si, 1,54 % Ti, 53,66 % Cr, 0,94 % Fe и 41,90 % Ni.

Внутри зёрен равномерно распределена фаза  $\gamma'$  — Ni<sub>3</sub> (Al, Ti), величина которой в среднем 60—80 нм (600—800 Å) и состав которого определен при применении углеродовой реплики и модели для количественного анализа тонких плёнок.





# Novi konstrukcijski mikrolegirani jekli Niomol 390 in Niomol 490

ŽELEZARNA JESENICE

S. Ažman, D. Sikošek, A. Šteblaj, J. Triplat, J. Arh

### UVOD

Dolga leta je za konstrukcijska jekla veljalo, da je predstavljal mejo plastičnosti glavno karakteristiko trdnostnih lastnosti. Za kriterij žilavosti pa je veljala temperatura prehoda iz žilavega v krhki lom. Zahteve v zvezi z obema lastnostma niso bile preveč ostre, zato so jih lahko zadovoljili z C-Mn jekli, ki so bila toplo valjana in normalizirana. V 60. letih pa so se pojavile povečane zahteve po višjih mejah plastičnosti in po dobrih žilavostih pri nizkih temperaturah, obenem pa so morala biti jekla dobro variva. Tega ni bilo mogoče več doseči s poviševanjem C in Mn, ker se je preveč znižala žilavost in zmanjšala varivost, zato so jeklom začeli dodajati manjše količine karbidotvornih elementov (Ti, Nb, V, Mo), pa tudi Al. Ti elementi z izločevalnim utrjevanjem in zmanjševanjem kristalnega zrna zagotovijo višje trdnostne lastnosti jekla brez poslabšanja žilavosti ali varivosti. Z vpeljavo termomehanskega valjanja se je zmanjšanje kristalnega zrna, in s tem povezano izboljšanje žilavosti, še stopnjevalo. Pri tem je bilo možno precejšnje znižanje ogljika, kar je pomenilo izboljšanje žilavosti in varivosti pri enakih trdnostnih lastnostih.

Tako so nastala mikrolegirana konstrukcijska jekla, ki doživljajo svoj razcvet z razvojem tehnologije izdelave jekla. Z uvedbo ponovčne metalurgije, vakuumiranja in možnosti zelo visoke stopnje odžveplanja in z uvedbo termomehanske obdelave je metalurgija sposobna obvladati nove zahteve potrošnikov. Nekatere posebne lastnosti, ki iz teh novitet izhajajo, npr.: visoke meje plastičnosti, dobre žilavosti, dobra odpornost proti napetostni koroziji, enakomernost lastnosti preko preseka izdelka, in predvsem dobra varivost, uvrščajo mikrolegirana jekla med najprimernejši, množično uporaben konstrukcijski kovinski material.

Mikrolegirana jekla uporabljamo predvsem za izdelavo pločevine ter trakov za izgradnjo plinovodov, posod pod tlakom, transportnih sredstev ter raznih drugih varjenih konstrukcij, kjer je važna čimmanjša teža ali pa so ostre zahteve po dobri žilavosti do nizkih temperatur ca.  $-60^{\circ}\text{C}$ . Po trdnostnih lastnostih (meja plastičnosti) ta jekla pokrivajo območje od 290 do ca. 700 MPa. Vsebnost ogljika pri najnovejših jeklih varira od ca. 0,03 % do 0,12 % in je višja pri jeklih, ki so termično obdelana z normalizacijo, kot pri termomehansko obdelanih jeklih, medtem ko so starejša jekla vsebovala okrog 0,20 % C.

Mikrolegirana jekla s približno 0,20 % C in 1,5 % Mn imajo že precej visok C-ekvivalent, zato zahtevajo predgrevanje pri varjenju in plamenskem rezanju. Pri debelinah nad 15 mm jih lahko preoblikujemo le v vročem, kar predstavlja še dodatne tehnološke težave in zahteva strogo izvajanje posebne tehnologije preoblikovanja in eventualne naknadne toplotne obdelave.

Pri varjenju teh jekel je potrebno upoštevati tehnologijo varjenja, sicer lahko pride do hudih napak na objektihi, predvsem do razpok v zvarnih spojih ali toplotno vplivani coni.

Na podlagi navedenih zahtev in spoznanj za izdelavo modernih mikrolegiranih jekel smo v železarni Jesenice razvili dve vrsti mikrolegiranih konstrukcijskih jekel z mejo plastičnosti  $R_p = \text{min. } 390 \text{ MPa}$  in min. 490 MPa.

To sta kvaliteti NIOMOL 390 in NIOMOL 490. Z zmogljnostjo termomehanske obdelave bomo v bodočnosti lahko izdelali tudi kvalitetna jekla z mejo plastičnosti do 1000 MPa ob istočasni dobri žilavosti in varivosti.

### IZDELAVA JEKLA VRSTE NIOMOL

Ta jekla spadajo med feritno bainitna z Mn in Mo legirana in z Nb mikrolegirana finožrnata jekla z visoko mejo plastičnosti. Zaradi zahtev po visoki žilavosti tudi pri nizkih temperaturah (do  $-60^{\circ}\text{C}$ ) in sposobnosti upogibanja uporabljamo pri izdelavi teh in podobnih jekel najsodobnejšo tehnologijo za obdelavo jekla v ponovci.

Jeklo izdelamo v električni obločni peči po dvožilndrnem postopku zato, da dosežemo dovolj nizko vsebnost žvepla pred sekundarno obdelavo v ponovci in da je rafinacijska žilndra bela (z majhno vsebnostjo oksidov FeO in MnO).

Sledi sekundarna obdelava jekla v ponovci z vpihovanjem CaSi ali kombinacijo taljene sintetične žilndre in CaSi.

Rezultat takšne obdelave je nadaljnja dezoksidacija in odžveplanje taline z modifikacijo nekovinskih vključkov, sulfidov in aluminatov v kalcijeve aluminat, v glavnem drobne okrogle vključke, ki med valjanjem ohranijo svojo obliko in s tem vplivajo na mehanske in plastične lastnosti jekla, kot so: raztezek, kontrakcija in žilavost, ki se močno izboljšajo.

**Osnovne lastnosti novih jekel so naslednje:**

**Kemična sestava — smerne vrednosti**

Vrsta jekla	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Al
NIOMOL 390	maks. 0,10	0,35	1,00 maks.	0,020	maks. 0,020	—	—	min. 0,020
NIOMOL 490	maks. 0,10	0,35	1,20 maks.	0,020	maks. 0,020	—	—	min. 0,020

Jekli sta legirani z Nb in Mo posamezno ali v kombinaciji.

**Mehanske lastnosti**

Vrsta jekla	Meja plastičnosti Rp MPa pri debelini (mm)				Trdnost RM MPa	Raztezek A <sub>5</sub> % min	Upogib za 180° preko radiusa D	
	≤ 10	11–15	16–25	> 25			vzdolž.	prečno
NIOMOL 390	390	390	380	370	460–640	20	2.5 a	3 a
NIOMOL 490	490	490	480	470	560–740	19	2.5 a	3 a

Trdnostne lastnosti veljajo pravokotno na smer valjanja.

**Žilavost (J)**

V tabeli so garantirane minimalne vrednosti žilavosti. Dejanske žilavosti, ki so bile dosežene na pločevini, so mnogo višje.

Vrsta jekla	Smer valjanja	Žilavost ISO-V (J) Nestarano stanje Temperatura preiz. (°C)						Žilavost DVM (J) Starano stanje Temp. preizkušanja (°C)				
		+20	0	-20	-40	-50	-60	+20	+5	-20	-40	-60
		NIOMOL 390	vzdolž.	63	63	63	55	47	39	47	41	41
	prečno	55	55	47	39	34	31	35	31	31	27	27
NIOMOL 490	vzdolž.	63	63	63	55	47	39	47	41	41	31	27
	prečno	55	55	47	39	34	31	35	31	31	27	—

Preizkus staranja je bil izveden na 10 % deformiranih vzorcih, žarjenih pol ure pri temperaturi T = 250 °C.

**Preoblikovalna sposobnost**

Jekli NIOMOL 390 in NIOMOL 490 lahko preoblikujemo v hladnem do debeline najmanj 25 mm.

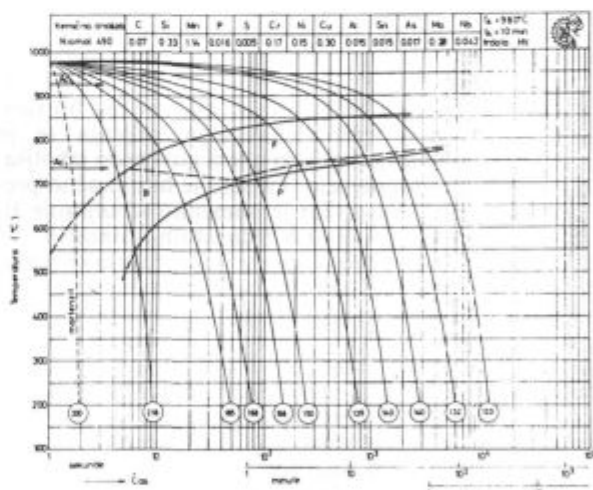
Vroče preoblikovanje uporabimo le izjemoma za pločevine, ki so debelejšje od 25 mm, in za zelo visoke stopnje deformacije. Temperature vročega preoblikovanja so med 900 in 1000 °C! Po vročem oblikovanju izdelke poboljšamo.

**Termična obdelava**

Jekli NIOMOL 390 in 490 dobavljamo v poboljšanem stanju (kaljeno in popuščeno).

**TTT diagram:**

Iz TTT diagrama na sliki št. 1 je razvidno, da v jeklu pri kakršnikoli hitrosti ohlajanja oz. termični obdelavi ne more nastati martenzitna mikrostruktura. To pomeni, da tudi pri varjenju v prehodni coni ni martenzita, zato so tudi izmerjene trdote preko zvarnega spoja enakomernejše in na diagramih trdot ni opaziti izrazitejših konic. Zaradi teh lastnosti jekla pripravo zvarnih robov lahko izvajamo brez predgrevanja. To pomeni, da pločevino lahko obrezujemo plamensko, naknadna mehanska obdelava zvarnih robov ni potrebna. Prav tako tudi pri varjenju predgrevanje ni potrebno. Izračuni C-ekvivalentov in temperature predgrevanja po različnih avtorjih to tudi potrjujejo.



Slika 1  
TTT diagram

V praksi je konstrukcijsko jeklo uporabno toliko, kolikor obvladamo tehnologijo varjenja, kajti končni izdelek je vedno varjena konstrukcija.

Ker sta jekli NIOMOL 390 in NIOMOL 490 bistveno drugačni od dosedanjih domačih mikrolegiranih jekel, smo v železarni Jesenice razvili tudi ustrezen dodajni material, in sicer:

- za ročno obločno varjenje oplašeno elektrodo EVB NiMo,
- za varjenje v zaščitnih plinih žico MIG 65,

— za avtomatsko varjenje pod praškom žico EPP 2 NiMo 2 in aglomerirani varilni prašek OP 40 TT.

V nadaljevanju so prikazani rezultati preiskav zvarnih spojev, izdelanih z omenjenimi dodatnimi materiali.

V preiskave je vključena tudi preiskava zvarnih spojev, zavarjenih s polnjeno žico Fluxofil 41.

Oglejmo si primere:

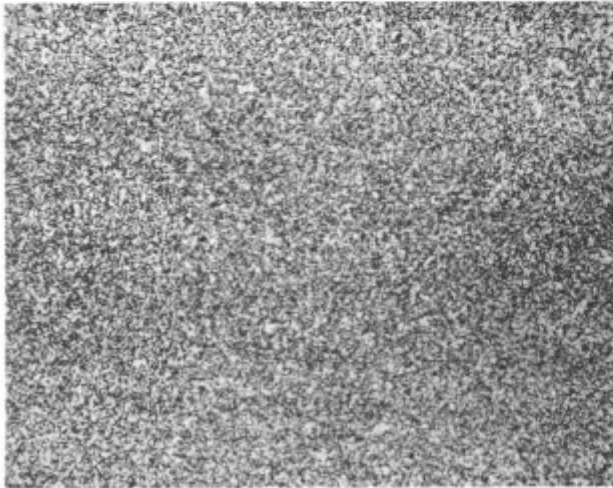
**VARJENJE SOČELNEGA ZVARNEGA SPOJA NA PLOČEVINI DEBELINE D = 12 mm**  
**OSNOVNI MATERIAL: NIOMOL 490 šarža 18 1303**

**Kemična sestava jekla:**

C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Cu	Al	Sn	As	Mo	Nb
0,07	0,33	1,14	0,016	0,005	0,17	0,15	0,30	0,015	0,015	0,017	0,28	0,042

**Termična obdelava jekla:**

Poboljšano (kaljeno in popuščeno)



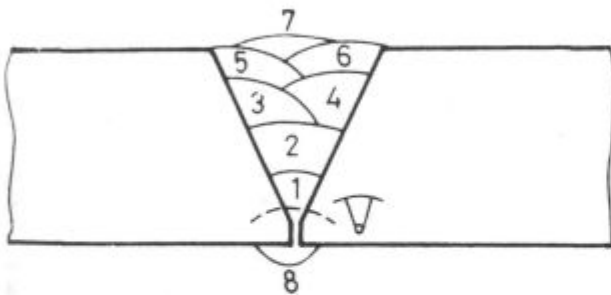
Slika 2

Mikrostruktura osnovnega materiala (pov. 100 ×) Ferit + bainit

**Mehanske lastnosti jekla:**

R <sub>p</sub> MPa	R <sub>m</sub> MPa	A <sub>5</sub> %	Z %	Žilavost ISO-V (J)				
				Temperatura preizkušanja (°C)				
				+20	0	-20	-40	-60
510	590	22	70	185	180	190	190	180

Vrednosti veljajo za smer prečno na smer valjanja.



Slika 3

**Položaj varjenja:** vodoravno  
**Dimenzija žice:** Ø = 1,2 mm  
**Zaščitni plin:** CO<sub>2</sub>, pretok 12 l/min  
**Ohlajanje vmesnih slojev:** pod temperaturo T = 120 °C  
**Varilni parametri:**  
 Var 2—7 I = 165A, U = 21 V  
 Hitrost varjenja v = 40 cm/min Q = 5,2 KJ/cm  
 Var 1—8 I = 140A, U = 20 V  
 Hitrost varjenja v = 40 cm/min Q = 4,2 KJ/cm  
 Povprečen vnos energije je 4,7 KJ/cm.

**DODAJNI MATERIAL ZA VARJENJE**

1. Polnjena žica Fluxofil 41
2. Oplaščena bazična elektroda na bazi Ni in Mo — EVB NiMo
3. Dodatni material za varjenje v mešanici plinov MIG 65

**1. Polnjena žica Fluxofil 41**

**Preiskave čistega vara:**

**Kemična sestava:**

C	Si	Mn	Ni	Mo
0,05	0,35	1,4	1,2	0,40

**Mehanske lastnosti čistega vara:**

R <sub>p</sub> MPa	R <sub>m</sub> MPa	A <sub>5</sub> %	Žilavost ISO-V (J)			
			Temperatura preizkušanja (°C)			
			0	-20	-40	-60
560	650—750	20	110	80	50	30

**Izvedba spoja:**

Sočelni V — spoj, priprava robov plamensko, ni potrebna naknadna meh. obdelava. Gradnja posameznih varkov je razvidna iz skice na sl. 3.

