

ŽELEZARSKI ZBORNIK

VSEBINA	Stran
Arh Jože, S. Čop — Železarna Jesenice V. Rac, V. Macur — Železarna Ravne V. Senčič, G. Manojlovič — Železarna Store	
RAZVOJ TEHNOLOGIJE PROIZVODNJE JEKLA V SLOVENSКИH ŽELEZARNAH	161
Vodopivec Franc, A. Osojnik — Metalurški inštitut Ljubljana M. Gabrovšek — Železarna Jesenice	
IZOTERMNA PREMENA AUSTENITA V JEKLU Z 0,15% C in 1,3% Mn LEGIRANEM Z NIOBIJEM IN VANADIJEM	169
Raić V. — Metalurški kombinat Smederevo Dj. Drobňjak — Fakulteta za tehnologijo in metalurgijo Beograd S. Malčić — Inštitut »Boris Kidrič«, Vinča	
VPLIV STATIČNEGA DEFORMACIJSKEGA STARANJA NA TEKSTURO IN FAKTOR PLASTIČNE ANIZOTROPIJE POMIRJENEGA JEKLA	179
Brudar Božidar — Železarna Jesenice	
ELEKTROMAGNETNO POLJE V BLIZINI NAPAKE V MATERIALU	185
Tehnične novice	
Vodopivec Franc	
REZIDUALNI ELEMENTI V ŽELEZU IN JEKLU (Mednarodna konferenca v Ljubljani 22. in 23. maja 1980)	193
Pori Roman — Železarna Ravne	
NOVOST V PROIZVODNJI TORNIH ŽAG ZA REZANJE Z VELIKIMI OBODNIMI HITROSTMI V PROIZVODNEM PROGRAMU ŽELEZARNE RAVNE	195
Pori Roman — Železarna Ravne	
NOVO ORODNO JEKLO Č 8140 (145 V 33) ZA DELO V HLADNEM V PROIZVODNEM PROGRAMU ŽELEZARNE RAVNE	196

LETO 14 ŠT. 4 - 1980

ŽEZB BQ 14 (4) 161-200 (1980)

ŽELEZARSKI ZBORNIK

IZDAJAJO ŽELEZARNE JESENICE, RAVNE, ŠTORE IN METALURŠKI INŠTITUT

LETO 14

LJUBLJANA

DECEMBER 1980

Vsebina	Stran	Inhalt	Seite	Contents	Page	Содержание	
Arh Jože, S. Čop V. Rac, V. Macur V. Senčič, G. Manojlovič		Arh Jože, S. Čop V. Rac, V. Macur V. Senčič, G. Manojlovič		Arh Jože, S. Čop V. Rac, V. Macur V. Senčič, G. Manojlovič		Arh Jože, S. Čop V. Rac, V. Macur V. Senčič, G. Manojlovič	
Razvoj tehnologije proizvodnje jekla v slovenskih železarnah	161	Entwicklung der Technologie der Stahlerzeugung in slowenischen Stahlwerken	161	Development of technology in Slovene Ironworks	161	«Развитие научно-исследовательских работ в металлургических заводах Словении»	161
UDK 669.04 ASM/SLA: D1, W		UDK 669.04 ASM/SLA: D1, W		UDK 669.04 ASM/SLA: D1, W		UDK: 669.04 ASM/SLA: D1, W	
Vodopivec Franc M. Gabrovšek A. Osojnik		Vodopivec Franc M. Gabrovšek A. Osojnik		Vodopivec Franc M. Gabrovšek A. Osojnik		Vodopivec Franc M. Gabrovšek A. Osojnik	
Izotermna premena austenita v jeklu z 0,15 % C in 1,3 % Mn legiranjem z niobijem in vanadijem	169	Isotherme Umwandlung des Austenites in einem mit Nb und V mikrolegierten Stahl mit 0.15 % C und 1.3 % Mn	169	Isothermal Transformation of austenite in steel with 0.15 % C and 1.3 % Mn alloyed with niobium and vanadium	169	Изотермические превращения аустенита в стали с 0,15 % C и 1,3 % Mn, легированной с ниобием и ванадием.	169
UDK 669.14.018.292:620.181 ASM/SLA: N10b, N8g		UDK 669.14.018.292:620.181 ASM/SLA: N10b, N8g		UDK 669.14.018.292:620.181 ASM/SLA: N10b, N8g		UDK: 669.14.018.292:620.181 ASM/SLA: N10b, N8g	
Raič V., Dj. Drobnjak S. Malčič		Raič V., Dj. Drobnjak S. Malčič		Raič V., Dj. Drobnjak S. Malčič		Raič V., Dj. Drobnjak S. Malčič	
Vpliv statičnega deformacijskega staranja na teksturo in faktor plastične anizotropije pomirjenega jekla	179	Einfluss der statischen Reckalterung auf die Textur und den Faktor der plastischen Anisotropie eines beruhigten Stahles	179	Effect of static strain-aging on texture development and plastic strain ratio in stabilized steel	179	Влияние статического деформационного старения на текстуру, и фактор пластической анизотропии спокойной стали.	179
UDK 669.14.018:620.187 ASM/SLA: N7a, M26c		UDK 669.14.018:620.187 ASM/SLA: N7a, M26c		UDK 669.14.018:620.187 ASM/SLA: N7a, M26c		UDK: 669.14.018:620.187 ASM/SLA: N7a, M26c	
Brudar Božidar		Brudar Božidar		Brudar Božidar		Brudar Božidar	
Elektromagnetno polje v bližini napake v materialu	185	Elektromagnetisches Feld in der Nähe eines Fehlers im Werkstoff	185	The electromagnetic field in the neighbourhood of a defect in the material	185	Электромагнитное поле вблизи погрешности в материале	185
UDK 621.191:620.179.6 ASM/SLA: S13h, X8k		UDK 621.191:620.179.6 ASM/SLA: S13h, X8k		UDK 621.191:620.179.6 ASM/SLA: S13h, X8k		UDK: 621.191:620.179.6 ASM/SLA: S13h, X8k	
Tehnične novice	193	Technische Nachrichten	193	Technical News	193	Технические новости	193

Razvoj tehnologije proizvodnje jekel v slovenskih železarnah

UD 669.04

ASM/SLA: D 1, W

Jože Arh, S. Čop, Železarna Jesenice*
V. Macur, V. Rac, Železarna Ravne
S. Senčič, G. Manojlovič, Železarna Štore

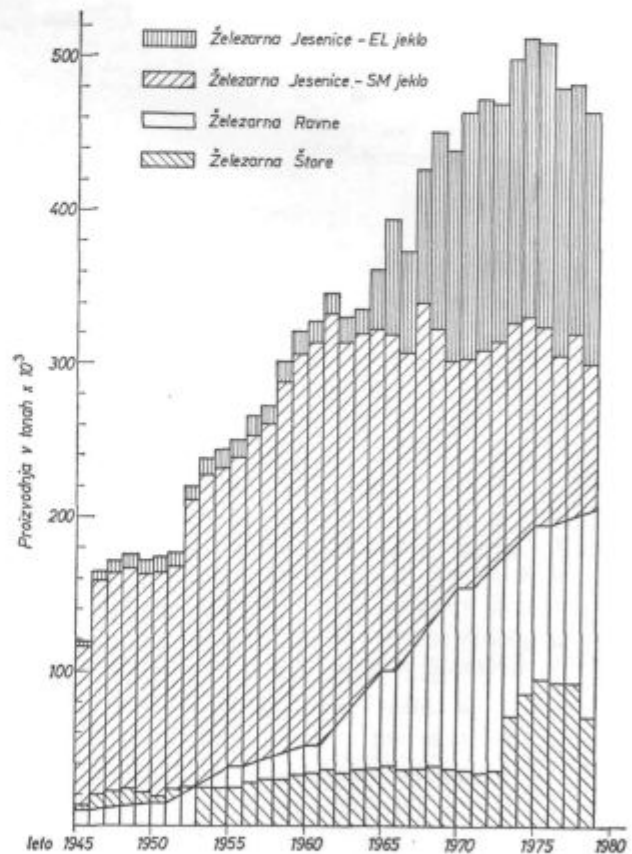
UVOD

Minilo je šele 130 let, odkar je Bessemer v svoji znameniti hruški prvič dobil iz tekočega grodlja tekoče jeklo. S to iznajdbo se je začela industrijska revolucija, katere osnova so bile vedno večje količine jekla na trgu. Naj vas spomnim na to, da so leta 1870 na svetu proizvedli le 0,5 milijona ton jekla, letos (1980) pa naj bi ga po prognozah proizvedli že ca. 800 milijonov ton.

Razvoj tehnologije pridobivanja jekla je bil posebno hiter v zadnjih 30 letih po drugi svetovni vojni, ko se z razvojem kisikovih konvertorskih postopkov začel hitra rast proizvodnje jekla, pa tudi storilnosti agregatov. Značilen za šestdeseta in sedemdeseta leta pa je razvoj posebnih postopkov, s katerimi jeklo oplemenitimo zunaj peči v ponvi. Sem štejemo razne postopke vakuumske metalurgije, pretaljevanje jekla pod žlindro, sekundarno metalurgijo in še druge specialne postopke.

Obdelava jekla zunaj peči v ponvi

Perrinov postopek, ki je znan že skoraj pol stoletja, štejemo za začetek obdelave jekla v ponvi. Uveljavil se je le v nekaterih jeklarnah, predvsem na vzhodu. V petdesetih in šestdesetih letih je doživela nesluten razvoj vakuumska metalurgija, potem ko so bile dane možnosti proizvodnje vakuuma v industriji. Prednosti obdelave jekla

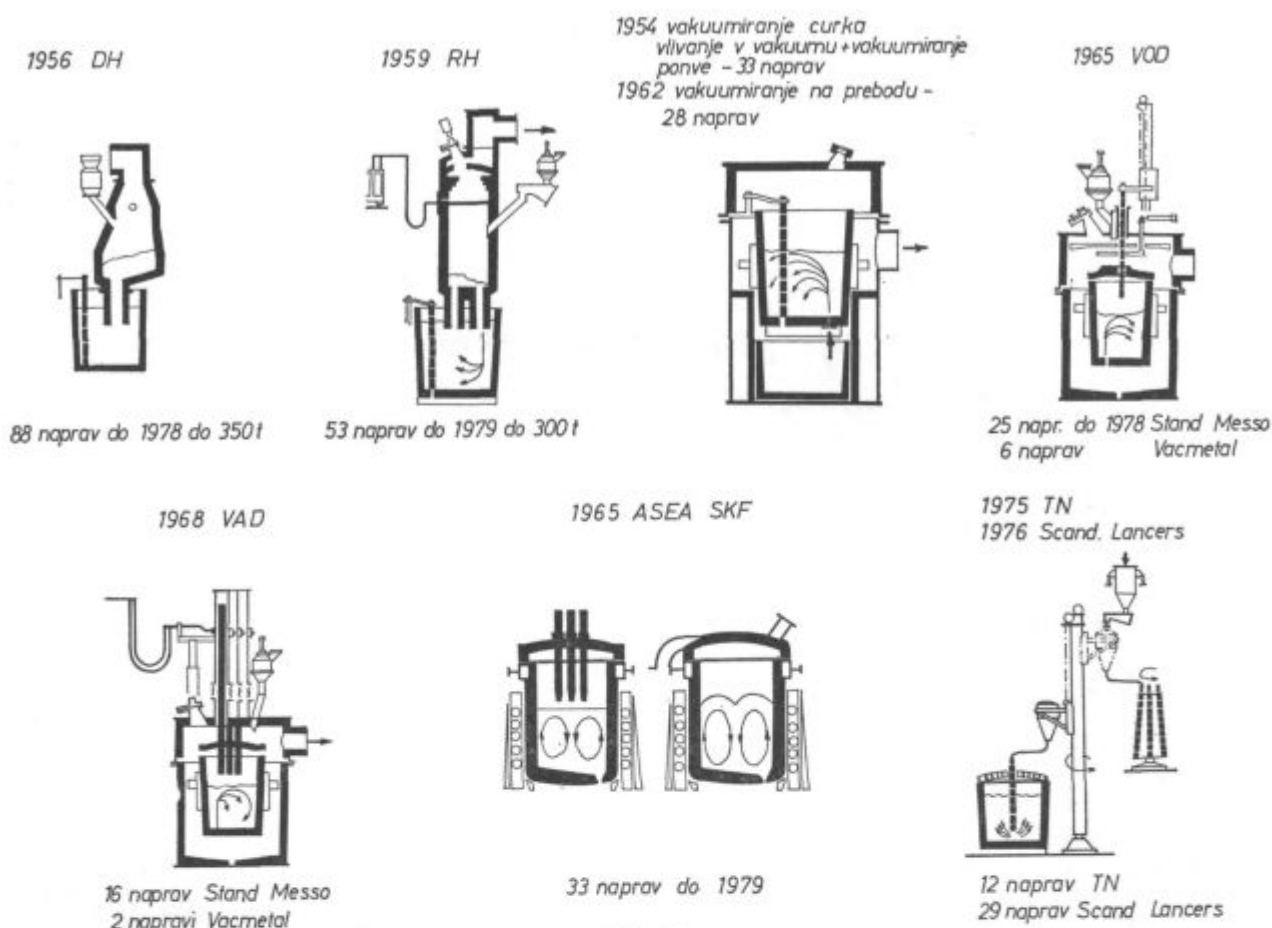


Slika 1

Pregled rasti proizvodnje jekla v slovenskih železarnah od l. 1945 do 1979

* Uvodno predavanje na XXVII. jesenskem posvetovanju strokovnjakov črne in barvne metalurgije ter livarstva Slovenije v Portorožu 9. 10. 1980.

pri nizkem pritisku so tolikšne, da so se razvili številni postopki tudi za obdelavo masovnih vrst jekel.



Slika 2
Pregled postopkov vakuumske in sekundarne metalurgije

Nadaljnji napredek je bil dosežen v šestdesetih letih z uvedbo mešanja, oz. izpiranja jekla z argonom, v glavnem zaradi homogenizacije temperature in sestave, kar je pripomoglo k uspešnemu uvajanju kontinuirnega livanja. Prvi AOD konvertor je začel obratovati aprila 1968 v ZDA.

V sedemdesetih letih pa se je razvila takoimenovana sekundarna ali ponovna metalurgija, pri kateri z vpihovanjem CaSi, CaCz in drugih sintetičnih žilidrnih mešanic dosegamo odlične metalurške rezultate, kakor visoko stopnjo dezoksidacije in odžveplanja, visoko čistočo, spremembo sestave nekovinskih vključkov in s tem zvezane odlične fizikalne in druge uporabne lastnosti.

Razlogi za hiter razvoj postopkov obdelave jekla v ponvi pa so:

- s prenosom metalurških operacij iz peči v ponev lahko dosežemo povečanje produktivnosti proizvodnih agregatov,
- v UHP električnih obločnih pečeh ni smotno voditi rafinacije pri majhni moči, pa se zato jeklo dokonča v ponvi,
- kvalitetne zahteve so vedno strožje in jim mnogokrat lahko zadostimo le s posebnimi postopki,

— kontinuirno livanje ima majhen raztros temperature livanja, nižje vsebnosti žvepla v jeklu in predvsem dobro livnost,

— pri izdelavi nerjavnih jekel po klasičnem postopku pride do velikega odgora kroma, z oksidacijo v vakuumu pa dosežemo visok izkoristek kroma, ožje analize meje in večjo ponovljivost rezultatov,

— uvedba bazičnih ognjestalnih materialov za obzidavo ponovc in drsnega zapirala je olajšala obdelavo jekla v ponvi.

Razvoj tehnologije pri nas

Tehnologija izdelave jekel je v vsaki železarni več ali manj odvisna:

- od proizvodnega programa, to je od vrste jekel, ki jih daje na trg,
- od razpoložljivih surovin, oziroma od vrste vložka,
- od stanja razvoja v svetu in
- od lastnega razvoja, oziroma lastnih izkušenj.

Slovenske železarne v preteklih 35 letih niso mogle vedno slediti tehnološkemu napredku v proizvodnji jekla, ki je bil, kakor nam je znano,

v letih po drugi svetovni vojni izredno hiter. Metalurgi se sicer trudimo slediti naglemu napredku, vendar nam objektivne okoliščine to mnogokrat onemogočajo.

Zadnjih nekaj let pa je opazen premik k bolj sodobni tehnologiji, ki jo bodo uvedli v železarni Ravne z rekonstrukcijo obeh jeklarn, v železarni Store z dograditvijo druge elektroobločne peči in še ene kontinuirne livne naprave in z gradnjo nove jeklarne na Jesenicah.

Proizvodni program slovenskih železarn

Značilno za proizvodni program slovenskih železarn je, da težijo vedno bolj k proizvodnji kvalitetnih jekel. Le za železarno Ravne lahko rečemo, da je bila že od začetka tako usmerjena in je danes naš največji proizvajalec plemenitih jekel, medtem ko sta bili železarni na Jesenicah in v Štorah v letih po vojni predvsem proizvajalca masovnih vrst jekel.

Proizvodni program železarne Jesenice

Kvalitetna skupina	Nova jeklarna vrsta jekla	(Pločevina in trakovi) proizvodnja v tonah
3.2	jeklo za elektro pločevino dinamo z maks. 0,01 % C in maks. 0,008 % S z dodatkom Al	86000 t
3.3	nerjavno jeklo avstenitno z maks. 0,03 % C avstenitno z maks. 0,06 % C feritno z maks. 0,05 % C	35000 t 16000 t 7000 t 12000 t
3.1	maloogljično jeklo za nesilicirano elektro pločevino z maks. 0,01 % C	28000 t
3.2	mikrolegirana konstrukcijska jekla	60000 t
	malolegirana jekla	40000 t
2.2	z maks. 0,025 % S	12000 t
3.2	z maks. 0,020 % S	18000 t
3.2	z maks. 0,015 % S	10000 t
3.1	jekla za globoko vlečenje pomirjeno z Al pod 0,05 % C pod 0,01 % C	40000 t 20000 t 20000 t
	ogljikova jekla	61000 t
2.1	z maks. 0,025 % S	30000 t
3.1	z maks. 0,020 % S	20000 t
3.1	z maks. 0,015 % S	11000 t
s k u p a j :		350000 t

Stara jeklarna

Po izgradnji jeklarne 2 bosta v sedanji jeklarni obratovali 60- in 70-tonski peči, ki bosta odlivali jeklo na kontilivu za gredice