**Mehanske lastnosti spoja:**

**Natezni preizkus (epruveta s paralelnimi boki)**

R <sub>p</sub> MPa	R <sub>m</sub> MPa	A <sub>5</sub> %	Mesto pretrga
490	582	22,5	v osnovnem materialu

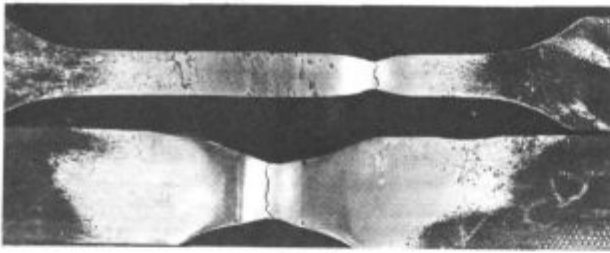
**Natezni preizkus (epruveta z vdrtimi boki)**

R <sub>p</sub> MPa	R <sub>m</sub> MPa	A <sub>5</sub> %	Mesto pretrga
—	615	—	v zvaru

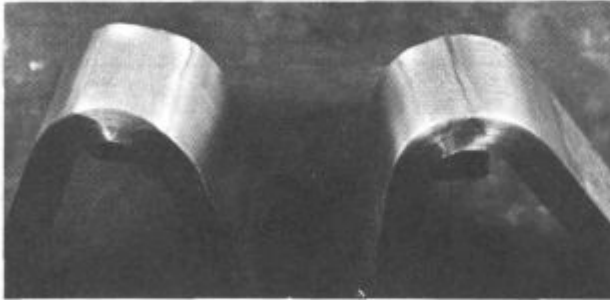
**Upogibni preizkus**

a = 2 d  
 koren zvara = 180°  
 teme zvara = 180°





Slika 4  
Natezni preizkus

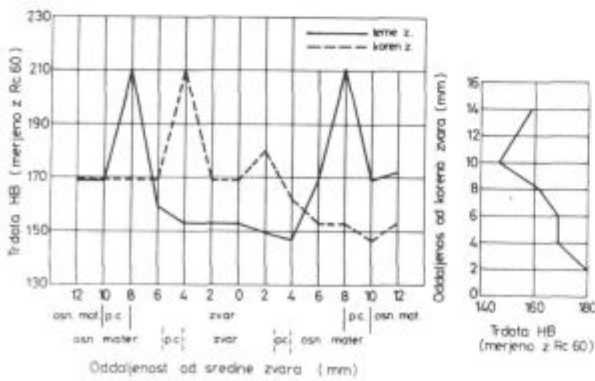


Slika 5  
Upogibni preizkus

**Žilavost zvarnega spoja ISO-V (J)**

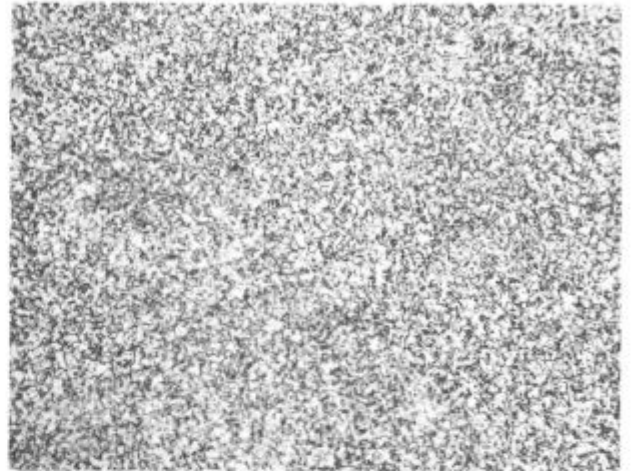
T preizk.	Mesto zarez	Vrednost	
-20	O	190	O = osnovni material S = sredina zvara P = prehodna cona
	S	90	
	P	136	
-40	O	180	
	S	85	
	P	115	
-60	O	180	
	S	47	
	P	84	

**Metalografske preiskave:  
Makrostruktura in trdote**

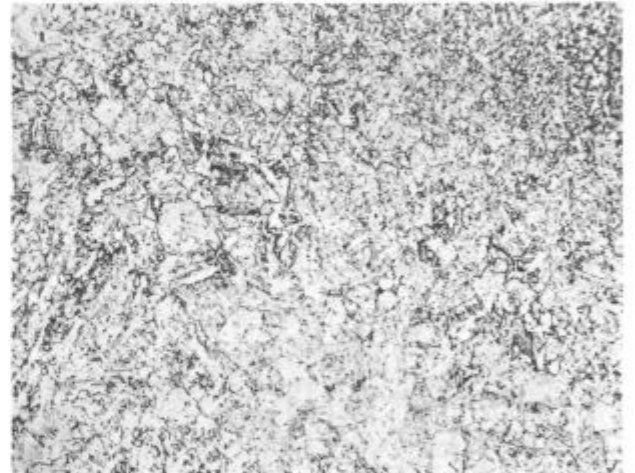


Slika 6  
Diagram trdot preko zvarnega spoja in makrostruktura

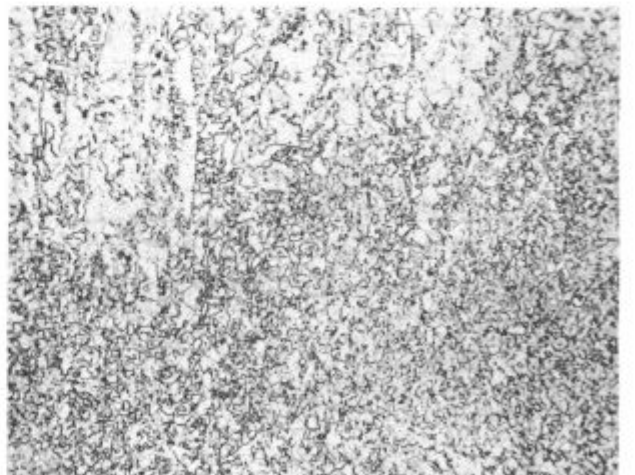
Mikrostrukture sredine zvara, prehodne cone in toplotno vplivane cone ter osnovnega materiala kažejo slike od 7 do 9.



Slika 7  
Osnovni material pov. 100x



Slika 8  
Prehodna in TVC pov. 100x



Slika 9  
Sredina zvara pov. 100x

## 2. Oplaščena bazična elektroda na bazi Ni in Mo EVB NiMo

Preiskave čistega vara:

Kemična sestava:

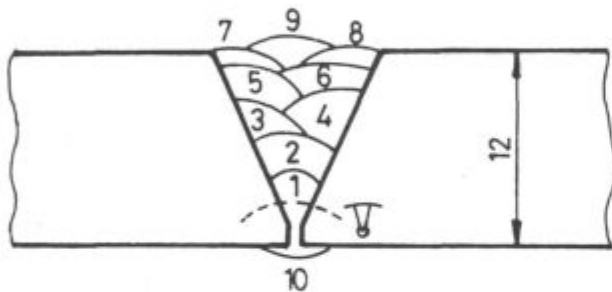
C	Si	Mn	P	S	Ni	Mo	Cr	Cu
0,05	0,44	0,85	0,010	0,012	1,15	0,33	0,06	0,22

Mehanske lastnosti čistega vara:

$R_p$ MPa	$R_m$ MPa	$A_5$ %	Z %	Žilavost ISO-V (J)			
				Temperature preizkušanja (°C)			
				0	-20	-40	-60
548	601	24	73	140	130	100	80

Izvedba spoja:

Sočelni V-spoj, priprava robov plamensko, ni potrebna naknadna meh. obdelava. Gradnja posameznih varkov je razvidna s skice na sliki 10.



Slika 10

Položaj varjenja: vodoravno

Dimenzije elektrode:  $\varnothing$  3,25 mm in  $\varnothing$  4 mm

Ohlajanje vmesnih slojev: pod temperaturo  $T = 120^\circ\text{C}$

Varilni parametri:

Var 1  $\varnothing$  3,25 mm  $I = 110$  A  $U = 22$  V  
 $v = 14,6$  cm/min  $Q = 9,9$  KJ/cm

Var 2–6  $\varnothing$  4 mm  $I = 160$  A  $U = 22$  V  
 $v = 22,5$  cm/min  $Q = 9,4$  KJ/cm

Var 7–10  $\varnothing$  3,25 mm  $I = 110$  A  $U = 22$  V  
 $v = 20,0$  cm/min  $Q = 7,2$  KJ/cm

Povprečni vnos energije 7,85 KJ/cm.

Mehanske lastnosti spoja:

Natezni preizkus (eproveta s paralelnimi boki)

$R_p$ MPa	$R_m$ MPa	$A_5$ %	Mesto pretrga
487	570	19	v osnovnem materialu

Natezni preizkus (eproveta z vrtimi boki)

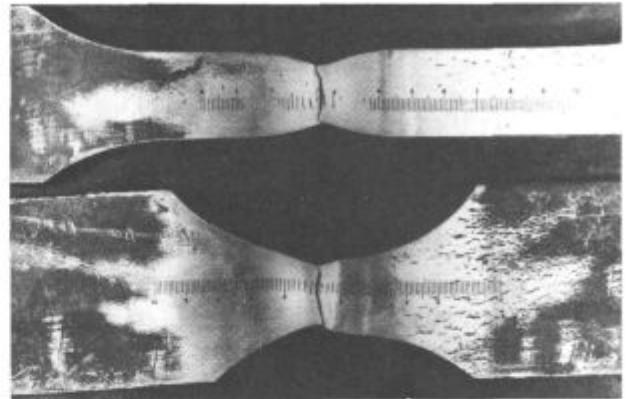
$R_p$ MPa	$R_m$ MPa	$A_5$ %	Mesto pretrga
—	611	—	v zvaru

Upogibni preizkus

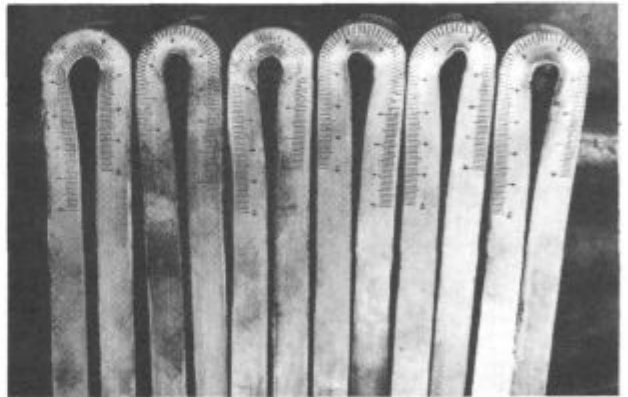
$a = 2d$

teme zvara =  $180^\circ$

koren zvara =  $180^\circ$



Slika 11  
Natezni preizkus



Slika 12  
Upogibni preizkus

Žilavost zvarnega spoja ISO-V (J)

T preizk.	Mesto zarez	Vrednost
-20 °C	O	190
	S	60
	P	160
-40 °C	O	190
	S	46
	P	62
-60 °C	O	180
	S	40
	P	47

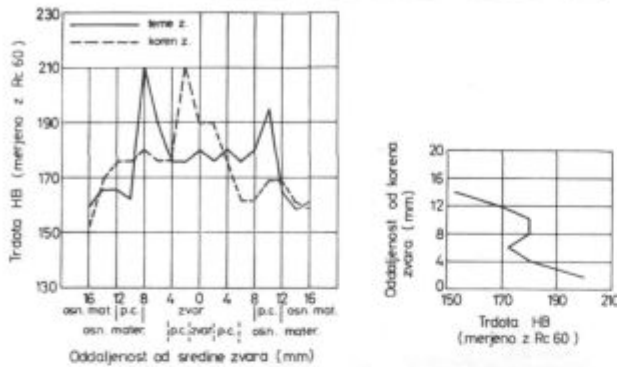
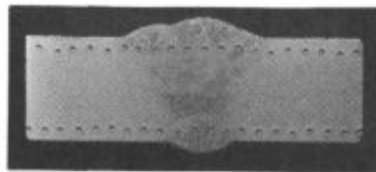
O = osnovni material

S = sredina zvara

P = prehodna cona

Metalografske preiskave:

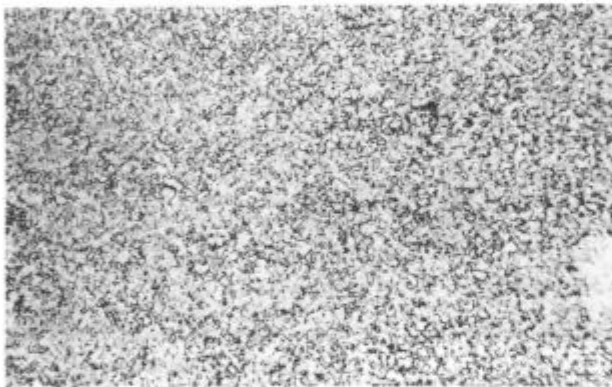
Makrostruktura in trdote



Slika 13

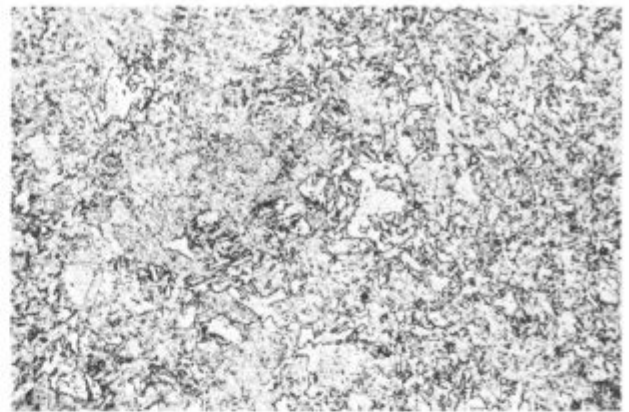
Diagram trdot preko zvarnega spoja in makrostruktura

Mikrostrukture sredine zvara, prehodne cone in toplotno vplivane cone ter osnovnega materiala kažejo slike od 14–16.

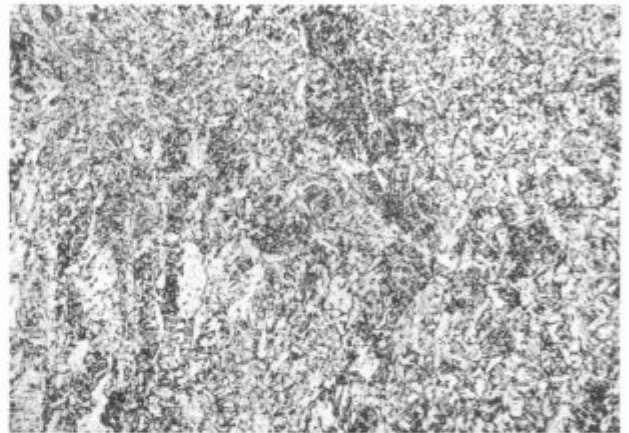


Slika 14

Osnovni material pov. 100 ×



Slika 15  
Prehodna in TVC pov. 100 ×



Slika 16  
Sredina zvara pov. 100 ×

**Zvarni spoj:**

Osn. material: Niomol 490 d = 12 mm  
 Dodajni material: MIG 65 chg.: 14 4448  
 Zaščitni plin: Ar + CO<sub>2</sub> (80 : 20)  
 Oblika spoja: V spoj

**3. Dodajni material za varjenje v mešanici plinov MIG 65**

Kvaliteta MIG 65

Štev. chg.: 14 4448 Dimenzija: Ø 1.2 mm  
 Zaščitni plin: Ar + CO<sub>2</sub> (80 : 20)

**Kemična analiza:**

C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Cu	Mo	Al
0,09	0,60	1,16	0,013	0,003	0,22	1,06	0,19	0,28	0,014

**Mehanske lastnosti čistega vara:**

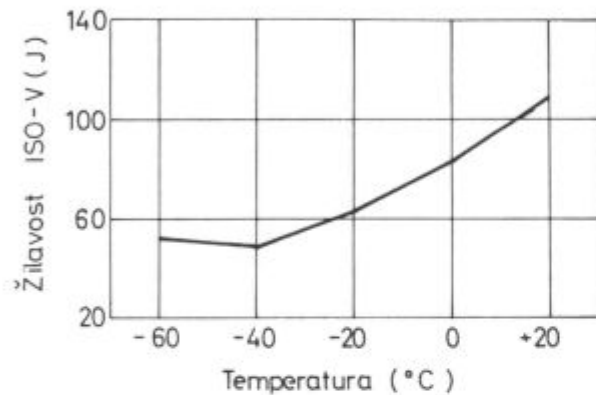
R <sub>p</sub> MPa	R <sub>m</sub> MPa	A <sub>5</sub> %	Z %	Žilavost ISO-V (J)				Topl. obdel.	
				T preizk. (°C)		T preizk. (°C)			
				+20	0	-20	-40	-60	
647	732	18	59	128	116	70	35	35	varjeno stanje
				110	86	72	32	45	
552	640	23	68,5	125	112	62	35	30	napetostno odžarjeno
				120	100	95	59	51	

**Mehanske lastnosti zvarnega spoja**

	$R_{p2}$ MPa	$R_{m2}$ MPa	$A_5$ %	Z %
s paralelnimi boki	470	506	18	
z vdrtimi boki	—	644	—	

**Žilavost ISO-V (J) sredine zv. spoja**

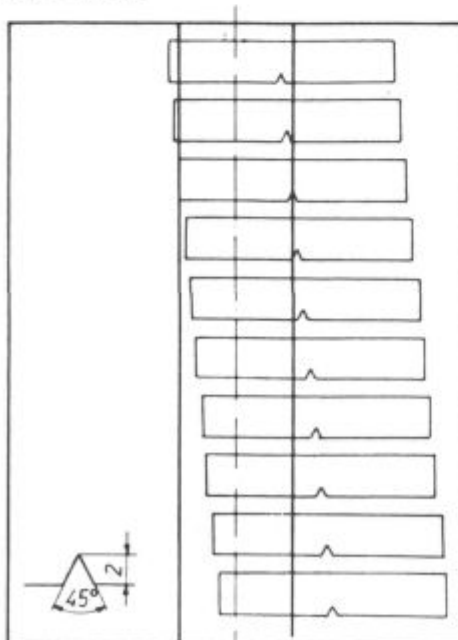
	T preizk. (°C)				
	+20	0	-20	-40	-60
120	85	60	39	30	
114	73	74	47	39	
98	86	58	58	90	



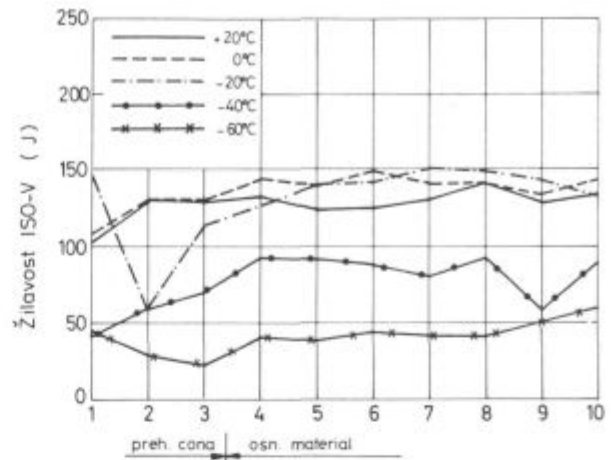
Slika 17  
Žilavost sredine zvarnega spoja

**Upogib (d = 4 a):**  
na teme : ocena 5  $\alpha = 180^\circ$   
na koren : ocena 5  $\alpha = 180^\circ$

Izdelane so žilavosti pri  $T = +20^\circ$  do  $-60^\circ$  v prehodnih conah, in sicer tako, da je prvi žil. preizkušaneec oddaljen od zvarnega robu 2 mm in prehaja v osnovni material (po skici).