Kvalitetna skupina	Vrsta jekla	Proizvodnja
2.1	jekla za žičnike	14100 t
2.1	kvalitetna ogljikova jekla	32000 t
3.1	plemenita ogljikova jekla	36600 t
3.1	jekla za patentiranje	35000 t
2.2	avtomatna jekla	31700 t
3.1	jekla za elektrodno žico (EO)	21500 t
3.2	jekla za žico za varjenje (VAC + EPP 2)	10150 t
2.2	vzmetna jekla	3300 t
3.3	nerjavna jekla	600 t
3.2	gredice za prodajo	7800 t
s k u p a j :		192750 t

Proizvodni program železarne Ravne

(razdeljen po kvalitetnih skupinah, vzeto iz investicijskega programa)

Kvalitetna skupina	Vrsta jekla	Proizvodnja v tonah	
2.	kvalitetna jekla		32000 t
2.1	ogljikova konstrukcijska jekla	14600 t	
2.2	legirana konstrukcijska jekla	17400 t	
3.	plemenita jekla		223000 t
3.1	ogljikova konstrukcijska jekla	31300 t	
3.2	legirana konstrukcijska jekla	121800 t	
3.3	visokolegirana konstrukcijska jekla	8400 t	
3.4	ogljikova orodna jekla	6500 t	
3.5	legirana orodna jekla	26100 t	
3.6	visokolegirana orodna jekla	11000 t	
3.7	brzorezna jekla	2500 t	
3.8	nerjavna jekla	15400 t	
s k u p a j :			255000 t

Proizvodni program železarne Štore

(srednjeročni program do l. 1985)

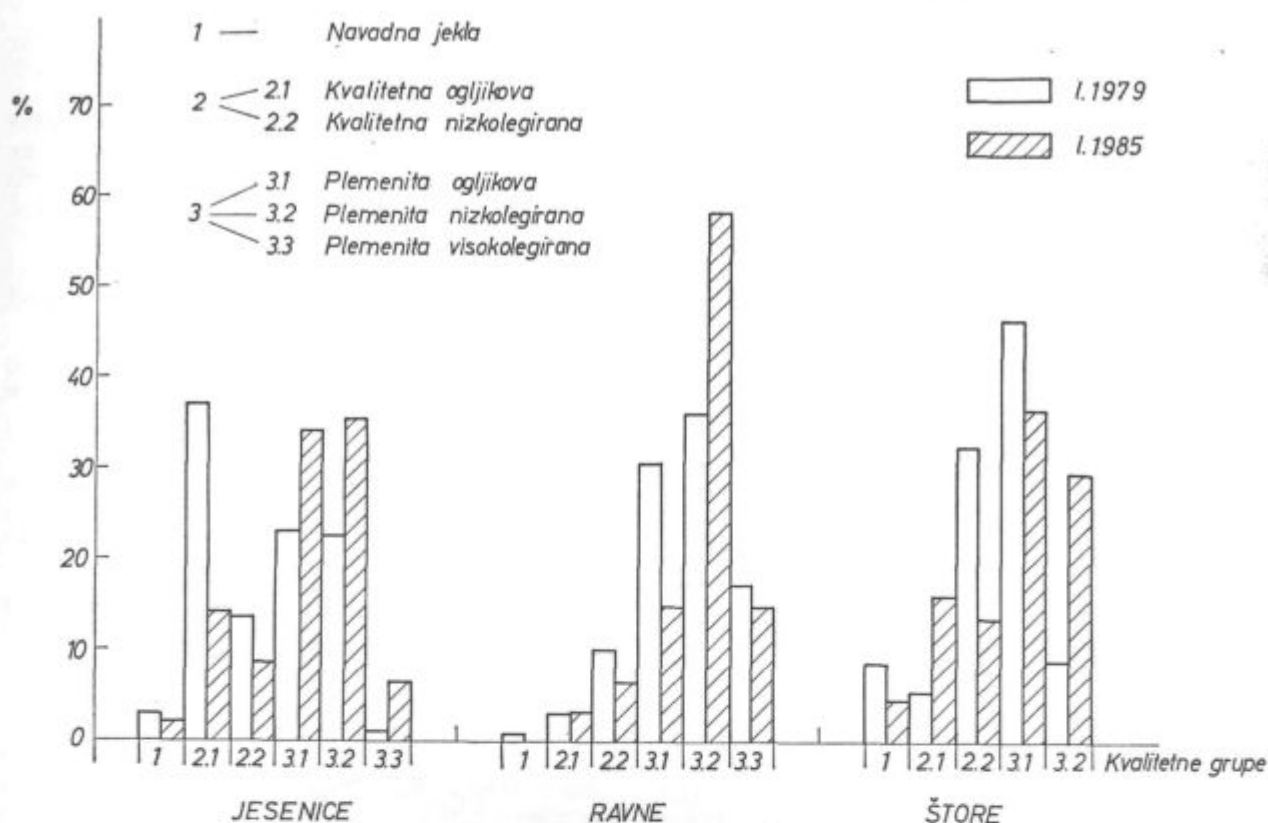
Kvalitetna skupina	Vrsta jekla	Proizvodnja
1.	navadna ogljikova jekla	10000 t
2.1	kvalitetna ogljikova jekla	35000 t
3.1	plemenita ogljikova jekla	80000 t
2.2	jekla, legirana z Mn do 1,5 % Č. 0562, Č. 0563	10000 t
2.2 + 3.2	vzmetna jekla	40000 t
3.2	nizkolegirana jekla (za cementac. + poboljšanje) kovaška ind.	45000 t
s k u p n o :		220000 t

Oglejmo si sedaj še kvalitetni program slovenskih železarn po kvalitetnih skupinah, izražen v procentnih deležih za leto 1985 in primerjalno z letom 1979 v tabeli in sliki.

Železarna	Leto	Kvalitetna skupina					
		1	2.1	2.2	3.1	3.2	3.3
Jesenice	1979	2,64	36,94	13,67	22,95	22,95	1,25
	1985	2,0	14,0	8,6	34,0	35,0	6,4
Ravne	1979	0,6	5,4	10,0	30,4	35,8	17,2
	1985	—	5,7	6,8	14,8	58,0	14,7
Štore	1979	7,85	5,15	32,42	45,79	8,79	—
	1985	4,5	16,0	13,6	36,4	29,5	—
Nikšič	1979	1,87	12,09	9,47	22,2	54,3	2,04

Iz tabele in slike je razvidno, da vse železarne planirajo v svojih programih velik porast proizvodnje plemenitih jekel.

Železarna Jesenice v vseh treh skupinah plemenitih jekel, železarni Ravne in Štore pa predvsem pri plemenitih nizkolegiranih jeklih.



Slika 3

Kvalitetni program slovenskih železarn po kvalitetnih skupinah v procentnih deležih za leto 1985 v primerjavi z letom 1979

Stanje metalurških proizvodnih naprav

Železarna Jesenice

SM jeklarna praznuje letos devetdeseto obletnico obstoja. Ima 6 peči, od katerih sta le dve sodobno grajeni. Starejše štiri so bile zgrajene v letih 1932 do 1937. Od teh so tri v tako slabem stanju, da zahtevajo temeljito obnovo ali opustitev. Dotrajane so tudi vse ostale naprave, konstrukcije, žerjavne proge in žerjavi. Obnavljanje vseh teh naprav ekonomsko ni več utemeljeno, zato je gradnja nove jeklarne nujnost.

V elektrojeklarni imamo dve električni obločni peči, zgrajeni l. 1965 in 1968. Peči stojita v podaljšku SM jeklarne. Ker sta pečna in tudi livna hala ozki, je zaradi omejenega prostora modernizacija le težko izvedljiva.

Od lani je v obratovanju nova 5-žilna naprava za kontinuirno vlivanje gredic 135 mm kvadrat.

Železarna Ravne

Jeklarna I ima:

— eno 5-tonsko EO peč zgrajeno 1952 z nepomičnim pokrovom in ročnim zakladanjem.

— eno 10-tonsko EO peč od l. 1954 — teža šarže 14 ton

— eno 25-tonsko EO peč od l. 1962, teža šarže 32 t

— dve visokofrekvenčni indukcijski peči, kapacitete 0,5 in 1,5 t, ki pa delata le za livarno

— eno vakuumsko napravo za degazacijo jekla v ponovci, ki sprejema jeklo od 25-tonske peči in degazira jeklo za kovaške odkovke.

Elektrojeklarna

— dve 40-tonski EO peči od l. 1968 in 1970

Oddelek elektropretaljevanje pod žlindro

— prva je bila zgrajena 1973,

kvadratni bloki 240 do 400 mm

okrogli bloki 250 do 500 mm

teža bloka do 2 t

— druga je v gradnji

okrogli blok 500 do 1000 mm

teža bloka do 36 t

Železarna Štore

SM peč je prenehala obratovati decembra 1978

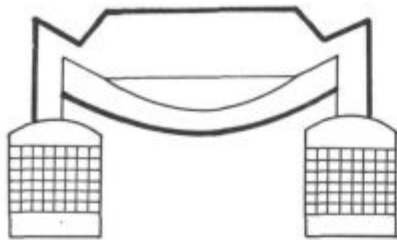
Elektro jeklarna

— 1973 je bila zgrajena 40-tonska EO peč 12,5 MVA in kontiliv

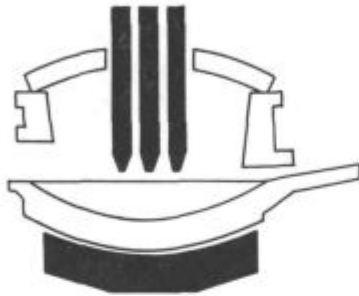
za gredice 100 in 140 mm kv.