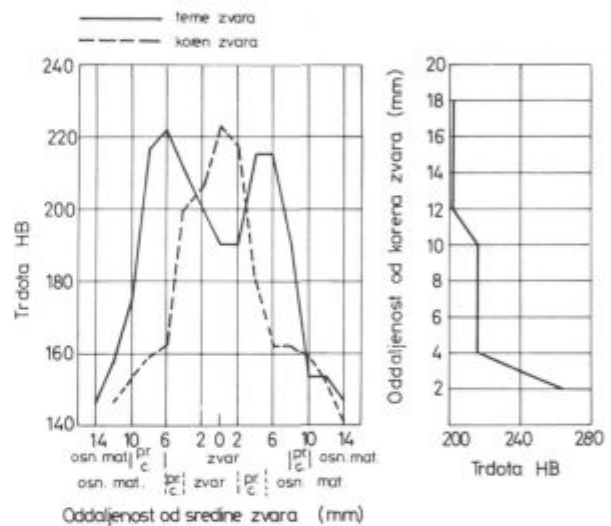


10 vzorcev čez prehodno cono



Zaporedna št. žilavostnega vzorca

Slika 18  
Žilavost preko prehodne cone



Slika 19  
Diagram trdot preko zvarnega spoja

Vse trdote se nahajajo v območju med 146 do 222 HB.

Poleg navedenih varilno-tehničnih preiskav so izdelane še številne druge preiskave, tako v laboratorijskem kot v industrijskem merilu. Tako npr. je bila izoblikovana podnica varjene izvedbe v hladnem na preši in na izoblikovalnem stroju Boldrini.

**ZAKLJUČKI**

Preiskave na novem mikrolegiranem jeklu z mejo plastičnosti 490 MPa so pokazale naslednje:

- Jeklo ima odlične mehanske lastnosti, predvsem žilavost pri nizkih temperaturah.
- Jeklo je sposobno preoblikovanja v hladnem.
- Zaradi nizkega C-ekvivalenta ga je mogoče plamensko rezati brez predgrevanja.
- Jeklo je zelo dobro varivo. Z uporabo omenjenih dodatnih materialov ima zvarni spoj dobro žilavost do  $-60^\circ\text{C}$ .
- Potrebno je strogo upoštevati prikazano tehnologijo varjenja od parametrov do števila varkov in vnosa energije, če hočemo dobiti dobro žilavost.



- Dodajni material mora vsebovati Mo.
- Predgrevanje ni potrebno.
- Trdote v prehodnih conah ne presegajo 220 HB.
- Jeklo ni občutljivo na nastanek razpok v hladnem, ker v nobenem primeru ne pride do nastanka martenzita.
- Jeklo je vsesplošno uporabno, predvsem je namenjeno za zahtevnejše konstrukcije.
- Vse ugotovitve veljajo tudi za jeklo z mejo plastičnosti 390 MPa.

Literatura:

1. INTERNATIONAL INSTITUTE OF WELDING COMMISSION IX.  
Behavior of Metals Subjected to Welding — Recommendations for Welding of High strength Steel. May 1984.
2. SUZUKI HARUYOSHI  
NEW HT 50 STEEL FOR MARINE AND OFFSHORE CONSTRUCTIONS WITH SUPERIOR WELDABILITY
3. SUMITOMO TECHNICAL BULLETIN  
NORIIHIKO NOZAKY: KIYOSHI BESSEYO, TAMOTSU HASHIMOTO  
Julij 1979, Vol. 11, str. 7
4. METAL CONSTRUCTION  
Avgust 1985  
High Strength and tempered Steels — Production, Properties and applications.  
B. Müsgen
5. STAHL UND EISEN  
Julij 1985, št. 13  
Thermomechanische gewalzte bainitische Stähle mit Streckgrenzen von 500 bis 700 N/mm<sup>2</sup> für Grobblech und Warmbreitband. Heinpich, Baumgardt, Harold de Boer, Bruno Müsgen, Udo Schriever.
6. METALS TECHNOLOGY  
Julij 1979  
Effect of Cooling Rate on Mechanical Properties and Microstructure of Controlled — Rolled — C — Mn — Nb Steels. E. A. Almond, D. S. Mitchell, R. S. Irani.
7. JOURNAL OF METALS  
Januar 1972  
Microduplex Processing of Low Alloy Steels. F. Snape, N. L. Church.
8. SCANDINAVIAN JOURNAL OF METALLURGY  
1980, št. 9  
Controlled Rolling of Mn-Mo HSLA-Steel Plate. Tony Nilsson, M. T. Crooks, J. M. Chilton.
9. H. B. Cary, Troy, Fülldrahtelektroden neue Entwicklungen und Anwendungen in den USA und in Europa, DVS Berichte 7, Essen 1969.
10. A. Werner, H. Baach, Oerlikon Fluxofil Flux — cored Wiers, Bulletin of the Oerlikon Welding Organisation 1985.
11. B. Bertolaso, Flux Cored Wire, Schweissindustrie Oerlikon-Buehrle AG, Zürich 1986.
12. G. Bommel, Fülldrähte und ihr praktischer Einsatz Zeitschrift für Schweißtechnik Nr. 9/1972.
13. Metalllichtbogenschweissen mit Fülldrahtenelektrode Der Praktiker 4/1976.

# Predstavitev enokomorne vakuumske peči Ipsen VTC 324-R s homogenim plinskim hlajenjem pod visokim tlakom

Vojteh Leskovšek\*

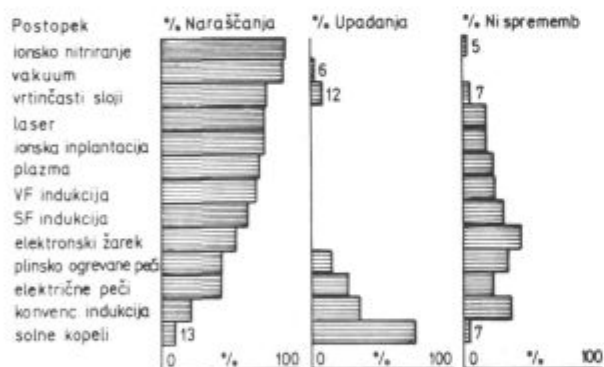
## A. UVOD

Trend sprememb pri uporabi sodobnih komercialnih postopkov toplotne obdelave po izvedeni anketi (1) v svetu za razdobje 1985 do 1990, je prikazan na sliki 1.

Za navedeno obdobje kažejo največjo potencialno rast med komercialnimi postopki toplotne obdelave postopki ionskega nitiranja, vakuumske toplotne obdelave, toplotne obdelave v vrtnčastih slojih, toplotna obdelava z laserjem in ionska implantacija.

Na osnovi usmeritve MI v razvoj novih materialov in trendov v SŽ in domači kovinsko-predelovalni industriji, smo se na MI odločili za nabavo enokomorne vakuumske peči VTC 324-R, proizvajalec Ipsen. Ta bo predstavljala jedro za razvoj sodobnega centra toplotne obdelave s specialnimi postopki, ki bo služil poleg raziskovalno-razvojnih dejavnosti na področju novih materialov tudi izobraževanju in potrebam pilotne proizvodnje ter številnim delovnim organizacijam, ki nimajo svoje toplotne obdelave.

Peč, ki predstavlja veliko pridobitev ne samo za MI, temveč tudi za ostale delovne organizacije, je bila nabavljena iz dotacije Raziskovalne skupnosti Slovenije in sofinancirana iz združenih sredstev SOZD-a Slovenske železarne.



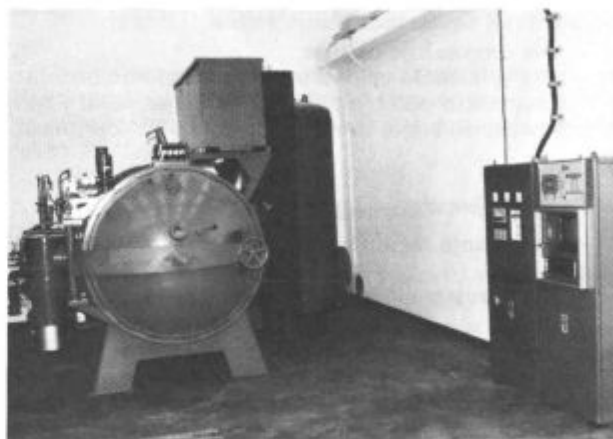
Slika 1

Predvidevanja sprememb pri uporabi postopkov do leta 1990

## B. KONSTRUKCIJA IN DELOVANJE PEČI

Vakuumska peč vrste VTC, slika 2, s sistemom za variabilno plinsko kaljenje (2) pod visokim tlakom, združuje prednosti vakuumske toplotne obdelave z dosedaj v vakuumskih pečeh še nedosežene intenzitete in enakomernosti hlajenja pri kaljenju. Podobne rezultate lahko dosežemo v solnih kopelih, vendar pa vakuumske peči nimajo njihovih pomanjkljivosti kot so: visoki stroški obdelave, obarvane površine obdelovancev, neob-

\* Vojteh Leskovšek, dipl. inž., metal., Metalurški inštitut Ljubljana



Slika 2

Vakuumska peč IPSEN VTC 324-R

hodnost čiščenja po toplotni obdelavi, obremenitev okolja, itd.

### 1. Osnovne tehnične karakteristike vakuumske peči VTC 324-R

Dimenzije komore	Š × D × V = 610 × 910 × 350 mm
Največja dovoljena teža vložka	400 kg
Delovna temperatura	500 do 1320 °C
Izenačenost temp. v izdelku	± 5 °C
Način ogrevanja	električno z grafitnimi grelci
Isolacija grelne komore	specialne grafitne plošče
Način hlajenja	— v vakuumu — v nevtralnem plinu — hitro hlajenje v nevtralnem plinu s pomočjo turbo-ventilatorja
Hladilni plin	N <sub>2</sub> , s stopnjo čistosti 99,999 %
Inštalirana moč	P <sub>max</sub> = 129 KVA
Vodenje in kontrola	elektronski komandno-kontrolni in registrirni sistem

Kot vsaka tehnologija ima tudi visokotlačno plinsko kaljenje v vakuumskih pečeh svoje prednosti in pomanjkljivosti (3,4).

#### Prednosti:

- Optimalno kaljenje, vključno z brzoreznimi jekli večjih dimenzij.
- Minimalne deformacije pri kaljenju s homogenim kaljenjem v vodenem, kontroliranem in cirkulirajočem plinskem toku skozi vložek.

— Nižji proizvodni stroški in popolna ponovljivost toplotne obdelave z mikroprocesorsko-reguliranim avtomatskim ciklusom.

— Ni stroškov ogrevanja pri prekinitvah dela.

— Ni stroškov, ali so le-ti zmanjšani, za dodatne obdelave z brušenjem.

— Odsotnost površinske oksidacije.

— Enostavna integracija v proizvodne procese.

— Prijetni delovni pogoji zaradi čistega delovanja, ni toplotnega sevanja, ni iztekanja plinov ali nevarnosti eksplozije.

— Peč je zelo prilagodljiva, lahko jo uporabimo tudi za svetlo žarjenje brez razogljivenja, spajkanje in sintranje.

— Ne onesnažuje okolice.

— Na splošno so celotni stroški za toplotno obdelavo v vakuumskih pečeh nižji kot v solnih kopelih, v nekaterih primerih lahko dosežemo tudi do 50 % prihrankov.

#### Pomanjkljivosti:

— Uparjanje legirnih elementov z visokim parnim tlakom.

— Potrebujemo inertni plin za izvedbo kalilnega ciklusa.

- Tesnenje peči.
- Visokokvalificirana delovna sila.
- Visoki kapitalni stroški.

#### 2. Ohišje

Dvostensko vodno hlajeno ohišje vakuumске peči je konstruirano in prilagojeno za tlak plina do 5 barov absolutno. Vrata, tesnjena na tlak in vakuum, se zapirajo z varnostnim zatičem. Hladnostenska konstrukcija peči omogoča normalne delovne razmere brez toplotnega žarčenja.

#### 3. Vakuumski črpalni sistem

Peč je opremljena z vakuumskim črpalnim sistemom, s katerim dosežemo vakuum  $1 \times 10^{-4}$  mbarov in več ter je sestavljena iz:

— pnevmatsko krmiljenega visoko-vakuumskega ventila,

— dveh pnevmatsko krmiljenih vakuumskih zasunov,

— tristopenjske frakcionirne oljne difuzijske črpalke,

- lovilca prahu,
- Roots-ove črpalke,
- rotacijske predvakuumske črpalke,
- rotacijske črpalke za vzdrževanje predvakuuma.

Za meritve absolutnih tlakov med 100 in  $1 \times 10^{-3}$  mbarov, je vgrajen skupaj z merilnimi glavami TPR 010 in NV 4, Pirani vakuumski merilnik TPG 060, proizvajalca Balzers.

#### 4. Ogrevanje

Grelna komora je nameščena v varjenem dvostenskem ohišju peči. Pri periodičnem vzdrževanju ali pregledu jo lahko izvlečemo. Notranja obloga grelne komore je izdelana iz specialnih grafitnih plošč, grajena pa je na tak način, da je mogoče vsako sekcijo posebej zamenjati.

Grelna komora je opremljena z dvema drsnima loputama, ki ju krmilimo pnevmatsko, nameščeni pa sta na vrhu in na dnu.

Med grelnim ciklusom ostaneta loputi zaprti; pri plinskem oziroma plinsko-ventilatorskem hlajenju sta odprti, tako da je vložek ohlajen v najkrajšem času. Grafitni grelni elementi so razporejeni na vrhu in na dnu ter zagotavljajo zelo hitro in enakomerno ogrevanje vložka.

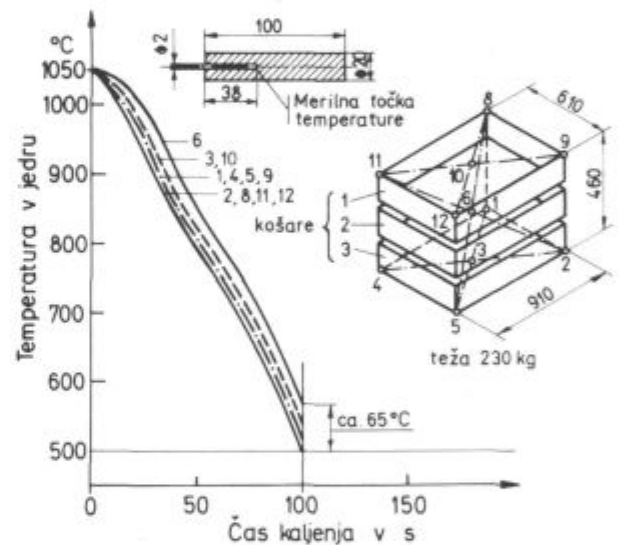
#### 5. Kaljenje

Kot medij za hlajenje pri kaljenju služi inertni plin, npr. dušik, ki prisilno cirkulira s pomočjo turbo-ventilatorja velikih zmogljivosti. Tok plina prehaja skozi vložek in struji okoli vsakega kosa v vložku. Plin se ohladi, zatem pa se ponovno usmeri v vložek.