— 1979 je bila zgrajena 50-tonska EO peč 36 MVA

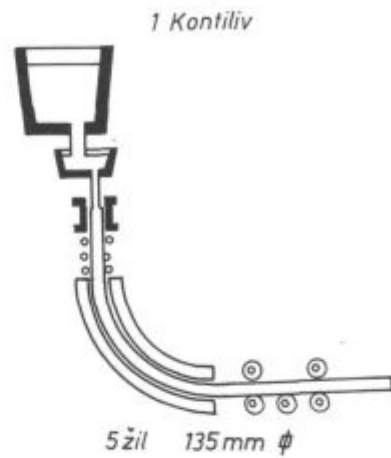
ŽELEZARNA JESENICE



SM jeklarna
 1x45 t
 1x55 t
 2x70 t
 2x80 t



Elektrojeklarna
 1x60 t
 1x70 t



1 Kontiliv

5 žil 135 mm ϕ

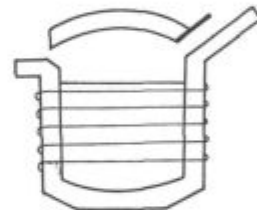
ŽELEZARNA RAVNE



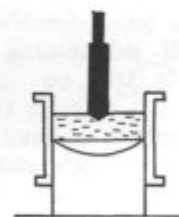
Jeklarna I
 1 x 5 t
 1 x 15 t
 1 x 25 t



Jeklarna II
 2 x 40 t



1 x 0.5 t
 1 x 1.5 t

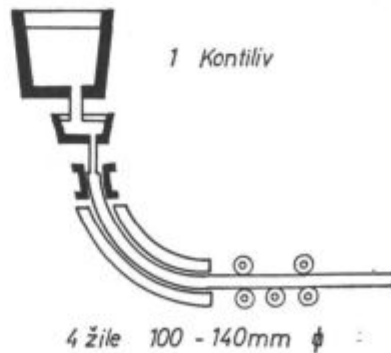


2 t
 400 x 400 mm
 36 t
 500 - 1000 ϕ mm

ŽELEZARNA ŠTORE



Jeklarna
 1x40 t
 1x50 t (UHP)



1 Kontiliv

4 žile 100 - 140 mm ϕ

Slika 4 Stanje metalurških proizvodnih naprav v slovenskih železarnah

Tehnologija izdelave jekla danes

Tehnologija izdelave jekla je še v vseh slovenskih železarnah zastarela. Če izvzamemo SM postopek, ki ga imamo že za zgodovino, potem je postopek izdelave v vseh slovenskih železarnah podoben.

V rabi sta enožilndrni in dvožilndrni postopek, kar je odvisno od maksimalne dopustne količine žvepla in od stopnje legiranja.

Navadna ogljikova jekla lahko izdelujemo po enožilndrnem postopku. Vendar je teh jekel tako malo v proizvodnem programu, da ta postopek ni pomemben.

Kvalitetna in plemenita jekla pa je treba zaradi nizkega odstotka žvepla in zaradi prihranka legiranih elementov izdelovati po dvožilndrnem postopku.

Posebnost predstavlja izdelava jekla za elektro pločevino, in to zato, ker se zahteva zelo nizka vsebnost ogljika (pod 0,03 %) in nizka vsebnost žvepla (pod 0,010 %), pa tudi zato, ker zavzema ta proizvodnja skoraj celotno kapaciteto ene EO peči.

Na Jesenicah smo s postavitvijo obeh velikih električnih obločnih peči, še posebno pa z dograditvijo nove hladne valjarne na Beli počasi, toda vztrajno spreminjali kvalitetni program, tako da danes zahtevam tega programa z jeklarskega stališča nismo več kos.

V Štorah je tehnologija izdelave jekla v glavnem pogojena z načinom vlivanja na kontinuirni livni napravi. Jekla za odprto vlivanje ne smejo vsebovati aluminija, so torej pomirjena le s silicijem. Postopek je zato nekakšna modifikacija dvožilndrnega postopka. Vendar pa ta način izdelave in vlivanja ne daje jeklu najboljših lastnosti, zato prav odprto vlivanje gredic zahteva obdelavo jekla zunaj peči, če naj naredimo res kvalitetno jeklo.

Zahteva po novi modernejši tehnologiji

Že sedanji proizvodni program v vseh treh slovenskih železarnah zahteva novo, modernejšo tehnologijo. Tega se jeklarji zavedamo že precej let. Samo prizadevanja za uvedbo vakuumske metalurgije na Jesenicah trajajo že enajst let. Resnica je, da smo jeklarji vedno naleteli na gluha ušesa, da smo bili bolj na stranskem tiru.

Nerjavna jekla, silicirana in nesilicirana, jekla za elektro pločevino, jekla za kvalitetni globoki vlek, jekla z izotropnimi mehanskimi lastnostmi, z zagotovljeno sposobnostjo robljenja, jekla za kovaške bloke, vsa plemenita nizko in visoko legirana jekla, še posebno pa tista kvalitetna in plemenita jekla, ki jih vlivamo kontinuirno, zahtevajo moderno vakuumsko in sekundarno metalurgijo. Tako pa je tudi usmerjen naš bodoči proizvodni program, kar nazorno kažejo programi po-

sameznih železarn in tabela, kjer primerjamo spremembe kvalitetnega sortimenta v letu 1985 z letom 1979.

Cilji bodočega razvoja

Te cilje lahko razdelimo na proizvodne in na kvalitetne.

Proizvodni cilji:

— povečanje storilnosti, oziroma proizvodnje talilnih agregatov z uvedbo UHP peči in s tem, da se prenese rafinacija iz peči v ponev;

— povečanje izkoristka legiranih elementov, predvsem kroma z oksidacijo v vakuumu in drugih elementov z legiranjem v vakuumu;

— izboljšanje livnih lastnosti jekel, ki vsebujejo aluminij;

— povečanje jeklarskega in valjavskega izkoristka z uvedbo kontinuirnega vlivanja v Štorah in na Jesenicah;

— zmanjšanje izmečka z uvedbo vakuumske in sekundarne metalurgije.

Kvalitetni cilji:

— izdelava jekel z nizko vsebnostjo ogljika (jekla za elektro pločevino za globoko vlečenje LC in ELC nerjavna jekla);

— nizka koncentracija plinov v jeklu (vodik pod 2 ml/100 g — odprava vodikovega žarjenja kovaških blokov);

— izboljšana čistoča jekla (kisik okoli 20 ppm, manjša količina in velikost nekovinskih vključkov);

— izboljšana plastičnost jekla;

— izboljšanje mehanskih lastnosti.

Kako bomo dosegali te cilje?

Železarna Jesenice:

Zgraditev nove elektro jeklarne s kapaciteto 350.000 ton ob opustitvi proizvodnje SM jekla.

Oprema:

— dve 80 t UHP EO peči s transformatorjem 45 MVA,

— ena VOD/VAD naprava,

— TN ali podobna naprava za sekundarno metalurgijo,

— en kontiliv za slabe.

V stari jeklarni:

— postavitev VOD naprave,

— postavitev naprave za uvajanje CaSi,

Vložek: uporaba metaliziranih peletov

Železarna Ravne:

Z modernizacijo jeklarne bi dosegli povečanje proizvodnje od sedanjih ca. 200.000 ton na 255.000 ton.

Oprema:

— nova 5-tonska EO peč s pomičnim pokrovom in zakladanjem s košaro,

- nova EPŽ naprava bo dvignila skupno proizvodnjo od sedanjih 1300 ton na 4300 ton letno,
- mehanizacija dodajanja žilidrotvornih dodatkov in ferolegur,
- vpihovanje žilidrotvornih dodatkov in karburita,
- 2 napravi za vakuumiranje z ogrevanjem,
- Boforsov sistem slačenja ingotov,
- in druge pomožne naprave.

Vložek:

- uporaba metaliziranih peletov

Železarna Štore:

V srednjeročnem razvojnem načrtu 1981—1985 so predvidene naložbe, s katerimi bi povečali proizvodnjo od sedanjih ca. 95.000 ton na 220.000 ton, izboljšali bi kvaliteto izdelkov in zmanjšali fizični napor delavcev.

Oprema:

- nova kontilivna naprava za blume 240 mm kv.,
- naprava za vakuumiranje z ogrevanjem,
- naprava za uvajanje CaSi v jeklo,
- povečanje moči EO peči od 12,5 na 25 MVA,
- škarje v pripravi vložka,
- mehanizirano dodajanje žilidrotvornih dodatkov in ferolegur,
- in druge pomožne naprave.

Perspektive nadaljnega razvoja

Jeklarska industrija pri nas in v svetu, z izjemo Japonske, postaja neakumulativna, dobički so vedno manjši, mnogim grozijo izgube. Razlogi za to so vedno višje cene surovin in energije in visoki stroški za delovno silo. Če se zgledujemo pri Japoncih, ki so vodilni na področju proizvodnje jekla, potem je zanje značilno, da imajo najnižjo porabo energije na tono proizvoda, največjo storilnost na moža in uro, najmodernejše naprave, visoko kompjuterizirano vodenje naprav in da jim uspeva s stalnim izboljševanjem tehnologije, spremembami v konstrukciji in zboljševanjem stopnje izkoriščanja dvigati letno proizvodnjo za 3 do 5 %.