V nasprotju s konstrukcijami peči, ki imajo sistem hlajenja plina postavljen zunaj, se pri Ipsen-ovi vakuumski peči vrste VTC nahaja sistem za hlajenje plina znotraj ohišja peči. Taka konstrukcija znatno zmanjšuje potrebni prostor in porabo plina.

Vertikalni dinamični in oscilirajoči tok plina skozi vložek zagotavlja enakomerno in hitro kaljenje tudi v sredini vložka (glej orientacijski diagram za odvisnost časa in temperature na sliki 3, velja za peč VTC 424-R).

Programirana menjava smeri toka plina omogoči minimalne vertikalne temperaturne razlike v vložku med kaljenjem.



Slika 3  
Orientacijski diagram čas/temperatura za VTC 424-R

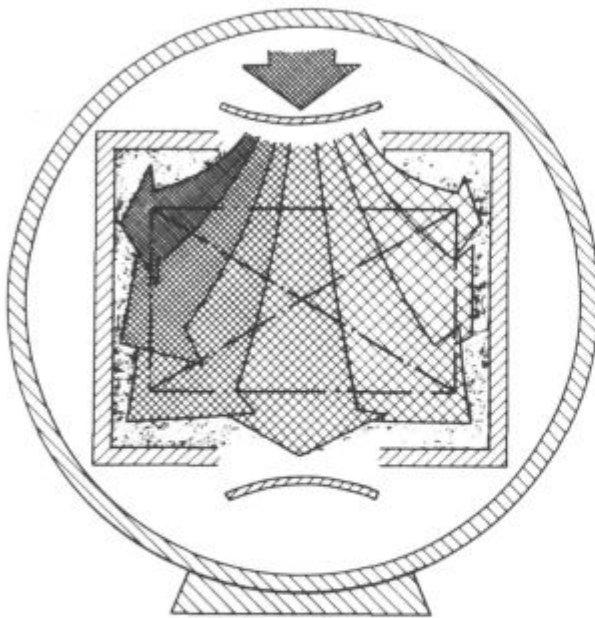
#### 6. Dinamični Ipsen-ov kalilni sistem

Hladilni plin vpivavamo v pečni prostor takoj po zaključku predhodno programirane ogrevalne faze. Istočasno se na vrhu in dnu grelne komore odprejo lopute, vključni se turboventilator, da intenzivira cirkulacijo plina.

Stisnjen, hladen plin uvajamo skozi nihajoči razdelilni sistem, tako da plin struji enakomerno in intenzivno preko celotne površine vložka. Dinamični plinski razdelilni sistem v peči tipa VTC je nameščen nad vložkom (slika 4).

Smer strujanja se spreminja v intervalih, ki jih regulira mikroprocesor, tako da je strujanje prilagojeno najrazličnejšim izdelkom odnosno razporeditvam v vložku.

Takoj ko plin preide skozi vložek, se ohladi na hladnih stenah ohišja peči in v vgrajenem toplotnem izme-



Slika 4

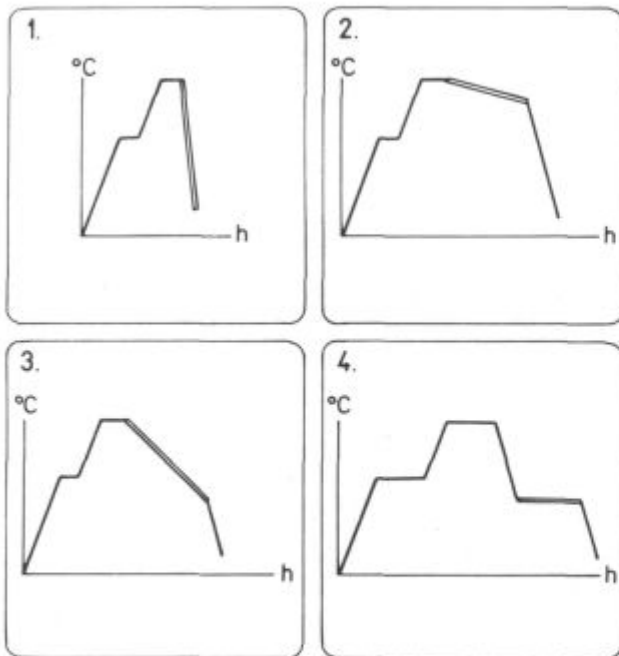
Dinamični plinski razdelilni sistem v vakuumski peči VTC

njevalcu, turbo-ventilator ga nato vsesa in iztisne. S pomočjo nastavljive vstopne šobe lahko postopoma spreminjamo tok plina, tako da dosežemo željeni profil hlajenja.

### 7. Hlajenje

Hitrost hlajenja zavisi od prilagoditve sledečih parametrov:

- tlak hladilnega plina,
- volumen hladilnega plina,
- hitrost hladilnega plina.



Slika 5

Značilni primeri ohlajanja v vakuumski peči VTC

V odvisnosti od parametrov dobimo sledeče tipične primere ohlajanja:

— Maksimalno kaljenje pri tlaku 5 barov absolutno. V teh okoliščinah volumen hladilnega plina reguliramo na tak način, da motor turboventilatorja deluje z maksimalno dovoljeno močjo (slika 5, diagram 1).

— Programirano ohlajanje s predhodno programiranim gradientom (npr. 3°C/min. med 1200 in 500°C) (slika 5, diagram 2).

— Kontrolirano hlajenje pri predhodno določeni tlaku plina z avtomatsko regulacijo volumna hladilnega plina (slika 5, diagram 3).

— Izotermalno kaljenje v dveh stopnjah:

Prva stopnja: Kaljenje na temperaturo termalne kope

Druga stopnja: Izenačevanje temperature med jedrom izdelka in površino, preko regulacije količine plina ali »ponovnega ogrevanja«, kateremu sledi hlajenje (slika 5, diagram 4).

### 8. Elektronski komandno-kontrolni in registrirni sistem

Kombinirana krmilna omara (slika 6) vsebuje poleg močnostnega dela še ostale instrumente, kot sta računalnik, ki preko programatorja omogoča vnašanje in nadzorovanje kompleksnih komandno-kontrolnih funkcij in dvokanalni rekorder za zapisovanje parametrov čas/temperatura in čas/tlak. Pregledna simulacijska shema s svetlostnimi diodami olajša nadzorovanje delovanja peči in ugotavljanje možnih napak med delovanjem!



Slika 6

Elektronski komandno-kontrolni in registrirni sistem vakuumske peči VTC

Specialni digitalni večprogramski mikro-računalnik DE-PRO 133 (IP) omogoča operaterju programiranje celotnega ciklusa toplotne obdelave, kakor tudi ponovitve z odlično reproduktivnostjo. Celotni potek programa spremljamo tudi grafično na ekranu 30 cm z digitalnim prikazom željenih in dejanskih vrednosti.

### C. PODROČJA UPORABE

V vakuumski peči tipa VTC lahko izvajamo sledeče postopke (2,5):

#### 1. Žarjenje

Žarjenje izvajamo v vakuumski peči bolj enostavno in kvalitetno kot v konvencionalnih pečeh, brez razo-



gljičenja izdelkov. Ohlajanje po žarjenju lahko programiramo in enostavno reguliramo s pomočjo dušika.

## 2. Kaljenje

Omogočeno je kaljenje različnih vrst jekla, pri čemer ista peč pokriva celotno območje temperatur. Proces ogrevanja do temperature avstenitizacije izvajamo v isti peči, tako da ga lahko za vsak konkretni slučaj optimalno programiramo in reguliramo. Izenačenost temperature v izdelku je  $\pm 5^\circ\text{C}$ ! Površine izdelkov so brez oksidov (svetle) in ni razogljivenja.

## 3. Popuščanje

Postopek popuščanja lahko izvedemo po kaljenju v istem ciklusu, brez da bi odpirali vrata peči. Izenačenost temperature v izdelku  $\pm 5^\circ\text{C}$  dosežemo od  $480^\circ\text{C}$  navzgor.

## 4. Odplinjevanje

Odplinjevanje izvajamo na kovinskih, keramičnih in grafitnih delih, ki jih uporabljamo npr. v elektronski industriji, tehniki ultravisokega vakuumu, v nuklearni tehniki.

Zaboljšanje fizikalnih lastnosti pred nadaljnjo predelavo redno izvajamo tudi odplinjevanje kovinskih prahov (Nb, Ta, W).

## 5. Trdo spajkanje

Za ta postopek je zelo ugodna nizka točka rosišča atmosfere, ki jo lahko dosežemo v vakuumski peči, kakor tudi natančnost regulacije temperature, kar daje znatno večji učinek spajkanja. Ker se material za spajkanje v raztopljenem stanju odplinjuje, dobimo s spajkanjem spoje, ki so za 30 % čvrstejši od tistih, ki so spajkani izven vakuumske peči (spajkanje bakra).

Razen tega ostanejo izdelki svetli, ne potrebujemo topila, mesto spajkanja ni potrebno naknadno obdelovati. Po spajkanju lahko avtomatsko vključimo hitro hlajenje z dušikom. Ta postopek še posebej uporabljamo pri spajkanju delov za reaktivne motorje, tranzistorjev, spajkanju stekla in keramike, pri delih reaktorja.

## 6. Trdo spajkanje z istočasnim kaljenjem

Ta postopek sočasno združuje ob uporabi ustreznega materiala za trdo spajkanje na osnovi NiCr dva postopka, s čimer prihranimo na času, energiji in materialu. Npr. trdo spajkanje nožev iz brzoreznega jekla na držala iz konstrukcijskega jekla.

## 7. Sintranje

Za ta postopek je prav tako pomembno odplinjevanje materiala, rezultat tega je izredna kvaliteta stiskancev z veliko gostoto in visoko natezno trdnostjo. Uporablja se pri sintranju trdih kovin, sintranju boridov, karbidov, nitridov in silicidov, sintranju nerjavečega jekla, sintranju kovin z visokim tališčem, sintranju permanentnih magnetov in sintranju tantalovih kondenzatorjev.

## 8. Značilni primeri toplotne obdelave orodnih jekel v vakuumu

### a) Brzorezna jekla

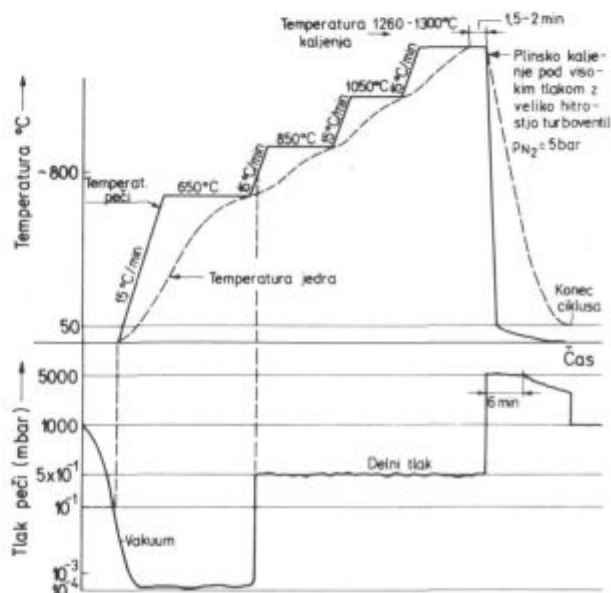
Posebej uspešno toplotno obdelujemo orodja iz brzoreznega jekla, kot so npr. orodja za valjanje navojev,

orodja za profiliranje, orodja za rezanje navoja, matrice, tanki deli igličastih oblik itd. Kot najpomembnejša prednost se kaže, še posebej pri tankih igličastih delih, zmanjšana deformacija. Medtem, ko je pri običajnem načinu kaljenja deformacija od 0,1 do 0,4 mm, dobimo po kaljenju v vakuumski peči in ohlajanju v dušiku deformacije od 0,02 mm do 0,04 mm! To omogoča zmanjšanje ali opustitev naknadne obdelave z brušenjem.

Doseganje potrebnih trdot zavisí od dimenzij preseka izdelka, ki ga ohlajamo in od intenzitete hlajenja v vakuumski peči.

Značilni diagram kaljenja brzoreznega jekla Č. 6980 v VTC peči je podan na sliki 7.

Po kaljenju takoj izvedemo popuščanje. Izdelke kompliciranih oblik, ki so nagnjeni k pokanju, kalimo do največ  $80^\circ\text{C}$  v jedru. Takoj zatem sledi žarjenje za odpravo napetosti in zatem popuščanje.



Slika 7  
Značilni diagram kaljenja brzoreznega jekla Č.6980 v vakuumski peči VTC

### b) Orodna jekla za delo v vročem

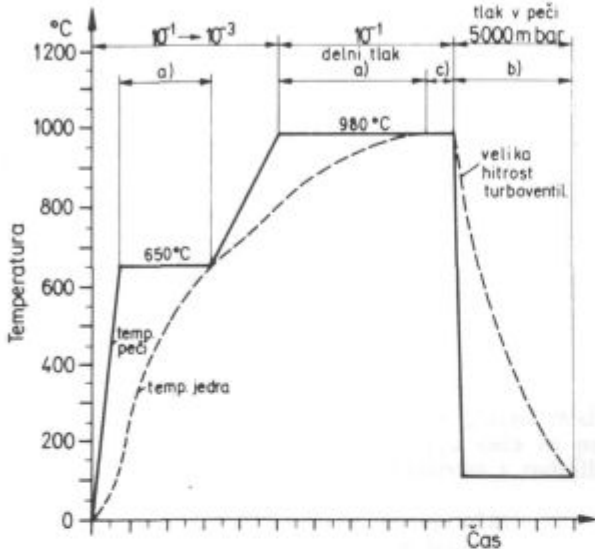
V tej skupini jekel, ki se uporabljajo za utope, orodja za tlačno litje, orodja za vlečne matrice itd., se v praksi že uspešno kalijo v vakuumskih pečeh tudi orodja z večjimi masami. Pri zračno kaljivih jeklih npr. X37CrMoV51 in X45NiCrMo4 (DIN) skrajšamo čas ciklusa s kaljenjem pod visokim tlakom plina za 10–20 % v primerjavi s plinskim kaljenjem pod tlakom 1 bara. Končno je potrebno omeniti toplotno obdelavo iztiskovalnih matric iz jekla Č. 5742. Primer: tri orodja velikosti 247 × 268 × 400 mm in teže 225 kg so bila skupaj zložena v 390 kg vložku. Vložek je bil kaljen z  $890^\circ\text{C}$  v dušiku pod tlakom 5 barov absolutno. Po dvojnem popuščanju na temperaturi  $530^\circ\text{C}$  je bila dosežena natezna trdnost  $1500\text{ N/mm}^2$  (ustreza 46 do 47 HRC). Analiza strukture jedra z optičnim mikroskopom ni pokazala vidnega bainita.

Razen za izdelavo orodij pa se vse pogosteje uporabljajo ta jekla kot konstrukcijska jekla za izdelavo delov plinskih turbin, ki jih praviloma kalimo v vakuumu, ker je to najenostavnejši način, da pri teh zelo zahtev-

nih in obremenjenih delih dosežemo vrhunsko kvaliteto površine brez oksidacije in razogljčenja.

Značilni diagram kaljenja jekla za delo v vročem Č. 4753 v VTC peči je podan na sliki 8.

Vložek po kaljenju takoj popuščamo. Dele kompliciranih oblik, ki so nagnjeni k pokanju, kalimo do največ 80°C v jedru, takoj zatem sledi žarjenje za odpravo napetosti in nato popuščanje.



Slika 8

Značilni diagram kaljenja jekla za delo v vročem Č.4753 v vakuumski peči VTC

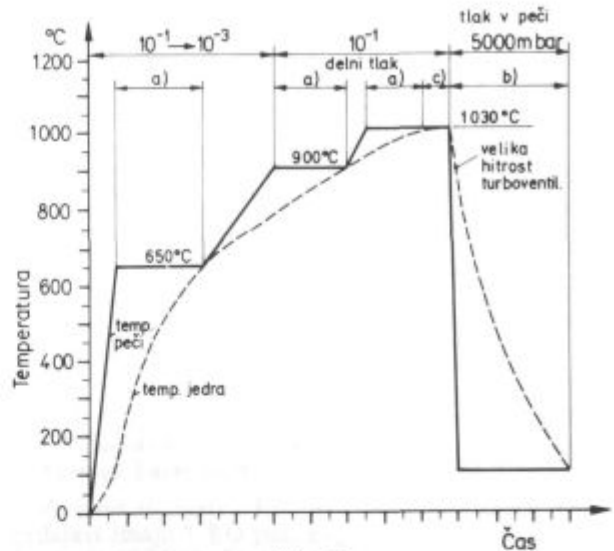
### c) Orodna jekla za delo v hladnem

V pečeh vrste VTC lahko uspešno kalimo tudi različna orodja za delo v hladnem, izdelana iz visokoogljčnega jekla z 12% Cr. Za primer navajamo toplotno obdelavo v peči VTC 324-R, in sicer 150 kg gravur z merami 135 × 37 × 37 mm, izdelanih iz jekla Č. 4850:

Pri kaljenju z dušikom pod tlakom 5 barov abs., je bilo jedro orodij ohlajeno od 1020°C do 500°C v 4 min., zatem pa v 15. min. do 80°C. Dosežena trdota na površini je bila od 63–64 HRC, celoten cikel toplotne obdelave pa je trajal 4,2 ure. Dimenzijske spremembe dolžine so bile približno 0,01 mm in 0,02 mm v ostalih dveh smereh. Pri rezilih, rezilnih nožih, obrezilnih orodjih in orodjih za stiskanje, izdelanih iz jekla Č. 4150, dosežemo s pomočjo visokotlačnega plinskega kaljenja trdoto na površini med 64 in 65 HRC. Obročasta merila z do 30 mm debelo steno, izdelana iz jekla Č. 3840, kalimo na 62–64 HRC ob odlični dimenzijski stabilnosti.

Značilni diagram kaljenja orodnega jekla Č. 4150 za delo v hladnem v VTC peči je podan na sliki 9.

Popuščanje izvedemo takoj po kaljenju. Izdelke kompliciranih oblik, ki so nagnjeni k pokanju, kalimo do največ 80°C v jedru, takoj zatem sledi napetostno popuščanje in nato popuščanje.



Slika 9

Značilni diagram kaljenja jekla za delo v hladnem Č.4150 v vakuumski peči VTC

### D. ZAKLJUČEK

Toplotna obdelava v vakuumski peči vrste VTC 324-R, katere poizkusno obratovanje je predvideno v letu 1987, bo zaradi svoje konstrukcije, še posebej pa zaradi učinkovitega in enakomernega plinskega hlajenja pod visokim tlakom, omogočila razširitev uporabe vakuumskih peči na vse postopke toplotne obdelave za širok asortiman orodnih jekel.

Postopki toplotne obdelave se v splošnem izvajajo pri temperaturah, na katerih prihaja do reakcije med površino obdelovancev in okoliško atmosfero. Te reakcije povzročajo neželjene spremembe tehnoloških lastnosti izdelkov, znižujejo kvaliteto oziroma povišujejo stroške proizvodnje zaradi dodatne obdelave. Osnovna prednost pri uporabi vakuumskih peči je v tem, da so parcialni tlaki posameznih sestavnih delov atmosfere v peči, kot so to O<sub>2</sub>, H<sub>2</sub>, N<sub>2</sub>, H<sub>2</sub>O, CO<sub>2</sub>, lahko zmanjšani na nekoliko v. p. p. m. V tako razredčeni atmosferi ne pride do reakcij med površino delov in okoliškim medijem.

Usmeritev MI na področju toplotne obdelave in storitev, ki jih bomo lahko nudili v obliki raziskav, razvoja, inženjeringa, tehnične pomoči in pilotne proizvodnje, predstavljajo med drugim tudi kvalitetnejši in racionalnejši stik z uporabniki jekel, ki bodo po tej poti dobivali najboljše informacije za razvoj novih proizvodov in uporabo jekel na osnovi poznavanja njihovih lastnosti.

### Literatura

1. Harry E. Chandler: Metal Progres, 1984, September, 59.
2. Instruction Manual VTC 324-R IPSEN ON, 44.139.
3. ED R. Byrnes: Heat treating in vacuum furnaces and auxiliary equipment; Metals Handbook, Ninth edition, Volume 4, 307.
4. J. W. Bouwman: Ipsens Technical Reports, Industrial Heat-Treating, No. 59/E.
5. F. Černe, B. Liščić: Metal Biro 1979; Toplinska obrada metala u vakuumu 7.2, 43.



# Druga evropska konferenca o elektrojeklarstvu Firence Italija, 29. september—2. oktober 1986

J. Arh

Konferenco je organiziralo Associazione Italiana di Metallurgia (AIM) — Milano s podporo še 12 drugih institucij in združenj zahodne Evrope.

Zaradi izredno velikega števila prijavljenih predavanj — 104, na 1. konferenci l. 1983 le 44, so program delili na dva dela.

V prvem delu je bilo 45 predavanj s pretežno proizvodno problematiko. Le-to so avtorji predstavili avditoriju ustno v petih sekcijah. Ostalih 59 predavanj se je zvrstilo v treh dneh v poster sekciji.

Prvi dan dopoldne so bila na sporedu tri uvodna predavanja, in sicer:

- O surovinah za proizvodnjo jekla
- Razmere na področju energije
- Razvoj tehnologije za proizvodnjo jekla

V nadaljevanju bom poskušal podati glavne misli najbolj pomembnih predavanj iz prvega dela in pa splošen zaključek v razvoju elektrojeklarstva v zadnjih treh letih med obema kongresoma.

Svetovna gospodarska kriza, ki je najmočnejše prizadela jeklarstvo, je prisilila jeklarje k zmanjševanju kapacitet, povzročila pa je tudi pravo revolucijo v tehnološkem razvoju proizvodnje elektrojekla.

Druga evropska konferenca je pokazala, da klasične tehnologije z dvožilnim procesom ni več. Tudi peči z normalno močjo ne gradi nihče več. Specifična moč današnjih UHP peči znaša od 600 do 1000 kVA/t kapacitete peči.

Kontinuirano vlivanje s svojim enournim ritmom in strogimi zahtevami po natančni livni temperaturi je imelo močan vpliv na razvoj tehnologije proizvodnje jekla.

Danes prevladujejo različni dupleks postopki. EO peč je le talilni agregat. Potem ko je jeklo raztaljeno, odstranimo le še fosfor in z oksidacijo znižamo ogljik do željene meje ter šaržo ogrejemo. Pravo revolucijo je povzročil razvoj ekscentričnega preboda, ki so ga prvič uvedli v danski železarni DDS v začetku leta 1983. S tem ko je bilo omogočeno enostavno ločenje jekla in žindre, se tudi začel hiter razvoj sekundarne metalurgije.

Na sekundarni strani so zelo različne naprave oziroma postopki. Najenostavnejša je obdelava z različnimi sintetičnimi žlindrami in CaSi — TN in podobnimi postopki. Vendar ta način stagnira. Močno se uveljavlja ponovna peč. S tem se razbremenuje EO peč visokih prebodnih temperatur, prilagajanje kontilivnim napravam je izvrstno, zanesljivost vlivanja velika, kvaliteta jekla je odlična.

Potem so še razni vakuumski postopki, odvisno pač od zahtev VD, VOD, VAD in kombinacije le-teh. Ker so za VD postopek (desoksidacija in degasacija v vakuumu) potrebne visoke prebodne temperature, okrog 1750° do 1780°C, VD napravam vse pogosteje prigrājujejo ponovne peči.

Z vsemi temi postopki se da dosegati zelo majhne vsebnosti žvepla. Za modifikacijo nekovinskih vključkov so potrebne le še majhne količine CaSi, ki ga uvajajo v talino v obliki oplasčene žice.

Uveljavlja se koncept jeklarne z eno pečjo. Tam, kjer so imeli dve peči, so eno predelali v ponovno peč, drugi pa povečali moč v UHP ali super UHP območje. Take jeklarne dosegajo največje storilnosti.

**K. D Unger in sodelavci: modernizacija in povečanje produktivnosti 80 t EO peči za oskrbo AOD konvertorja pri Thyssen Edelmetallwerke Krefeld**

Prvotno so imeli 2 EO peči, moči 30—36 MVA. Po predelavi imajo 1 EO peč, kapacitete 85 t tekočega jekla, moči 60 MVA. Stene peči so iz cevnih elementov, hlajenje z vročo vodo 210°C, 16 bar, enako tudi obok. Trajanje šarže 1,95 ure. 20 % dovedene električne energije se vrača z izkoriščanjem vroče vode. Porabo elektrod so zmanjšali za 30 %, ognjestalnih materialov pa za 57 %. Peč so ogradili z ohišjem zaradi zmanjšanja ropota in lažjega odsesavanja dima. Kapaciteta odsesavanja znaša 350.000 Nm<sup>3</sup>/h. Celotna predelava je trajala 3,75 meseca. S pečjo oskrbujejo AOD konvertor. 80 % jekla vlijejo na kombinirani Slab-blum kontilivni napravi. Mesečna kapaciteta je 30.000 t.

**M. Beirer: Razvoj 80 t EO peči; v 10 let stari mini železarni (Societe des Acieries de Montereau — Francija)**

Mini železarna je začela obratovati l. 1975 s projektirano letno kapaciteto 180.000 t gredic. Premer peči 5,8 m, trafo 35/42 MVA, en štirižilni kontiliv. Jeklarne omogoča danes proizvodnjo 430.000 t gredic. V tem času so uvedli oziroma dogradili:

- 1977/1979: vodnohlajene stene in obok;
- 1980/1981: nov pečni transformator 80 MVA, ki pa dela pri 50 MVA;
- 1983: gorilec pri prednjih vratih — sekvenčno vlivanje;
- 1984: nov 6-žilni kontiliv.

Povečanje proizvodnje in storilnosti pričakujejo še z — dograditvijo ekscentričnega preboda in ponovne peči,

- napravami za predgrevanje starega železa s pečnimi plini,
- vpihavanjem plinov in »fluidov« bo še dalje skrajšalo čas taljenja.

**A. Al — Sulaim, H. Jung, T. Levring: Jeklarne Saudi Iron and Steel Company — zagon in obratovanje, Al — Jubail, Saudska Arabija**

Saudi Iron and Steel Company je prva integrirana železarna, zgrajena v Saudski Arabiji. Sestoji iz 2 × 400 Midrex modulov, ki trenutno proizvajata 1 milij. ton železove gobe.

3 × 120 t Voest Alpine Krupp EO peči, 3 × 6 žilni kontiliv z ravno kokilo za gredice in valjarne za žico in palice.

Začetek obratovanja železarne je decembra 1982. Aprila 1984 so dosegli 850.000 t gredic letno. Leta 1985 so proizvedli 1,1 milij. ton gredic, računajo pa z 1,5 milij. ton v letu 1990. V nadaljnjem so v tekstu in v diagramih prikazana zmanjšanja vseh vrst porab v treh letih obratovanja.



V letu 1986 so prešli na sistem dvopečnega obratovanja. Glede na najnovejši razvoj v zadnjih treh letih bodo peči opremljeni z ekscentričnim prebodom in vsaki peči dogradili ponovno peč.

**B. Strohmeier, W. Peters: Obratovanje velikih UHP — EO peči na osnovi železove gobe, dobljene po SL/RN procesu (premog kot reducent) v železarni ISCOR, Vanderbijlpark — Južna Afrika**

ISCOR proizvaja v Vanderbijlparku 5 milij. ton jekla v SM pečeh, LD konvertorjih in EO pečeh. Imajo tri 155 t UHP — EO peči in tri 160 t LD konvertorje. Proizvajajo v glavnem ploščate produkte. Zaradi potrebne majhne vsebnosti oligoelementov potrebujejo čist vložek. Tem zahtevam ustreza železova goba. V obratovanju je največja naprava za redukcijo železove gobe s trdnim reducentom na svetu, s kapaciteto 720.000 t letno. Ena peč že ima ekscentrični prebod, drugi dve bodo predelali v letu 1987. Peči so opremljene z 80/96 MVA transformatorji (maksimalna moč 70 MW), ki omogočajo obratovanje z daljšim obločnim plamenom in manjšim tokom, s ciljem zmanjšati porabo elektrod. Delo z železovo gobo daje velike količine žlindre, ki jo odvažajo tekočo v 30 m<sup>3</sup> banjah s cestnimi vozili. Vsi dodatki v ponovco se dozirajo avtomatično. Peči so opremljene z oxy — fuel gorilci, pri čemer je gorivo premogov ter. Posebnost SL/RN procesa je železova goba z majhno vsebnostjo C do 0,1 %. Ogljik je zato treba dodajati med taljenjem. Vložek tvorijo v glavnem težki odpadki valjarn in svinje (1 sama košara), 20—35 % pa je železove gobe, ki jo dodajajo kontinuirno v že vročo talino. Prednost železove gobe je predvsem v tem, da znižuje vsebnost oligoelementov in da v času taljenja povzroča močno kuhanje taline, pri čemer se zaščitijo stene pred električnim oblokom. Vsebnost N pa je nižja (40—60 ppm). Pri peči z ekscentričnim prebodom so vse vrednosti pod 50 ppm. Jekla z majhno vsebnostjo N in C odlijejo polpomirjeno ali nepomirjeno in obdelajo na RH napravi. VAD naprava služi predvsem za ogrevanje jekla v ponovci.

Pripravek je zanimiv zlasti za tiste, ki za vložek uporabljajo tudi železovo gobo.

**R. Lopez Mayorga: Nove izkušnje in obratovalni podatki jeklarne Acindar — Argentina**

Prikazan je zanimiv primer posodobitve dveh jeklarn, glede na današnje stanje razvoja. Prva jeklarne proizvaja 170.000 t od malo do visokolegiranih jekel, druga pa 1 milij. ton ogljikovih in malolegiranih jekel. Vložek v drugi jeklarni je 65 % železova goba (Midrex) in 35 % staro železo.

**Jeklarne 1** Proizvodnjo so od prvotnih 4 peči koncentrirali v eni peči 50 t kapacitete in s 45/65 MVA transformatorjem. Električno opremo te peči pa so porabili za ponovno peč — trafo 18 MVA. Prebod brez žlindre pa zagotavljajo z nizkoležečim (potopljenim) prebodom. V naslednjih letih bodo postavili tudi VOD/VD napravo.

**Jeklarne 2** je nova, zgrajena 1978, imajo tri peči 110 t, 65/73 MVA transformatorji in 65—70 % železove gobe v vložku. Sedaj obratujeta 2 peči, predelani na ekscentrični prebod v sklopu z eno ponovno pečjo. Čas obdelave v ponovni peči (28 MVA) je 32 minut, od tega traja ogrevanje 18 minut.

**L. S. Gonano, Babcock Wilcox ZDA: Nov koncept jeklarne za proizvodnjo visoko kvalitetnih jekel.**

V letu 1984 je začela obratovati jeklarne za proizvodnjo visoko kvalitetnih jekel z visoko storilnostjo in

nizkimi proizvodnimi stroški. Osnova jeklarne je kontinuirno za blume za vlivanje ogljikovih in z Al pomirjenih jekel s tako površino blumov, da čiščenje ne bi bilo potrebno. Končni izdelki so hladno vlečene palice, cevi za naftno industrijo, odkovki, toplotno obdelane palice. Zahtevano je sekvenčno vlivanje in tap-tap čas 80 minut. V ta namen so postavili 80 t UHP — OE peč, firme Krupp, s 67 MVA transformatorjem in tremi oxy-gas gorilci. Ponovna peč firme Stein-Heurtey ima 12 MVA transformator (VAD). Ponovce so do žilindrne cone obzidane z aluminatno opeko, žilindrna cona je 96 % MgO. Ponovna peč je opremljena tudi z napravo za vpihavanje prašnatih materialov, firme Clesid, in avtomatično pripravo za merjenje temperature in jemanje vzorcev.

Tehnologija v peči je enaka za vse vrste jekel, tako tiste z 0,08 % C kot tudi z 1 % C. Zakladajo z dvema košarama. V prvi je 2/3, v drugi 1/3 vložka. Oxy-gas gorilci delajo 12 min pri prvi košari in 8 minut pri drugi košari. Kisik pihajo v času taljenja in pregrevanja taline, da dosežejo 0,06 do 0,08 % C pri prebodu. Apno in ogljik dodajajo skozi peto odprtino na tvorbo peneče žlindre. Prebodna temperatura je enaka za vse vrste jekel (1675 °C). Jeklo odlijejo nepomirjeno v ponovco za prelihanje. Al dodajajo le za delno pomirjenje. V drugo ponovco dajo na dno vse legure do spodnje analize meje, apno in jedavec. Premer izlivka za prelihanje je 100 mm. Ves čas mešajo z argonom skozi porozni kamen v steni. Šaržo nato ogrejejo v ponovni peči (VAD) pri znižanem tlaku 500 mbar, končno legirajo in nazadnje še vpihajo 0,70 kg CaSi/tono. Normalni čas obdelave v VAD znaša 45 do 80 minut, odvisno od kontiliva.