Investicije, ki že tečejo v železarni Ravne in ki jih bomo, upamo, uspeli izvesti v naslednjem srednjeročnem obdobju tudi v Štorah in na Jesenicah, zato ne bi smele povzročiti zastoja v nadaljnjem razvoju.

Razvoj bi moral iti predvsem v smeri:

- avtomatizacije proizvodnje v smislu zmanjševanja potrebe po delovni sili in povečanje storilnosti,
- uvajanja računalništva v vse veje proizvodnje s ciljem izboljšati enakomernost kvalitete in zmanjšati porabo surovin in energije,
- povečevanja deleža železove gobe in reduciranih peletov kot čistega vložka.

Vse večje pomanjkanje premoga za koksanje in draga proizvodnja koksa naj bi pospešila razvoj direktnih postopkov dolivanja jekla 1). S temi postopki naj bi se zmanjšala poraba energije za 20 do 30 procentov, znatno pa bi prihranili pri investicijskih stroških.

Bodočnost napovedujejo dolivanju jekla s plazmo. Integralne železarne so ekonomične, če proizvajajo vsaj 2 milij. ton letno. Jeklarne, ki bi proizvajale jeklo v pečeh na plazmo, pa bi bile ekonomične že pri 200.000 tonah letne proizvodnje, kar spet vodi do koncepta mini železarn. Poraba energije ca. 2000 kW na tono.

Napovedujejo ekstenzivno uvajanje kontinuirnega livanja in nadaljnji kvalitetni napredek na tem področju 2).

Samo radikalne spremembe tehnologije lahko zmanjšajo investicijske stroške, porabo energije in delovne sile in omogočijo uporabo cenejših surovin in zmanjšanje onesnaževanja okolja 1).

Zaključek:

Obravnavani pregled razvoja proizvodnje jekel v slovenskih železarnah kaže, da se našim jeklarjem le obetajo boljši časi. Končno smo prišli do spoznanja, da brez kvalitetnega jekla tudi ni kvalitetnih izdelkov. Žal so nas v novogradnje prisilile poleg zastarele tehnologije tudi vedno slabše razmere na trgu s surovinami in energijo. Specifično za nas velja omeniti tudi popolno nezanimanje za jeklarske poklice, ki jim doslej nismo znali dati veljave. Če bomo hoteli še govoriti o tradiciji slovenskega železarstva, bomo morali temu problemu posvetiti večjo skrb.

Literatura:

1. J. Szekely — Toward Radical Changes in Steelmaking Technology Review, February 1979 23—39
2. H. Hatzenbichler — Recent Developments in Continuous Steel Casting Steel Times April 1980, 284—290
Investicijski program Železarne Ravne
Investicijski program Železarne Jesenice

Izotermna premena avstenita v jeklu z 0,15% C in 1,3% Mn legiranem z niobijem in vanadijem

UDK: 66q.14.018.292:620.181
ASM/SLA: N10B, N8g

F. Vodopivec, M. Gabrovšek, A. Osojnik

Pripravljena je bila serija laboratorijskih jekel z različnimi kombinacijami legirnih elementov niobija, vanadija in aluminija do 0,1 %. Po avstenitizaciji pri 1300° C smo določili kinetiko preme- ne pri 728° C z merjenjem količine nastalega ferita in spremljali izločilne pojave z meritvami trdote in kemičnimi analizami. Ferit nastaja počasneje v jeklih, ki vsebujejo niobij v trdni raztopini v avstenitu, zato ker se med reakcijo niobij med premeno iz avstenitne faze prenaša v feritno fazo. Prenos niobija poteka proti njegovemu gradientu in proti toku ogljika. Kemične analize izolata so pokazale, da prisotnost niobija v jeklih zavira tvorbo aluminijevega nitrida in vanadijevega karbonitrida, prisotnost vanadija pa tvorbo aluminijevega nitrida.

1. UVOD

Izboljšanje lastnosti konstrukcijskih jekel zaradi mikrolegiranja je rezultat pozitivnega vpliva dveh fizikalno-metalurških dejavnikov: zmanjšanja feritnih zrn in izločilne utrditve. S kontroliranim valjanjem in ev. normalizacijo je mogoče doseči optimalni učinek obeh dejavnikov. Zaželeno je, da gre čim večji delež izboljšanja lastnosti na račun zmanjšanja zrn. Oba elementa, niobij in vanadij tvorita s precipitacijo iz ferita ali iz avstenita izločke karbonitridne narave (v nadaljevanju jih bomo poimenovali NbC in VC). Topnost VC je tolika, da se raztopi v avstenitu že pri temperaturi normalizacije. NbC ima mnogo manjši topnostni produkt in je zato raztopljen v avstenitu v standardnih jeklih z okoli 0,15 % C in 0,05 % Nb šele nad temperaturo 1200° C. Utrjevalni učinek imajo precipitati obeh spojin, če nastajajo v feritu. Njihovo izločanje je namreč pri temperaturah do 700° C, tako da povzročata koherentne napetosti, ki utrjujejo ferit. Izločki, ki so nastali v avstenitu, jekla ne utrjujejo, preprečujejo pa rast avstenitnih zrn pri ogrevanju, zato afinirajo kristalna zrna. Zrna ferita se zmanjšajo tudi zato, ker niobij v trdni raztopini v avstenitu zavira rekristalizacijo avstenita po vroči deformaciji, premena deformiranega avstenita pa je hitrejša.

Pri temperaturi ogrevanja pred valjanjem jekla je torej niobij v trdni raztopini v avstenitu. Izjema je tisti del niobija, ki se je pri kristalizaciji vezal v evtektično obliko, in je zato bogat z dušikom in netopen v avstenitu še pri temperaturi 1300° C (1). Pri temperaturi normalizacije je v trdni raztopini le še okoli 0,004 % Nb, in kot smo že povedali, skoraj ves vanadij.

Ohlajanje jekla je često tako, da najdemo pri temperaturi transformacije avstenit-ferit zaradi histereze pri homogenem izločanju v raztopini v avstenitu več niobija in vanadija, kot predvideva topnostni produkt. Če jeklo ohladimo tako, da se izognemo difuzijski rasti ferita, lahko celo v nastalem martenzitu ali bainitu ohranimo niobij v trdni raztopini v feritu. Ta niobij precipitira pri izločilnem ogrevanju in povzroča močno izločilno utrditev. Podobno velja za vanadij (2). Na pridobitku trdote je osnovana tudi metoda, s katero se brez kemične analize določi, ali sta bila oba elementa v trdni raztopini v avstenitu pred ohlavitvijo.

Dogaja se zato, da pride na temperaturo transformacije po končanem valjanju avstenit, ki ima niobij in vanadij v izločkih in v trdni raztopini. V strokovni literaturi je zelo veliko objavljenega o mikrolegiranih jeklih, ni pa celovite obravnave preme- ne avstenit-ferit. Ta sestavek bomo posvetili prav obravnavi tega vprašanja in se pri tem opirali na rezultate večletnega dela, ki so bili v fragmentarni obliki že objavljeni (3). V prvem delu bomo obravnavali vpliv niobija in vanadija na izotermno premeno avstenit-ferit, v nadaljevanju pa razpravljali o premeni avstenita z izločki NbC in o vplivu vroče deformacije na premeno. Tudi ti rezultati so bili že fragmentarno objavljeni (4).

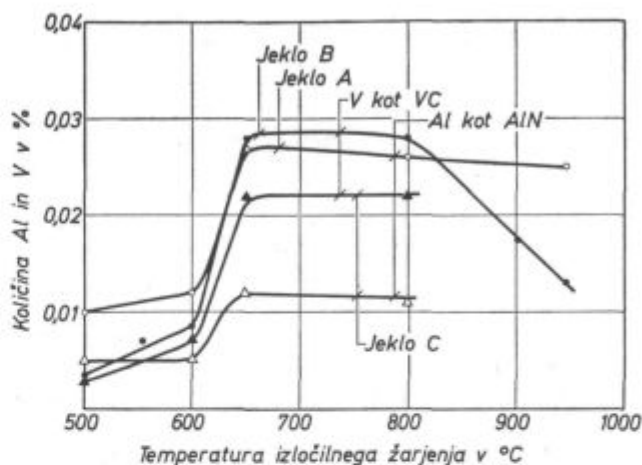
2. Eksperimentalno delo

Preizkuse smo izvršili na seriji jekel, ki so bila izdelana v laboratorijski peči. Sestava je prikazana v tabeli 1. Spadajo v vrsto Č. 0562, so pomirjena z aluminijem ali ne in imajo dodatke Nb in V v različnih kombinacijah. V jekla je bilo legirano več V in Nb kot jih najdemo v industrij-

skih mikrolegiranih jeklih, zato da bi bilo mogoče izvršiti različne kemične analize z večjo natančnostjo.