Naprave in tehnologija so enake kot v železarni Ravne (isti dobavitelj).

**F. D. Winter, Brymbo Steel Works: Vpliv sekundarne rafinacije jekla na proizvodnjo in kvaliteto gredic za odkovke.**

Brymbo Steel Works je stara železarna s 100-letno tradicijo. Glavni odjemalec je avtomobilska industrija s strogi zahtevami glede:

- čistoče jekla z omejeno velikostjo in številom nekovinskih vključkov (visoka žilavost),
- homogenosti taline zaradi zmanjšanja makrosegacij,
- površinskih napak (majhna vsebnost kisika),
- kontrole vodika, notranje homogenosti
- optimalne obdelovalnosti tako pri jeklih z višjim S, modificiranih s Ca, in pri jeklih, legiranih s svincem,
- natančnega zadevanja analize, mehanskih lastnosti in sposobnosti za toplotno obdelavo. Proizvodnjo prej štirih 70 t EO peči, 12,5 MVA so zreducirali na eno 100 t UHP peč, ki proizvaja 325.000 t gredic, s transformatorjem 53/65 MVA in štirimi oxy-fuel gorilci, od katerih vsak daje 2.8 MW. Najboljši dosežki so: 23 šarž na dan.

Tap-tap čas 40 minut, 10.383 t jekla/teden. Na sekundarni strani imajo:

- ponovno peč z napravo za uvajanje Al žice, Ca-Si žice, žice s FeB,
- napravo za legiranje Pb med prelihanjem,
- Scandinavian Lancers napravo za uvajanje prašnatih materialov,
- VAD napravo,
- D. C. ponovno peč z avtomatičnim sistemom za legiranje (prva te vrste na svetu), razvili so jo skupaj z Mannesman Demag Hüttentechnik, Duisburg.

Sekundarna obdelava jekla je pogoj za zadovoljevanje potreb kovaške industrije (za proizvodnjo avtomobilov).

D. C. ponovna peč predstavlja novost v svetu, ima le eno grafitno elektrodo in jekleno elektrodo 200 mm kv. Moč 12,5 MVA. Ta čas je v testiranju.

A. Trupiaço A. F. L Falck Milano: **Proizvodnja 70 t EO peči, razvoj in proizvodni rezultati v letih 1982 do 1986.**

Pri Falck-u so imeli do leta 1981 4 x 65 t EO peči, ki so dajale letno 400.000 t jekla za ploščate proizvode. Te štiri peči so nadomestili z eno 70 t UHP pečjo s 74 MVA transformatorjem, ki ima letno zmogljivost 250.000 ton. Postavili so tudi VAD napravo za 70 in 140 t, ker imajo še 140 t peč. V predavanju je podan zelo širok opis nove 70 t peči s številnimi tabelarnimi podatki in risbami.

M. Ottaiano Dalmine: **Elektrojeklarna za proizvodnjo brezšivnih cevi, razvoj in proizvodni rezultati.**

Od 5 EO peči vl. 1982 obratujeta še dve z 90 t in 40 t kapacitete in skupno letno proizvodnjo 480.000 t. 90 t peč ima 60 MVA transformator, odliva 90 t jekla in proizvaja letno 340.000 t jekla. Peč oskrbuje 4-žilni kontiliv za blume od 220 do 320 mm kv. Vsaka peč dela v sklopu s ponovno pečjo. Peči delata s penečo žilindro, kar omogoča delovanje z maksimalno močjo. Za končno obdelavo vpihujejo CaSi v količino 0,4 do 0,6 kg/t.

P. Masucci in sodelavci Nuova Italsider Genova: **Elektrojeklarna, ki proizvaja visoko kvalitetno jeklo za vlivanje posebnih bram pod pritiskom.**

Posebnost te jeklarne s kvalitetnim programom je vlivanje slabov 150 do 400 mm debeline, 1900 do 2300 mm širine in 800 do 10.000 mm dolžine, od 28 do 73 t teže pod pritiskom. Kokile so obložene z grafitnimi ploščami.

Kvalitetni program:

- pločevina za off-shore platforme,
- pločevina za nuklearke,
- pločevina za kriogene namene,
- pločevina za balistične namene (vojska),
- pločevina odporna proti obrabi.

Za ta kvalitetni program imajo naslednjo opremo:

- EO peč 140 t UHP, transformator 60 MVA t 20 %.
- DH naprava za degazacijo jekla;
- ponovna peč z 22 MVA transformatorjem in histrostro ogrevanja 3°C/mm.

Kvalitetni kazalniki:

- Žveplo minimum 10—20 ppm.
- Fosfor 0,010 %
- H<sub>2</sub> 2 ppm.

Ponovna peč omogoča povečanje storilnosti EO peči, uporablja pa odvečno jeklo od vlivanja (visok izkoristek).

G. Garzena in soavtorji Aosta Italija: **Mini jeklarne za proizvodnjo specialnih jekel v Aosti.**

Od septembra 1984 je v obratovanju nova mini jeklarne za proizvodnjo malo in visoko legiranih specialnih jekel (nerjavnih). Predstavljajo jo EO peč 18 t/8,6 MVA in ASEA-SKF naprava za sekundarno obdelavo jekla, vse v eni liniji. Stojišče za degazacijo omogoča VOD obdelavo nerjavnih jekel. Stojišče za ogrevanje ima transformator 4,5 MVA in omogoča ogrevanje 75°C/min (20 t). Tretje stojišče pa je namenjeno za obdelavo jekla z vpihovanjem CaSi ali z uvajanjem CaSi

žice s posebno napravo.

Proizvajajo: brzorezna in ledeburitna orodna jekla, nerjavna in ventilska jekla, Fe-Ni superzlitine, konstrukcijska in orodna jekla z visoko čistočo.

Še nekaj podatkov za nerjavna jekla (žica):

zahteva	C < 0,020 %
po VOD	C = 0,013 %
v gredicah	C = 0,015 % srednja vrednost
43,7 % šarž ima	C < 0,010 %
najnižji doseženi	C = 0,0023 %

K. H. Klein in sodelavci: **Proizvodnja jekla z visoko storilnostjo v Badische Stahlwerke AG Kehl ZRN**

Uporabili so izraz: Ultrahigh-Efficiency Steelmaking (UHES), kar pomeni največje možno izkoriščanje najbolj sodobnih naprav in tehnologije za ekonomično proizvodnjo jekla v EO peči. Ta jeklarne spada danes med tiste z največjo storilnostjo na svetu.

Jeklo proizvajajo na dveh enakih in neodvisno druga od druge delujočih linijah. Imajo:

- dve napravi za predgrevanje starega železa s pečnimi plini,
- dve 60 t UHP električni obločni peči s 40/48 MVA transformatorji,
- dve ponovni peči (10/12 MVA),
- dva 4-žilna kontiliva za gredice.

Obe peči sta opremljeni z najsodobnejšo opremo, kot so vodnohlajene stene in obok, ekscentrični prebod, manipulatorji za O<sub>2</sub> kopja, oxy-fuel gorilci. Oprema in proces so avtomatično kontrolirani z mikroročunalniki. Obstoječe transformatorje bodo zamenjali z novimi, moči 60 MVA. Letna proizvodnja vsake linije znaša 400.000 t pri 6700 proizvodnih ur na leto.

Posebno prozornost posevajo vzgoji kadrov, to je šolanju mladih delavcev in obnavljanju znanja proizvodnih delavcev. Menijo, da je 80 % uspeha odvisno od ljudi. Gredice zakladajo v peč še vroče. Skupni čas od začetka nakladanja starega železa do izvaljane žice znaša 230 minut.

D. Ameling in sodelavci Thyssen Niederrhein AG Oberhausen: **Obratovalni rezultati EO peči z visoko storilnostjo po predelavi na ekscentrični prebod in računalniško kontrolo**

Jeklarne je začela obratovati l. 1979 z dvema 120 t UHP pečema in TN napravo za sekundarno obdelavo jekla.

Tehnološki razvoj od 1979 do 1986 je privedel do tega, da z enopečnim obratovanjem naredijo sedaj 60.000 t gredic na mesec. Peč je hlajena z vročo vodo 200°C, tlak 13—21 bar. Z vročo vodo dobijo nazaj 40 kWh/t energije. Ekscentrični prebod omogoča prebod brez žilindre, kar je potrebno za sekundarno obdelavo na TN napravi. S tem so lahko povečali površino hlajene stene od 60 na 80 %.

Vzdržnost obzidave nad talino in hlajenim delom so povečali z:

- rabo dolomitiziranega apna,
- z vpihovanjem drobnozrnatega apna skozi obok na vroča mesta,
- s prehodom na delo s penečo žilindro. Za tvorbo peneče žilindre vpihavajo skozi pečna vratica 2,5 kg mletega premoga/t na mejo nad jeklom in žilindro. Peneča žilindra, ki popolnoma pokriva obločni plamen, omogoča zmanjšanje porabe električne energije za 10—30 kWh/t.

Konec leta 1986 je začela obratovati tudi ponovna peč. Ker je tvorba peneče žilindre za optimalno obratovanje UHP peči posebno pomembna, so uvedli poseben

mikroročunalniški način za opazovanje takega načina dela s kontrolo električnih veličin.

**Takashi Itok in sodelavci, AICHI Steel Works Ca. LTD: Novi procesi in nova tehnologija izdelave jekla v EO peči**

AICHI proizvaja v glavnem malolegirana jekla za cementacijo in poboljšanje za avtomobilsko industrijo. Boljša kvaliteta specialnih jekel je precej prispevala k zmanjšanju teže avtomobilskih delov in k poenostavitvi izdelave le-teh. Na Japonskem izdelujejo specialna jekla v glavnem v EO pečeh, zato si že dolgo prizadevajo razviti procese, kjer s sekundarno rafinacijo lahko zadovoljujejo zahteve kupcev po integralni kvaliteti jekla, po zmanjšanju proizvodnih stroškov s povečano storilnostjo. Od množice sekundarnih procesov jih je večina dobrih, imajo pa tudi pomanjkljivosti. Za svoj program so izbrali tiste, za katere menijo, da najbolj ustrezajo njihovim zahtevam. Po vrstnem redu so v eni liniji: predgrevanje starega železa, 80 t UHP — EO peč, posnemanje žilindre z vakuumsko črpalko, ponovna peč, RH naprava za degazacijo jekla in kontiliv za blume.

Kvaliteta jekla za avtomobilsko industrijo sloni na čistoči in homogenosti. Glavni cilj rafinacije jekla je zmanjšati količino nekovinskih vključkov, natančno zadeti kemično sestavo in temperaturo. Tap-tap čas mora biti zaradi kontinuiranega livanja 70 do 80 minut.

Vsebnost kisika v jeklu je odvisna od vsebnosti kisika v žilindri. Ugotovili so, da mora biti vsebnost Fe v žilindri v času rafinacije v ponovni peči in degazacije v RH napravi pod 0,5 %, če naj dosežajo v tekočem jeklu pod 10 ppm.

Za doseganje nizke vsebnosti žvepla je potrebno povečati energijo mešanja. Zaradi tega imajo v ponovni peči dva argonska kamna.

Pri jeklih z izboljšano obdelovalnostjo z vsebnostjo S od 0,020 do 0,090 % dodajajo žveplo med RH obdelavo.

#### Taljenje s plazmo

Dve predavanji sta obravnavali taljenje s plazmo, in sicer:

**K. H. Heinen — Krupp Stahl AG. Siegen**

**H. G. Kunze — Krupp Industrietechnik**

**D. Neuschütz — Krupp Forschungsinstitut Essen**

**Stanje razvoja trifazne plazme tehnologije in postavitve 20 MVA plazma peči pri Krupp**

**F. Müller — Berlin**

**G. Scharf, L. Stephan — VEB Edelstahlwerk 8 Mai 1945 Freital**

**Obratovalne izkušnje s plazma pečjo pri taljenju posebnih zlitin in možnosti za nadaljnjo uporabo**

#### Taljenje z enosmernim tokom.

**N. Essmann — MAN Gutehofnungshütte, Werk Sterkrade**

**D. Grünberg — Brown Boveri CIE, Mannheim, ZRN**

**Električna obločna peč na enosmerni tok, System UNARC — stanje razvoja in obratovalne izkušnje**

V zadnji peti sekciji so avtorji obravnavali 9 predavanj s področja ponovnih peči, in sicer obratovalne izkušnje, izboljšanje kvalitete, znižanje stroškov in podobno.

**J. Drüppel — MAN Gutehofnungshütte, Werk Sterkrade — ZRN**

**R. Pelikka — Outokumpu Oy, Tornio — Finska Aplikacija ponovne peči v elektrojeklarni**

Električna obločna peč je danes le še talilni agregat. Rafinacija jekla, nastanitev temperature držanja na temperaturi do livanja poteka v ponovni peči. Do tega je prišlo zaradi iskanja gospodarnih načinov izdelave jekla, potrebe po izboljšanju kvalitete in prilagajanja kontilivnim napravam.

Prispevek detajlno obravnava ponovno peč s konstrukcijskega stališča, električne opreme, problemov regulacije, koncepte postavitve.

Nazadnje so navedene še izkušnje iz železarn Outokumpu na Finskem.

**E. Schunk Mannesmann Demag Hüttentechnik J. Otto, H. J. Wörsdorfer Thyssen Edelstahlwerk Witten: Znižanje stroškov v elektrojeklarni ob uporabi procesnega računalnika in sekundarne metalurgije**

Avtomatizacija procesov v elektrojeklarni z uporabo sekundarne metalurgije znatno prispeva k optimizaciji stroškov. Pokazane so prednosti in nekateri primeri. Avtomatizacija procesov, npr. na Japonskem in v ZDA, je v jeklarnah ključnega pomena.

Proizvodnja vedno bolj kvalitetnih proizvodov, problemi z naraščanjem cen surovin energije in zaščite okolja se dajo gospodarno reševati le z računalniškimi sistemi.

Primer: Regresijska analiza kaže, da vplivata na vsebnost vodika pri VD postopku najmočnejše količina argona in čas trajanja v vakuumu pod 2 mbar.

**L. Tolnay in sodelavci železarna Lenin Miškolc Madžarska: Izboljšanje čistoče elektrojekla s kompleksno ponovno metalurgijo**

V železarni Miškolc proizvajajo v glavnem kvalitetna malolegirana jekla za avtomobilsko industrijo (za doma in za izvoz) in kovaške kvalitete. Zato imajo 80 t UHP peč s 36 MVA transformatorjem in Asea — SKF napravo z dvema stojiščema za ogrevanje in enim za degazacijo ter Scandinavian Lancers napravo za vpihovanje prašnatih materialov.

S temi napravami lahko zadostijo strogim kvalitnim zahtevam kupcev (avtomobilski industriji). Vendar pa v članku poudarjajo, da je za doseganje visoke čistoče potrebno začeti z metalurškim delom že na primarni strani (v EO peči — vpihavanje apna pred prebodom) in šele nato v ponovni peči ali, če je treba, tudi v vpihovanjem CaSi. V članku so podane multiregresijske enačbe za vsebnost P in S v končni analizi v odvisnosti od C, Mn in kemične sestave žilindre.

**K. Walden Hamburger Stahlwerke GmbH: Uporaba ponovne peči v jeklarni z visoko produktivnostjo v HSW Hamburg**

Železarna HSW je začela obratovati l. 1971 z dvema 85 t EO pečema in dvema 4-žilnima kontilivoma za gredice. Leta 1976 (ko je že prišlo do krize v jeklarstvu) so postavili še 100 t EO peč. Kapaciteta jeklarne je znašala 850.000 t gredic. Z ostrimi omejitvami proizvodnje v okviru EGS so popolnoma spremenili koncept jeklarne. Od 1982 dalje je v obratovanju le 120 t UHP peč s 75 MVA transformatorjem in ponovna peč (25 MVA) kot vmesni člen med EO pečjo in kontilivom, kar je bil prvi primer takšnega koncepta na svetu. Iz dveh 4-žilnih KL naprav so napravili eno 6-žilno. Storilnost je



klarne znaša danes s ponovčno pečjo 93 t/h (brez ponovne peči 67 t/h), kar ustreza letni proizvodnji preko 700.000 t gredic. Vložek je staro železo (1 do 3 košare) in železova goba, odvisno od kvaliteten zahtev (do 60 %). Taljenje pospešujejo z vpihovanjem kisika skozi kopje v steni in skozi vratica (22 Nm<sup>3</sup>/t). Z gorilcem plin/O<sub>2</sub> si pomagajo le pri zadnji košari, da očistijo prostor pri vratih. Na osnovi že pred popolno raztalitvijo vzetega vzorca vodijo oksidacijo tako, da sta pri doseženi prehodni temperaturi (1600° do 1630° pri RSt 37) C in P v predpisanih mejah.

Vse legure dodajajo v ponovco kontinuirano med prebodom (ekscentrični prebod), ki je brez žindre. Za pokrivno žindro dodajajo apno, dolomit in boksit v določenem razmerju, kar je odvisno od kvaliteten zahtev. Ponovco postavijo v voz in zapeljejo pod ponovčno peč.

Obdelava v ponovni peči traja od 40 do 50 minut, odvisno od vrste jekla in časa livanja na KL. Hitrost ogrevanja znaša od 1,3°C/min do 3°C/min pri 10 MW. Večja hitrost niti ni potrebna, ker je za temperaturno homogenizacijo ponovne obzidave potrebnih 30 minut. Ena sekvenca vliivanja znaša 12 ur.

Prednost ponovne peči je poleg povečane zanesljivosti livanja izboljšanje kvalitete do take stopnje, da je delež neustrezne kvalitete padel pod 0,5 %. Ta dosežek je bil odločilen pri odločitvi, da se gredice zakladajo direktno — vroče v ogrevne peči v valjarni.

#### L. Constanzi, G. Monti Terni Italija: Pregled ukrepov za racionalizacijo proizvodnje v jeklarni Terni

Opisane so pomembne izboljšave in napredek, ki so ga dosegli v jeklarni. Terni proizvaja nerjavno pločevino, dinamo pločevino, ogljikova jekla za gredice, jekla za kovaške bloke, jeklolitino. Imajo 3 EO peči 65, 100 in 180 t, zadnji dve z ekscentričnim prebodom, 140 t AOD konvertor in ASEA-SKF napravo. Proizvodnja nerjavnih jekel poteka v glavnem preko 140 t AOD konvertorja.

Na ASEA-SKF napravi lahko obdelujejo 65, 100 in 180 t težke šarže. Namenjena je za izdelavo jekel:

- za dinamo pločevino orientirano, superorientirano in neorientirano,
- nerjavnih jekel, ELC z nizkim ogljikom,
- za kovaške bloke.

Za vliivanje velikih kovaških blokov do 100 t so razvili svoj Electro Slag Topping postopek, imenovan TREST.

Skupaj z ASEA-SKF ponovno pečjo in AOD konvertorjem lahko vlivajo bloke, težke do 270 t.

Za vliivanje nerjavnih in dinamo jekel imajo dva vertikalna kontiliva in kontiliv za gredice 140 mm kv.

V poster sekciji je bilo predstavljenih 51 prispevkov od 59 prijavljenih. Vsebina le-teh je bila močno različna, tako da je ni mogoče opisati v nekaj stavkih, vendar pa so vsi povezani posredno ali neposredno z obratovanjem električne obločne peči.

Pretežno so imeli vsi prispevki raziskovalni značaj, npr. kako zmanjšati porabo elektrod, ognjestalnih materialov, nasploh, kako delati bolj gospodarno. Potem načrtovanje oziroma koncepti modernih elektrojeklarn, nove tehnologije, problemi merjenja in krmiljenja električnih veličin, razni matematični modeli in podobno.

V poster sekciji je imel vsak avtor na voljo 3 m<sup>2</sup> panoi, na katerem je s slikami in tekstom predstavil svoje delo. Vsaka poster sekcija, ki jih je bilo 5, je trajala eno dopoldne oziroma eno popoldne.

V poster sekciji smo tudi mi predstavili tri predavanja, in sicer: B. Koroušič, A. Rozman: **Aplikacija matematičnega modela računalniškega vodenja VOD postopka izdelave nerjavnih jekel in nikljevih zlitin.**

V. Prešeren, P. Bračun, A. Rozman: **Tehnološke možnosti mini železarn pri proizvodnji kvalitetnih in specialnih jekel.**

J. Arh, B. Koroušič, J. Triplat: **Proizvodnja dinamo jekla po VOD postopku v železarni Jesenice.**

#### POVZETEK

o razvoju elektrojeklarstva po prvem evropskem kongresu o elektrojeklarstvu l. 1983

Svetovna gospodarska kriza, ki jo je najmočneje občutila železarska industrija, je povzročila nesluten razmah elektrojeklarstva.

Vodilno geslo je proizvajati hitro, kvalitetno in gospodarno.

Merila so torej storilnost, kvaliteta in stroški.

Kontinuirno vliivanje je začetek in osnova vsega zniževanja stroškov.

Prilaganje kontinuirnemu vliivanju je povzročilo hiter razvoj UHP peči. Pri tem so imeli vodilno vlogo Japonci. V ZRN je prvi prevzel japonsko tehnologijo Krupp-Geisweid, pa tudi BSW Kehl z danes največjo storilnostjo na svetu.

Vedno strožje kvalitete zahteve porabnikov, kakor tudi specifičnosti kontinuirnega livanja kot mašenja izlivo, nujnost homogene porazdelitve temperature v ponovci in predvsem natančne nastavitve temperature ter potreba po znižanju visokih prehodnih temperatur je privedlo do razvoja ekscentričnega preboda, ki omogoča ločenje žindre od jekla na najcenejši način ter do uvedbe ponovnih peči za sekundarno obdelavo jekla pri enostavnih, kot tudi pri kvalitetnih proizvodnih programih.

Za proizvodnjo kvalitetnih legiranih in visokolegiranih jekel se precej na široko uvajajo vakuumski postopki z ogrevanjem in brez njega, od najstarejših DH, RH, VD, do VOD, VAD, ASEA-SKF in še katerimi posebnimi postopki.

Vpihovanje CaSi in drugih prašnatih materialov z TN in sorodnimi napravami je v sekundarni metalurgiji staro že dobro desetletje.

Najnovejša tehnika so naprave za »streljanje« Al in CaSi žice ter z drugimi prašnatimi materiali polnjenih žic, med temi tudi z žveplom in svincom.

Nova pri UHP pečeh je tehnologija taljenja in ogrevanja z visoko napetostjo pri peneci žindri, tako da je obločni plamen zaščiten z žindro, obremenitev sten manjša, izkoristek toplote pa večji.

Ves ta razvoj, ki ni star niti 10 let, je pripeljal jeklarstvo industrijo do tako visoke tehnološke stopnje, da jo upravičeno postavljamo ob bok drugim visokim oziroma modernim tehnologijam.



# IN MEMORIAM

Dipl. inž. Ernest MOČNIK

2. 1. 1917—5. 1. 1987

*Ko je ravno dopolnil sedemdeseto leto življenja, ga je premagala kruta in neozdravljiva bolezen. Prenehalo je biti plemenito srce diplomiranega inženirja Ernesta Močnika, učitelja, široko razgledanega strokovnjaka in prijatelja.*

*Rodil se je 2. januarja 1917 v Zenici, kjer je bil oče zaposlen kot rudarski inženir. Gimnazijo je obiskoval v Ptuju in končal v Ljubljani. Metalurgijo je študiral v Příbramu na Češkem.*

*Po okupaciji Češke se je vrnil v Ljubljano in se takoj zaposlil na Plavžu na Jesenicah kot praktikant. Študij metalurgije je končal na novoustanovljenem metalurškem oddelku Tehnične fakultete, univerze v Ljubljani leta 1941 kot njen prvi diplomant.*

*Že od maja 1941 je bil povezan s prvimi organizatorji osvobodilne fronte v Ljubljani, kjer je že na samem začetku sodeloval v propagandnih akcijah in akcijah za zbiranje orožja in opreme.*

*Aretacijam se je izognil tako, da je prišel na Jesenice, kjer je bil od l. 1942 do 1943 asistent v martinarni. Vrnil se je v Ljubljano in se zaposlil na Železnici. Spet se je vključil v delo OF.*

*Po osvoboditvi l. 1945 je stopil v službo na ministrstvu za industrijo in rudarstvo. Septembra istega leta je bil premeščen v Železarno Jesenice, kjer je delal na oddelku tehnične kontrole do jeseni 1947. leta, ko je bil po službeni dolžnosti postavljen za predstojnika metalurškega oddelka Tehnične srednje šole v Ljubljani. Svoje učiteljsko poslanstvo je z veliko gorečnostjo opravljal do leta 1954. Potem pa se začelja njegova izredno pestra in tudi težavna pot strokovnjaka in človeka. Najprej Litostroj — šef tehnične kontrole, nato Metalurški inštitut pa Zavod za varjenje. Bil je tudi ekspert jugoslovanskega registra brodova v Splitu. Zanjih dvajset let do upokojitve v l. 1986 pa je bil strokovni sodelavec Zavoda za raziskavo materiala in konstrukcij v Ljubljani.*

*Inž. Ernest Močnik je bil zadnjih dvajset let, ko je živel v KS Ljubo Šercer, ves čas ustvarjalno prisoten občan bežigradske občine, kjer je kljub krhkemu zdravju nenehno aktivno deloval v krajevni skupnosti, SZDL in samoupravnih interesnih skupnostih vse do svoje smrti.*

*Nam takratnim dijakom metalurškega oddelka tehnične srednje šole inž. Ernest Močnik ni bil le učitelj, bil nam je prijatelj in tovariš. Njegovo toplo in široko srce ni poznalo jeze, nikoli ni vzrožil, zato smo ga imeli radi in ga spoštovali. Med njim in nami je bila neka nevidna vez, ki je ostala do konca. Vedno je z velikim veseljem prišel na naše obletnice mature, še v zadnjem letu svojega življenja, ko je bil že zelo bolan.*

*Za to prijateljstvo, za vaš blagi nasmeh, za toplo besedo, smo vam dragi naš profesor globoko hvaležni.*

*Inž. Ernest Močnik je bil velika in humana osebnost, zato ga bomo ohranili v trajnem spominu.*

Joža ARH

v imenu druge generacije dijakov  
metalurškega oddelka TSS Ljubljana  
(1948 do 1951)

Odgovorni urednik: Jože Arh, dipl. inž. — Člani: dr. Jože Rodič, dipl. inž., Franc Mlakar, dipl. inž.,  
dr. Aleksander Kveder, dipl. inž., dr. Ferdo Grešovnik, prof. dr. Andrej Paulin,  
dr. Karel Kuzman, Jana Jamar, Darko Bradaškja, tehnični urednik, prof. Regina Razinger, lektor

Oproščeno plačilo prometnega davka na podlagi mnenja Izvršnega sveta SRS  
— sekretariat za informacije št. 421-1/172 od 23. 1. 1974

Naslov uredništva: SŽ Železarna Jesenice, 64270 Jesenice, C. železarjev 8,  
tel. št. 064/81-341, int. 2619 — Tisk: TK Gorenjski tisk, Kranj



# VSEBINA

<p>UDK: 669.162.263.25:669.046.562.2            ASM/SLA: D1b, D11n, C, 10—52            Metalurgija — železarstvo            G. Todorović, J. Lamut, B. Dobovišek, J. Kramer, J. Zapušek, B. Sedlar</p> <p><b>Naogljčenje železa med redukcijo in taljenjem plavžnega vsipa</b>            Železarski zbornik 21 (1987) 1 s 1—5</p> <p>V članku je obdelano naogljčenje grodlja v plavžih in elektro-redukcijskih pečeh ter vpliv posameznih faktorjev na vsebnost ogljika v grodlju. Vsebnost ogljika v grodlju zvišujejo mangan, krom, titan, vanadij in znižujejo žveplo, silicij in fosfor. Zaradi tega, ker vsebuje večji odstotek silicija in manjši odstotek mangana, je livarski grodelj manj naogljčen kot jeklarski. Naši poskusi so pokazali, da naogljčenje grodlja močno pada z naraščajočo vsebnostjo žvepla. Zato je predvsem važno, da se določi zgornja meja vsebnosti žvepla v grodlju, da bi se dobil ustrezeni odstotek ogljika v njem. To se lahko doseže z ustrežno bazičnostjo žlindre in temperaturo v talilniku plavža. Pri taljenju lahko reduktivnih sintrov in rud je vsebnost ogljika v grodlju bistveno večja kot pri težko reduktivnih.</p> <p style="text-align: right;">Avtorski izvleček</p>	<p>UDK: 669.187.26            ASM/SLA: D8n, D8p, D7a, D9S, 10—52            Metalurgija — Jeklarstvo — Ponovčna metalurgija            J. Arh, V. Prešeren</p> <p><b>Dosežki Železarne Jesenice na področju sekundarne obdelave jekla</b>            Železarski zbornik 21 (1987) 1 s 7—17</p> <p>S postavitvijo naprave za sekundarno obdelavo jekla v ponovci z vpihovanjem prašnatih materialov v letu 1982 in VOD naprave v letu 1984 so v Železarni Jesenice dane možnosti za izdelavo jekla v najvišji možni kakovosti. Predvsem se je povečal izbor tistih vrst jekel, kjer je zahtevana sposobnost robljenja ali izotropne mehanske lastnosti pri pločevini. Močno je narasla proizvodnja nerjavnega jekla raznih kvalitete ob bistveno manjših stroških in lažjem delu. Lahko izdelujemo dinamo jekla z vsebnostjo C pod 0,015 % kakor tudi nesilicirana jekla ali jekla pomirjena le s Si-Remag in Elmag za elektrotehnične namene. Vsebnost žvepla v jeklu se je zaradi teh postopkov bistveno znižala. Najnižje vrednosti, ki jih že dosežemo, so pri 0,001 % S.</p> <p style="text-align: right;">Avtorski izvleček</p>
<p>UDK: 669.14.018.292:539.4.011.23:539.4.015.1:621.785.85            ASM/SLA: Q23b, Q21b, AYb, 10—51            Metalurgija — fizika kovin            F. Vodopivec in M. Gabrovšek</p> <p><b>Meja plastičnosti konstrukcijskih jekel, fizikalno metalurške osnove</b>            Železarski zbornik 21 (1987) 1 s 19—28</p> <p>Opisan je vpliv količine perlita, utrditve s trdno raztopino, z zmanjšanjem velikosti zrn in z izločanjem na mejo plastičnosti in prehodno temperaturo krhki žilavi lom v konstrukcijskih jeklih. Razčlenjene so fenomenološke in morfološke značilnosti duktilnega in krhkega zloma jekla ter opisana anizotropija jekla zaradi vključkov, ki so plastični pri temperaturi valjanja. Meja plastičnosti 470 N/mm<sup>2</sup> normaliziranega mikrolegiranega jekla za debelo pločevino je razdeljena na posamične mehanizme utrditve ferita.</p> <p style="text-align: right;">Avtorski izvleček</p>	<p>UDK: 669.018.5:621.785.374:621.785.375            ASM/SLA: J23C, N2, N5h, N3m, AYb, 4—53            Metalurgija — silicijevo jeklo — rekristalizacija            F. Vodopivec, F. Marinšek, F. Grešovnik</p> <p><b>Rekristalizacija in rast zrn pri žarjenju hladno valjanega jekla z 0,03 % C, 1,8 % Si, 0,3 % Mn in 0,3 % Al</b>            Železarski zbornik 21 (1987) 1 s 29—37</p> <p>Prispevek obravnava nukleacijo rekristaliziranih zrn v deformiranem matriksu, morfologijo in kinetiko rasti zrn v rekristaliziranem matriksu, nadpovprečno hitro rast posamičnih zrn ter vsesplošno hitro rast zrn v razogljčenih delih jekla.</p> <p style="text-align: right;">Avtorski izvleček</p>
<p>UDK: 620.187:621.385.833.28            ASM/SLA: M21e, Nib            Metalografija — raster elektronska mikroskopija            H. Kaker</p> <p><b>Mikroanaliza faz v zlitini Nimonic 80 A s kombinacijo REM-EDS</b>            Železarski zbornik 21 (1987) 1 s 39—43</p> <p>S kombinacijo raster elektronskega mikroskopa in energijsko disperzijskega spektrometra smo izvršili mikroanalizo faz v nikljevi superzlitini Nimonic 80 A, ki se uporablja pri visokih temperaturah do 815°C. Mikroanaliza posameznih faz v preiskovani zlitini je pokazala, da so na mejah zrn locirani Cr karbidi in deloma Ti karbonitridi, ki pa se pretežno nahajajo v notranjosti zrn. V matrici zlitine je enakomerno porazdeljena faza <math>\gamma'</math> — Ni<sub>3</sub>(Al, Ti). Fazo <math>\gamma'</math> smo mikroanalizirali s pomočjo ogljikove ekstrakcijske replike faze <math>\gamma'</math> in z uporabo modela za kvantitativno mikroanalizo tankih filmov.</p> <p style="text-align: right;">Avtorski izvleček</p>	

# INHALT

UDK: 669.187.26  
 ASM/SLA: D8n, D8p, D7a, D9s, 10-52  
 Metallurgie — Stahlerzeugung — Pfannenmetallurgie  
 J. Arh, V. Prešern

**Errungenschaften des Hüttenwerkes Jesenice auf dem Gebiet der Sekundärbehandlung von Stahl**

Železarski zbornik 21 (1987) 1 S 7-17

Mit der Inbetriebnahme der Anlage für die Sekundärbehandlung von Stahl in der Pfanne durch das Einblasen von Pulverstoffen im Jahre 1982 und der VOD Anlage im Jahre 1984 sind im Hüttenwerk Jesenice die Möglichkeiten für die Erzeugung von Stahl höchster Güte gegeben. Die Auswahl der Stähle wo Abkantbarkeit oder isotropische mechanische Eigenschaften bei Blechen gewährleistet werden müssen hat sich vergrößert. Die Erzeugung von nichtrostenden Stählen verschiedener Qualitäten bei wesentlich niedrigen Produktionskosten und leichter Arbeit ist stark angestiegen. Dynamostähle mit einem Kohlenstoffgehalt von unter 0,015 %, wie auch Siliziumfreie Stähle und nur mit Silizium beruhigte Stähle wie Remag und Elmag für elektrotechnische Zwecke können erzeugt werden. Der durchschnittliche Schwefelgehalt im Stahl ist wegen dieser Verfahren wesentlich niedriger geworden. Die tiefsten Werte die schon erreicht werden liegen bei 0,001 % S.