Odrezki iz jekel so bili ogrevani 1 uro pri 1300°C. Pri tem ogrevanju sta se v avstenitu raztopila Al in V, kasnejše analize pa so pokazale, da je ostalo neraztopljenega ca. 0,01% Nb, čeprav kažejo objavljeni topnostni produkti za NbC (5), da bi se moral raztopiti ves Nb. Po ogrevanju smo odrezke z mešanjem potopili v solno kopel, ki smo jo držali pri temperaturi $728 \pm 30^\circ\text{C}$. V njej smo jih držali 2 do 90 minut, nato pa enega gasili v vodi, drugega pa ohladili na zraku. Prvi vzorec smo uporabili zato, da smo z metodo linearne intercepcije določili količino ferita in izvršili kemično določitev AlN, VC in NbC, drugi vzorec pa zato, da smo z meritvami trdote spremljali izločevalne pojave. V teh vzorcih smo ocenili količino niobija, ki je ostal v trdni raztopini v feritu, ki je sestavina bainita; torej je bil v trdni raztopini tudi v avstenitu, iz katerega je nastal bainit. Postopek je obsegal določitev trdote po ohladitvi na zraku (12 do 15 odtisov po Vickersu), izločilno ogrevanje 1 uro pri 600°C in ponovno merjenje trdote. Naši preizkusi potrjujejo tuje izkušnje (2), da je izločilna utrditev mikrolegiranih jekel največja prav pri ogrevanju jekla pri 600°C (sl. 1). Pridobitek trdote je precejšen, vendar kvantitativna določitev količine raztopljenega niobija in vanadija ni mogoča zato, ker ni mogoče razločiti deleža ev. popuščenega mehčanja bainita. Zato imajo ocene, ki bazirajo na meritvah trdote, le kvalitativno vrednost in so koristna potrditev rezultatov, ki jih pokažejo druge metode. S trdoto

tudi ni mogoče razločiti izločanja Nb in V, ki sta istočasno v jeklu, ker se oba izločata pri podobnih temperaturah in imata tudi podoben izločevalen učinek. Naše izkušnje kažejo, da se večina niobija zadrži v trdni raztopini v feritu, če se avstenit spremeni v bainit, del vanadija pa se pri tej premeni izloči.

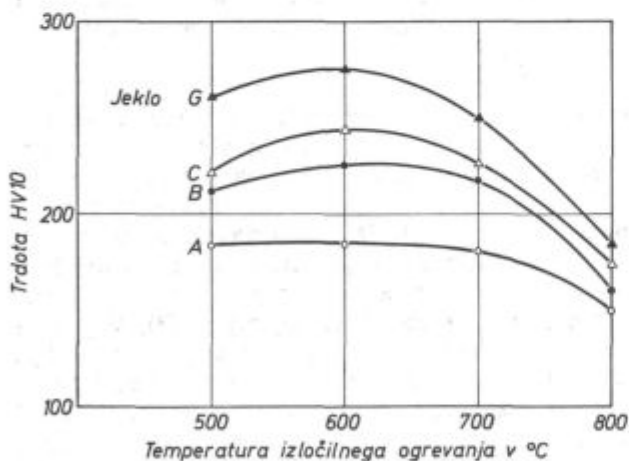


Slika 2

Vpliv temperature precipitacijskega žarjenja na količino V in Al in VC in AlN določeno s kemičnimi postopki. Raztopno žarjenje pri 1300°C in kaljenje v vodi pred precipitacijskim žarjenjem.

Fig. 2

Influence of the temperature of precipitation annealing on the amount of V and Al in VC and AlN, being determined chemically. Dissolution annealing at 1300°C and quenching in water preceded the precipitation annealing.



Slika 1

Vpliv temperature precipitacijskega žarjenja na trdoto jekla A, B, C in G.

Toplotna obdelava: raztopno žarjenje 1 uro pri 1300°C, hlajenje na zraku, eno uro precipitacijskega žarjenja in ohlajanje na zraku.

Fig. 1

Influence of the temperature of precipitation annealing on the hardness of steels A, B, C, and G. Heat treatment: dissolution annealing 1 hour at 1300°C, cooling in air, one-hour precipitation annealing, and cooling in air.

Delež elementov, ki so bili vezani v AlN, VC in NbC, smo preverili tudi po kemični poti. Ostružki so bili raztopljeni, izolat je bil filtriran in v njem določena vsebnost posamičnih značilnih elementov (6). Tudi kemična metoda za določanje elementov, vezanih v obliki drobnih nitridov in karbonitridov, ni popolnoma zanesljiva. Postopek obsega, kot je že omenjeno, raztopitev jekla, filtriranje izločkov in njihovo analizo. Do napake pride lahko zaradi izgube dela izločkov pri filtriranju, ker je njihova velikost v razredu 100 Å. Ni tudi izključeno, da so zelo drobni delci res netopni v sredstvu, s katerim jih iz jekla izoliramo, kot so netopni veliki delci iz istega karbida ali nitrida. Ta nenatančnost analize privede do tega, da nam kemična analiza ne pokaže precipitatorov VC (sl. 2), povečanje trdote pa je zanesljiv znak izločilne utrditve, torej tvorbe VC in NbC (sl. 1).

Po podatkih iz literature se velikost izločkov, ki nastajajo pri premeni, suče v intervalu med 50 in 100 Å (7, 8, 9). Zato smatramo, da kemično določene količine elementov, vezanih v AlN, VC in NbC, v kvantitativnem smislu niso popolnoma zanesljive. Vendar so bile vse analize izvršene v identičnih pogojih, torej je bila napaka v vseh primerih enaka ali vsaj podobna. Zato lahko rezultate kemične analize uporabimo za primerjavo.

3. Kinetika premene pri 728° C

Kinetika premene avstenit-ferit je odvisna od dveh dejavnikov: od hitrosti nastajanja feritnih kali in od razraščanja teh kali v avstenit. Hitrost kaljenja je v idealnem jeklu odvisna od prenasajenja avstenita z ogljikom. Ker pa nehomogenosti v mikrostrukturi avstenita olajšajo nukleacijo ferita, je hitrost nastanka kali odvisna tudi od velikosti zrn avstenita in od količine sulfidnih vključkov v jeklih. Številna opazovanja so namreč pokazala, da se nukleacija ferita začne najprej na tromejnih avstenitnih zrn in ob sulfidnih vključkih. V enem in drugem med jekli ni bilo pomembnih razlik, zato trdimo, da so bili v vseh jeklih pogoji za nukleacijo ferita zelo podobni. Zaradi odvisnosti od prenasajenja hitrost nastanka kali raste, ko pada temperatura premene.

Drugi vplivni dejavnik je, kot že rečeno, hitrost razraščanja ferita v avstenit. Ta je odvisna od hitrosti, s katero se ogljik umika s transformacijske površine v preostali avstenit, torej od difuzivnosti ogljika v avstenitu. Ta se zmanjšuje eksponentialno z znižanjem temperature premene.

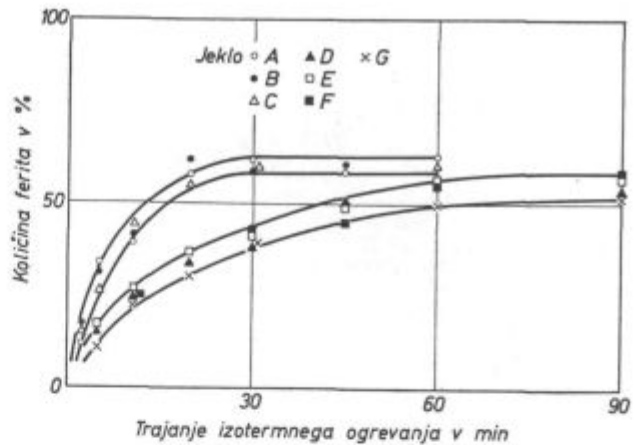
Zaradi odvisnosti od dveh dejavnikov, na katera temperatura različno vpliva, točno opisuje kinetiko premene dokaj zapletena Avramijeva odvisnost. Ugotovili smo, da je pri izotermni premeni preizkusnih jekel faza nukleacije omejena na začetno periodo izotermnega ogrevanja. Ko se razmeroma hitro razvije feritna opna po mejah avstenitnih zrn in okoli sulfidnih vključkov (ta faza je končana, ko je v jeklu le nekaj % ferita), postane hitrost reakcije odvisna le od difuzijske rasti ferita, to je od difuzijskega umika ogljika v preostali avstenit. V tej fazi je mogoče kinetiko z zadostno natančnostjo prikazati s parabolično enačbo:

$$\frac{d K_{fer}}{d t} = k t^{-1/2}$$

V izrazu so: K_{fer} — količina ferita, t — trajanje reakcije in k — konstanta, odvisna od temperature.

Na sliki 3 je prikazana kinetika premene v vseh preizkusnih jeklih. Na abscisi je določen čas, na ordinati pa z linearno intercepcijo delež ferita v % od celotne mikrostrukture.

Po hitrosti premene lahko vsa jekla razdelimo v dve skupini. V eni je premena končana približno po 20 min., v drugi skupini pa je premena končana po približno 1 uri. V prvi skupini najdemo jekla z Al, in V, v drugi pa vsa jekla z Nb. V mikroskopu opazimo, da je morfologija premene v vseh jeklih zelo podobna. Ferit se najprej razraste po kristalnih mejah avstenita, nato pa raste v notranjost zrn, kamor se umika preostali avstenit (sl. 4). Paralelno raste tudi ferit okoli sulfidnih vključkov, vendar je njegova količina zanemarljiva. Očitno je torej, da ima niobij prevladujoči vpliv na hitrost premene in da jo zavira. To potrjuje navedbe iz literature (2, 7).