Auszug des Autors

UDK: 669.162.263.25:669.046.562.2  
 ASM/SLA: D1b, D11n, C, 10-52  
 Metallurgie — Roheisengewinnung

G. Todorović, J. Lamut, B. Dobovišek, J. Kramer, J. Zapašek, B. Sedlar

**Aufkohlung von Eisen während der Reduktion und dem Schmelzen von Hochofenmöllern**

Železarski zbornik 21 (1987) 1 S 1-5

Im Artikel werden die Aufkohlung von Roheisen in Hochöfen und Elektroreduktionsöfen und der Einfluss einzelner Faktoren auf den Kohlenstoffgehalt im Roheisen behandelt. Den Kohlenstoffgehalt im Roheisen erhöhen Mangan, Chrom, Titan und Vanadin. Schwefel, Silizium und Phosphor erniedrigen den Kohlenstoffgehalt. Wegen des höheren Siliziumgehaltes und kleinerem Mangangehalt ist das Gusseisen weniger aufgekohlt als Stahlroheisen. Unsere Versuche zeigten, dass die Aufkohlung von Roheisen mit dem wachsenden Schwefelgehalt stark abfällt. Deshalb ist es vor allem wichtig die obere Grenze vom Schwefelgehalt zu bestimmen um einen entsprechenden Kohlenstoffgehalt zu gewährleisten. Das kann durch die entsprechende Schlackenbasisizität und die Temperatur im Hochofennest erreicht werden. Beim Schmelzen von leicht reduzierbaren Sinterern und Erzen ist der Kohlenstoffgehalt im Roheisen wesentlich höher als bei den schwer reduzierbaren.

Auszug des Autors

UDK: 669.018.5:621.785.374:621.785.375  
 ASM/SLA: J23C, N2, N5h, N3m, AYb, 4-53  
 Metallurgie — Dynamo Stahl — Rekristallisation  
 F. Vodopivec, F. Marjinek, F. Grešovnik

**Rekristallisation und Kornwachstum beim Glühen von kaltgewalztem Stahl mit 0,03 % C, 1,8 % Si, 0,3 % Mn und 0,3 % Al**

Železarski zbornik 21 (1987) 1 S 29-37

Im Beitrag wird die Keimbildung der rekristallisierten Körner in der verformten Grundmasse, die Morphologie und die Kinetik von Kornwachstum in der Grundmasse, das überdurchschnittlich schnelle Wachstum der einzelnen Körner und das allgemein schnelle Wachstum der Körner in den entkohlten Teilen von Stahl behandelt.

Auszug des Autors

UDK: 669.14.018.292:539.4.011.23:549.4.015.1:621.785.85  
 ASM/SLA: Q23b, Q21b, AYb, 10-51  
 Metallurgie — Metallphysik

F. Vodopivec, M. Gabrovšek

**Streckgrenze bei den Konstruktionsstählen, physikalisch metallurgische Grundlagen**

Železarski zbornik 21 (1987) 1 S 19-28

Der Einfluss der Perlitmenge, der Verfestigung durch die harte Lösung, der Verringerung der Korngröße und der Ausscheidung auf die Streckgrenze und die Übergangstemperatur spröder — Zäher Bruch in Konstruktionsstählen wird beschrieben. Die fenomenologischen und morphologischen Eigenheiten von duktilem und sprödem Bruch von Stahl, werden definiert. Die Anisotropie von Stahl verursacht durch die bei der Walztemperatur plastischen nichtmetallischen Einschlüsse wird beschrieben. Die Streckgrenze von 470 N/mm<sup>2</sup>, eines normalgeglühten, mikrolegierten Stahles für dicke Bleche wird auf die einzelnen Verfestigungsmechanismen von Ferrit zerteilt.

Auszug des Autors

UDK: 620.187:621.385.833.28  
 ASM/SLA: M21e, Nib  
 Metallographie — Rasterelektronenmikroskopie  
 H. Kaker

**Phasenmikroanalyse der Legierung Nimonic 80 A durch die Kombination REM-EDS**

Železarski zbornik 21 (1987) 1 S 39-43

Durch die Kombination von Rasterelektronenmikroskop (REM) und Energiedispersiven Röntgenanalyse (EDS) ist die Mikroanalyse der Phasen in einer Nickel Superlegierung Nimonic 80 A für die Anwendung bei hohen Temperaturen bis 815°C durchgeführt worden. Die Mikroanalyse der einzelnen Phasen in der untersuchten Legierung zeigte, dass an den Korngrenzen Cr Karbide und zum Teil auch Ti Karbonitride lokalisiert sind. Die Ti Karbonitride befinden sich sonst vorwiegend im Innern der Körner. In der Grundmasse der Legierung ist die  $\gamma'$  Phase — Ni<sub>3</sub>(Al, Ti) gleichmäßig verteilt. Die Zusammensetzung der  $\gamma'$  Phase ist durch die Anwendung von Kohlenstoffextraktionsabdruck und dem Modell für die quantitative, Analyse von dünnen Schichten bestimmt worden.

Auszug des Autors

# CONTENTS

UDK: 669.162.263.25:669.046.562.2

ASM/SLA: D1b, D11n, C, 10—52

Metallurgy — Ironmaking

G. Tođorović, J. Lamut, B. Dobovišek, J. Kramer, J. Zapušek, B. Sedlar

**Carburization of Iron during the Reduction and Smelting of the Blast-Furnace Burden**

Železarski zbornik 21 (1987) 1 P 1—5

The paper treats the carburization of pig iron in blast furnaces and electric reduction furnaces, and the influence of single parameters on the carbon content in the pig iron. Carbon content in pig iron is increased by manganese, chromium, titanium, vanadium, and reduced by sulphur, silicon, and phosphorus. Due to higher amount of silicon and lower content of manganese, the foundry pig iron is less carburized than the steel-making one. Our experiments showed that carburization of pig iron is highly reduced with the increased sulphur content. Thus it is very important that the upper limit of sulphur content in pig iron is fixed in order to obtain a suitable carbon content in it. This can be achieved by a suitable basicity of the slag and by the hearth temperature. In smelting easily reducible sinters and ores the carbon content in pig iron is essentially higher than that with a heavily reducible burden.

Author's Abstract

UDK: 669.187.26

ASM/SLA: D8n, D8p, D7a, D9s, 10—52

Metallurgy — Steelmaking — Ladle Metallurgy

J. Arh

**Achievements of Jesenice Ironworks in the Secondary Treatment of Steel**

Železarski zbornik 21 (1987) 1 P 7—17

Instalment of the equipment for the secondary treatment of steel in ladle by injection of powdery materials in 1982, and the VOD set-up in 1984 enabled in the Jesenice Ironworks to manufacture steel of the highest possible quality. Above all, the assortment of those steel was increased where the bordering ability or isotropic mechanical properties of sheet are demanded. Highly increased is the production of stainless steel of various grades at essentially lower costs and easier work. Dinamo sheet steel with carbon contents below 0.015 %, as well as silicon-less steel or steel killed only with Si-Remag and Elmag for electrical purposes — can be manufactured. Sulphur content was highly reduced by applying these processes. The lowest obtainable values are around 0.01 % S.

Author's Abstract

UDK: 669.14.018.292:539.4.011.23:539.4.015.1:621.785.85

ASM/SLA: Q23b, Q21b, AYb, 10—51

Metallurgy — Materials Science

F. Vodopivec, M. Gabrovšek

**Yield Strength of Structural Steel — Physico-Metallurgical Fundamentals**

Železarski zbornik 21 (1987) 1 P 19—28

Influences of the pearlite amount, of the solid-solution hardening together with the reduction of grain size and the precipitation phenomena on the yield strength and on the transition temperature of the brittle-tough fracture in structural steels are described. The phenomenological and morphological characteristics of the ductile and brittle fracture in steel are analyzed, and the steel anisotropy due to inclusions which are plastic at the rolling temperatures is described. Yield strength of 470 N/mm<sup>2</sup> of normalized microalloyed steel for plates is split according to single mechanisms of ferrite hardening.

Author's Abstract

UDK: 669.018.5:621.785.374:621.785.375

ASM/SLA: J23c, N2, N5h, N3m, AYb, 4—53

Metallurgy — Silicon Steel — Recrystallization

F. Vodopivec, F. Marinšek, F. Grešovnik

**Recrystallization and Grain Growth in Annealing Cold Rolled Steel with 0.03 % C, 1.8 % Si, 0.3 % Mn, and 0.3 % Al**

Železarski zbornik 21 (1987) 1 P 29—37

The paper treats the nucleation of recrystallized grains in a deformed matrix, the morphology and the kinetics of grain growth in a recrystallized matrix, the extraordinary fast growth of single grains, and the generally fast grain growth in the decarburized parts of steel.

Author's Abstract

UDK: 620.187:621.385.833.28

ASM/SLA: M21e, N1b

Metallography — Scanning Electron Microscopy

H. Kaker

**Phase Microanalysis of the Nimonic 80 A Alloy by the REM-EDS Combination**

Železarski zbornik 21 (1987) 1 P 39—43

The phase microanalysis of the nickel superalloy Nimonic 80 A used at high temperatures up to 815°C was made by the combination of the scanning electron microscope and the energy-dispersion spectrometer. The microanalysis of single phases in the investigated alloy revealed Cr carbides and partially Ti carbonitrides on the grain boundaries while the majority of Ti carbonitrides was present in the grain interior. In the alloy matrix the phase  $\gamma'$  — Ni<sub>3</sub>(Al, Ti) is uniformly distributed. The  $\gamma'$  phase was microanalyzed by the carbon extraction replica for the  $\gamma'$  phase and by the application of the model for quantitative microanalysis of thin films.

Author's Abstract

# СОДЕРЖАНИЕ

<p>UDK: 669.187.26 ASM/SLA: D8n, D8p, D7a, D9s, 10—52 Металлургия — производство стали — металлургия ковша. Jože Arh <b>Достижения металлургического завода Железарна Есенице в области вторичной обработки стали.</b> Železarski zbornik 21 (1987)   C 7—17</p> <p>С монтажом устройства для вторичной обработки стали в ковше вдуванием порошковых материалов 1982 года и VOD-устройства 1984 года в металлургическом заводе Есенице даны возможности для изготовления стали высшего качества. Главным образом увеличился выбор тех сортов стали, при которых требуется свойство подрубания или изотропии механических свойств листовой стали. Существенно увеличилось производство нержавеющей стали разных качеств при значительно уменьшенных расходах и более легкой работы. Мы способны изготовлять также динамную сталь с содержанием углерода под 0,015%, стали без содержания кремния или же стали успокоенные только с кремнием — Si-Remag и Elmag для электротехнических надобностей. Содержание серы вследствие этих способов существенно уменьшилось. Самые низкие значения, которые мы уже получаем лежат около 0,001% S.</p> <p style="text-align: right;">Автореф.</p>	<p>UDK: 669.162.263.25.669.046.562.2 ASM/SLA: D1b, D11n, C, 10—52 Металлургия — чёрная металлургия G. Todorović, J. Lamut, B. Dobovišek, J. Kramer, J. Zarušek, B. Sedlar <b>Науглероживание железа во время восстановления и расплавления шихта доменной печи.</b> Železarski zbornik 21 (1987)   C 1—5</p> <p>В статье рассмотрено науглероживание чугуна в домнах и электровосстановительных печах, а также влияние отдельных факторов на содержание углерода в чугуне. Содержание углерода в чугуне увеличивают марганец, хром, титан и ванадий, а уменьшают сера, кремний и фосфор. Вследствии того, что литейный чугун содержит увеличенный процент кремния, а содержание марганца меньше, то литейный чугун менее науглерожен от мартеновского чугуна. Выполненные опыты показали, что науглероживание чугуна существенно уменьшается с повышением содержания серы. Поэтому большое значение имеет определение верхнего содержания серы в чугуне для того, чтобы получить в нём соответственное содержание углерода. Это можно получить с соответственной основностью шлака и температуры в гнезде домны. При плавке легко восстановительных агломератов и руд содержание углерода в чугуне существенно больше, чем при расплавлении тяжело восстановительной шихты.</p> <p style="text-align: right;">Автореф.</p>
<p>UDK: 669.018.5.621.785.374.621.785.375 ASM/SLA: J23c, N2, N5h, N3m, AYb, 4—53 Металлургия — кремнистая сталь — рекристаллизация F. Vodopivec, F. Marinšek, F. Grešovnik <b>Рекристаллизация и рост зёрен при отжиге холодной прокатки стали с 0,03% C, 1,8% Si, 0,3% Mn и 0,3% Al.</b> Železarski zbornik 21 (1987)   C 29—37</p> <p>В статье рассмотрено образование ядер рекристаллизованных зёрен в деформированной матрице, морфология и кинетика роста зёрен в рекристаллизованной матрице, неоднородный быстрый рост отдельных зёрен, а также всеобщий быстрый рост зёрен в обезуглерожанных частях стали.</p> <p style="text-align: right;">Автореф.</p>	<p>UDK: 669.14.018.229.539.4.011.23.539.4.0151.621.785.85 ASM/SLA: Q23b, Q21b, AYb, 10—51 Металлургия — физика металлов F. Vodopivec, M. Gabrovšek <b>Предел пластичности конструкционных сталей, физико-металлургические основания.</b> Železarski zbornik 21 (1987)   C 19—28</p> <p>Дано описание влияния количества перлита, утверждения с твёрдым раствором, с уменьшением величины зёрен и с выделением предела пластичности, также температуры перехода и хрупкий излом в конструкционных сталях. Расчленены феноменологические и морфологические характеристики ковкого и хрупкого излома стали. Также описана анизотропия стали вследствие включений, которые овладевают пластичностью при температуре прокатки. Предел пластичности 470 Н/мм<sup>2</sup> нормализованной микросплавной стали для толстолистовой стали разделен на отдельные механизмы в отношении на твёрдость феррита.</p> <p style="text-align: right;">Автореф.</p>
	<p>UDK: 620.187.621.385.833.28 ASM/SLA: M21e, Nib Металлография — растровая электронная микроскопия. M. Kaker <b>Микроанализ фаз в сплаве Nimonic 80 A в комбинации с REM-EDS.</b> Železarski zbornik 21 (1987)   C 39—43</p> <p>В комбинации растрового электронного микроскопа и энергетического дисперсионного спектрометра выполнен микроанализ фаз сплава Nimonic 80 A, который употребляется при высоких температурах до 815°C. Микроанализ отдельных фаз в исследованном сплаве показал, что определенные на границах зёрен Cr карбиды и частично Ti карбонитриды, которые находятся главным образом в внутренности зёрен. В матрице сплава равномерно распределена <math>\gamma'</math> — Ni<sub>3</sub>(Al, Ti). Мы выполняли микроскопический анализ <math>\gamma'</math> фазы при помощи экстракционной углеродовой реплики фазы <math>\gamma'</math> и с применением микроанализа тонких плёнок.</p> <p style="text-align: right;">Автореф.</p>