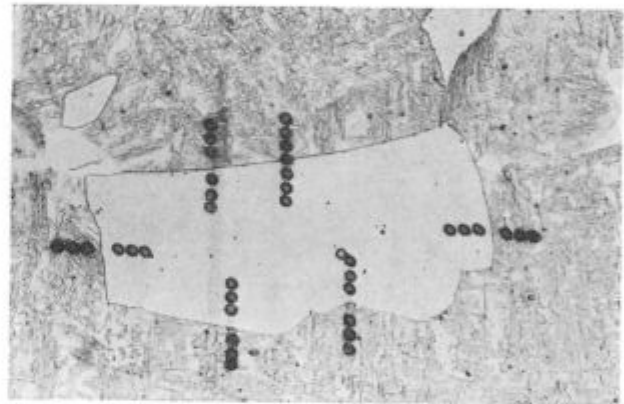


Slika 3

Razmerje med trajanjem izotermnega žarjenja jekla pri 728° C in količino ferita. Toplotna obdelava: žarjenje 1 uro pri 1300° C zadržanje pri 728° C in kaljenje v vodi.

Fig. 3

Relationship between the duration of isothermal annealing of steel at 728° C and the amount of ferrite. Heat treatment: annealing 1 hour at 1300° C, isothermal holding at 728° C, and quenching in water.



Slika 5

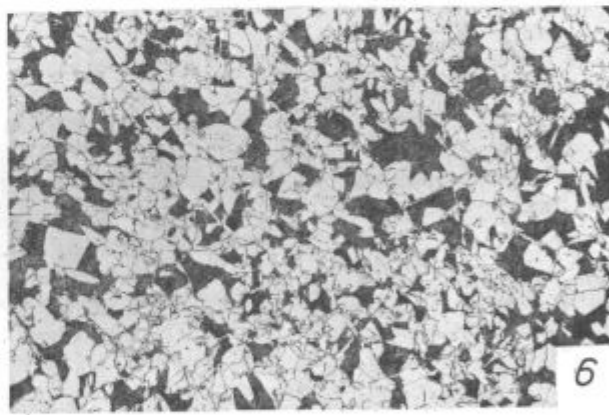
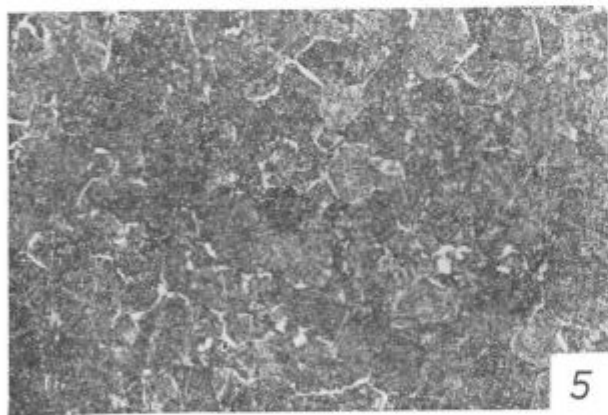
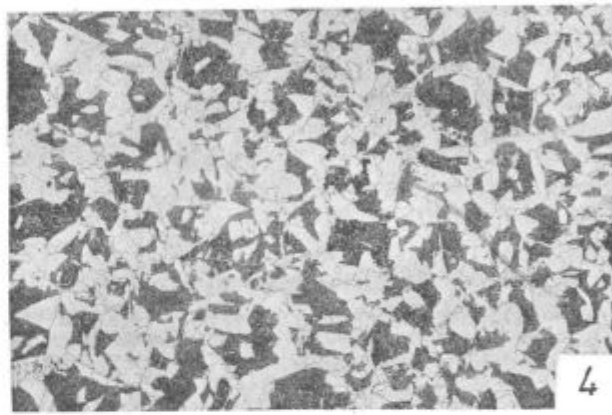
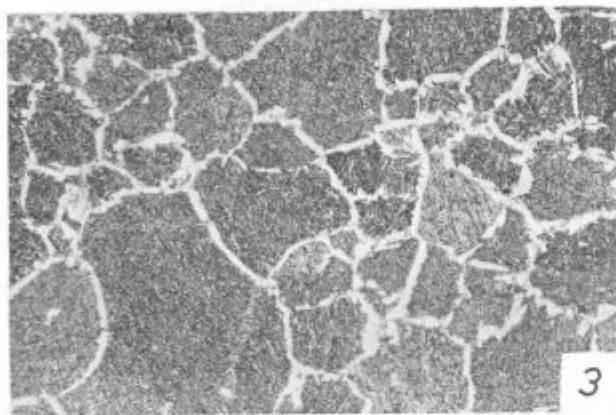
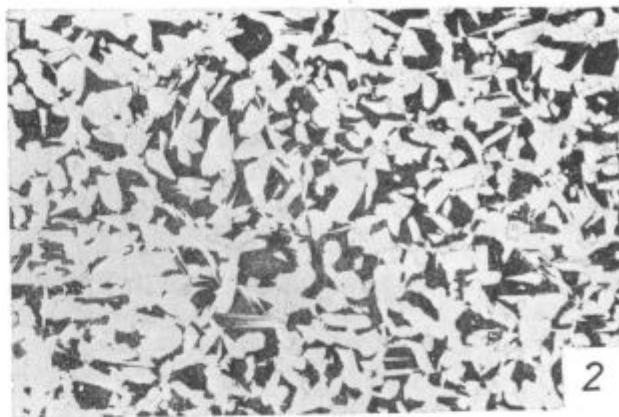
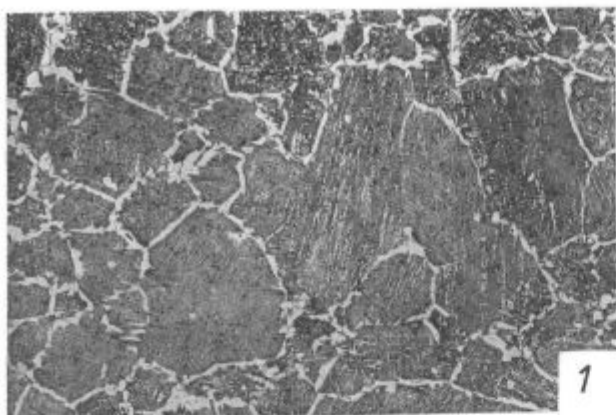
Povečava 200 x. Jeklo G držano 5 minut pri 728° C in kaljeno v vodi. Kontaminacijske pike zaradi analize z elektronskim mikroskopom.

Fig. 5

Magnification 200 x. Steel G held 5 minutes at 728° C and quenched in water. Contamination spots due to the analysis by the electron microanalyzer.

Sprašujemo pa se, kako to, da se vpliv niobija razlikuje od vpliva obeh drugih elementov, posebno od vanadija, ki tvori izločke podobne narave.

Ker je pri premeni pomembno dogajanje na transformacijski površini, smo sklepali, da bo pazljiva analiza jekla ob tej površini pokazala v jeklih z niobijem nekaj, česar pri drugih jeklih ni. Zato smo s pomočjo elektronskega mikroanalizatorja določili porazdelitev Nb in V ob transformacijski površini. Analizo smo izvršili tako, da je bila izključena možnost metodološke napake, saj smo predhodno področje analizirali iz vseh 4 strani feritnega zrna, ki se je razvijalo v avstenitu (sl. 5). Analiza je bila izvršena na dveh



Slika 4

Mikrostrukture jekla A, B in G po dvominutni transformaciji pri 728° C (slike 1, 3 in 5) in enourni transformaciji pri 728° (slike 2, 4 in 6) in ohlajanju na zraku.

Jeklo A — slike 1 in 2, jeklo B — slike 3 in 4; jeklo G — slike 5 in 6.

Fig. 4

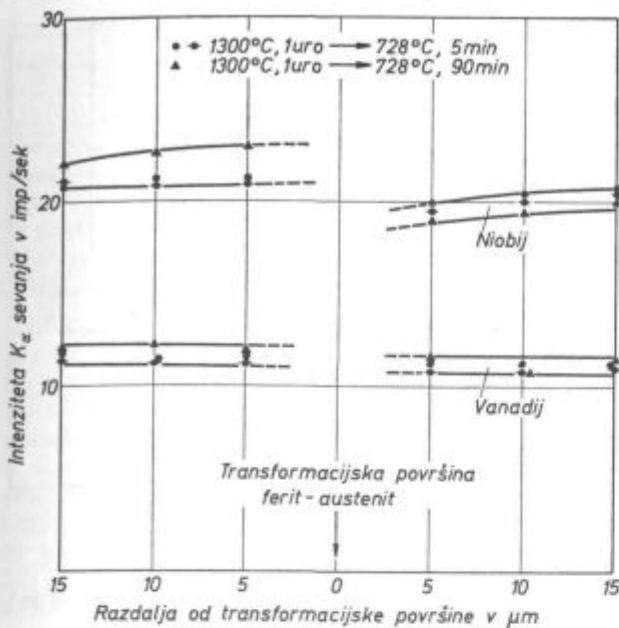
Microstructures of steels A, B, and G after two-minute transformation at 728° C (pictures 1, 3, and 5), and one-hour transformation at 728° C (pictures 2, 4, and 6), being afterwards cooled in air.

Steel A — pictures 1 and 2; steel B — pictures 3 and 4; steel G — pictures 5 and 6.

preizkušancih; v enem se je premena komaj začela, v drugem pa je bila skoraj končana.

Rezultat analize na sl. 6 kaže, da se na transformacijski površini skokovito spremeni koncentracija niobija, razlika v koncentraciji vanadija pa je v območju analitske napake. Premena napreduje s skokovito razliko v koncentraciji niobija na obeh straneh reakcijske površine, pri čemer je koncentracija niobija večja v feritu kot

v avstenitu. Razlika v koncentraciji v obeh fazah raste, kot se daljša premena. Razmešanje v sestavi ob mejni površini je dokaz, da premeno spremlja poleg difuzije ogljika od mejne površine v preostali avstenit tok niobija v nasprotni smeri. Niobij difundira iz faze, kjer ga je manj, v fazo, kjer ga je več, torej proti razliki v koncentraciji in umevno je, da difuzijo usmerja gradient v aktivnosti niobija.



Slika 6

Porazdelitev niobija in vanadija na meji transformacije pri jeklu G.

Fig. 6

Distribution of niobium and vanadium on the transformation interface in steel G.

Povedali smo že, da je niobij v jeklu lahko v obliki trdne raztopine in izločkov v feritu ali v avstenitu. Termodinamično aktivnost ima samo niobij, ki je v trdni raztopini. V nadaljevanju te razprave se bomo prepračili, da je bil pred premeno in med njo niobij v trdni raztopini v avstenitu, v feritu pa je bil v izločkih. Analiza v elektronskem mikroanalizatorju ne pokaže obeh oblik niobija, temveč le celotno množino, ki je v snopu s premerom 0,0005 mm, s katerim se je izvršila analiza in ki je najmanj 100-krat večji, kot so izločki. Zato kaže slika 6 celotno količino niobija v avstenitu in feritu. Velja, da je v feritu največji



Slika 7

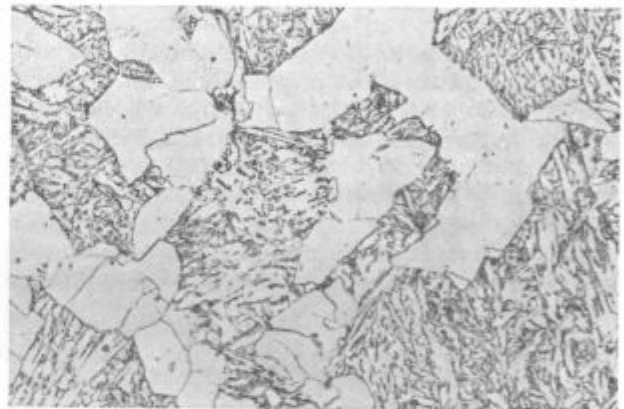
Povečava 200 x. Mikrostruktura jekla B po petminutnem držanju pri 728°C in kaljenjem v vodi.

Fig. 7

Magnification 200 x. Microstructure of steel B, being held 5 minutes at 728°C and quenched in water.

del niobija, ali celo ves niobij vezan v izločkih, v avstenitu pa je večina niobija v raztopini. Razlika v količini raztopljenega niobija ustvari razliko v aktivnosti, ki usmerja difuzijo niobija iz avstenita v ferit.

Zaviralni vpliv niobija na kinetiko izotermne preme avstenita lahko razložimo na dva načina. Da bi se lahko premena nadaljevala, se mora ogljik umikati iz obmejne cone v notranjost preostalega avstenita, vzporedno s tem poteka obraten difuzijski prenos niobija. Difuzijski tok (dF) je sorazmeren zmnožku med difuzijsko konstanto D in gradientom aktivnosti dc/dx , torej $dF = D dc/dx$. Na premenski površini se ustvarja razlika v koncentraciji ogljika in niobija v avstenitu in feritu. Kinetika preme bo zato odvisna od difuzije ogljika, če bo difuzijski tok ogljika počasnejši od toka niobija in nasprotno. Pri temperaturi 728°C je difuzivnost ogljika v avstenitu



Slika 8

Povečava 200 x. Mikrostruktura jekla G po enaki obdelavi kot pri sliki 7,

Fig. 8

Magnification 200 x. Microstructure of steel G after the same treatment as in Fig. 7.

za več redov velikosti večja od difuzivnosti niobija (10, 11). Razlika v gradientu ne more izenačiti razlike v difuzivnosti, zato kinetiko regulira difuzivnost niobija. Ta razlaga je fenomenološko pravilna, vendar nekoliko poenostavljena, ker smo zanemarili, da je kinetika odvisna tudi od medsebojnega vpliva obeh elementov na aktivnost v avstenitu.

Podatke, ki se ujemajo s to razlago zaviralnega mehanizma vpliva niobija na premeno avstenita, bomo našli v nadaljevanju te razprave. Tu omenjamo eno potrditev, ki se pokaže v mikrostrukturi jekel, ki so bila po premeni ohlajena na zraku. V jeklu z vanadijem smo našli v bainitu (avstenitu) zelo pogosto ob mejni površini s feritom znake obogatitve z ogljikom (sl. 7), v jeklu z niobijem pa takih znakov v nobenem primeru nismo opazili (sl. 8). Torej napreduje premena v jeklih z vanadijem tako hitro, da vidno zraste koncentracija ogljika v avstenitu v neposredni bližini premenske površine.

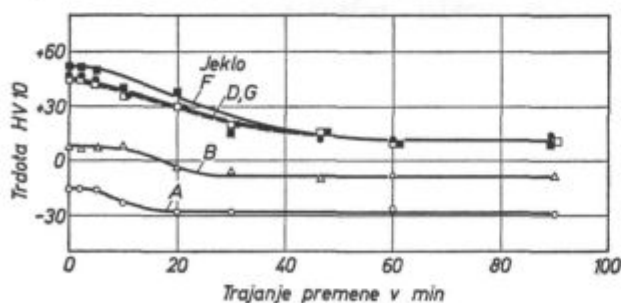
Druga razlika izhaja iz predpostavke, da niobij v trdni raztopini v avstenitu zavira premikanje transformacijske površine. Z vplivom raztopljenih atomov na premikanje kristalne meje tolmačijo zavorni učinek niobija na statično rekristalizacijo avstenita po vroči deformaciji. V primeru, da ta razlaga drži, so koncentracijske spremembe na transformacijski površini le spremljevalen pojav.

Lahko torej ta del naše razprave zaključimo z ugotovitvijo, da kinetiko premene avstenit-ferit regulira v jeklih z V in Al v trdni raztopini difuzijski tok ogljika od reakcijske površine v notranjost avstenita, v jeklih z niobijem v trdni raztopini pa hitrost difuzijskega prenosa v nasprotni smeri, to je iz notranjosti avstenita na premensko fronto, ali pa zavorni učinek niobija v trdni raztopini v avstenitu na premikanje transformacijske površine. Tu se ohranja med premeno dinamično ravnotežje med elementi v obeh fazah. To ravnotežje povzroča porazdelitev Nb na premenski površini. Na tej površini ali kmalu za njo tvori Nb karbonitridne izločke zaradi diskontinuirne precipitacije, ki je posledica fazne premene (7, 8, 9). Ta precipitacija zmanjša količino niobija v trdni raztopini v feritu, zmanjša njegovo aktivnost in sproži črpanje niobija iz avstenita. Difuzijski tok niobija iz avstenita na reakcijsko površino kaže, da v avstenitu kljub močnemu prenasičenju zaradi nizke temperature ni močnejše spontane in homogene precipitacije NbC.

4. IZLOČILNI POJAVI OB PREMENI PRI 728° C

4.1 Spremljanje izločanja s trdoto

Na sliki 9 je prikazan pridobitek trdote 5 jekel pri izločilnem ogrevanju. Odrezke jekel smo različno dolgo držali pri premenski temperaturi; ohladili smo jih na zraku, izmerili njihovo trdoto, nato smo jih ogrevali 1 uro pri 600° C in končno trdoto ponovno izmerili. Časovna odvisnost kaže, da se trdota spreminja le v času, ko v jeklu poteka premena, in to po podobni kine-

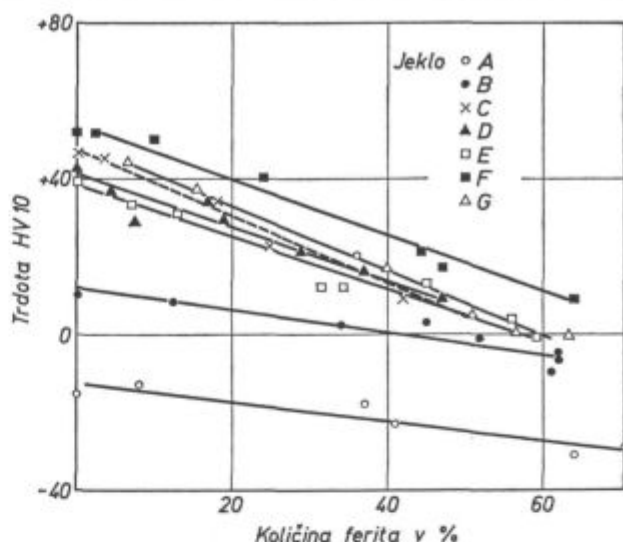


Slika 9

Vpliv trajanja transformacije na precipitacijski učinek v nekaterih jeklih

Fig. 9

Influence of the duration of transformation on the precipitation effect in some steel.



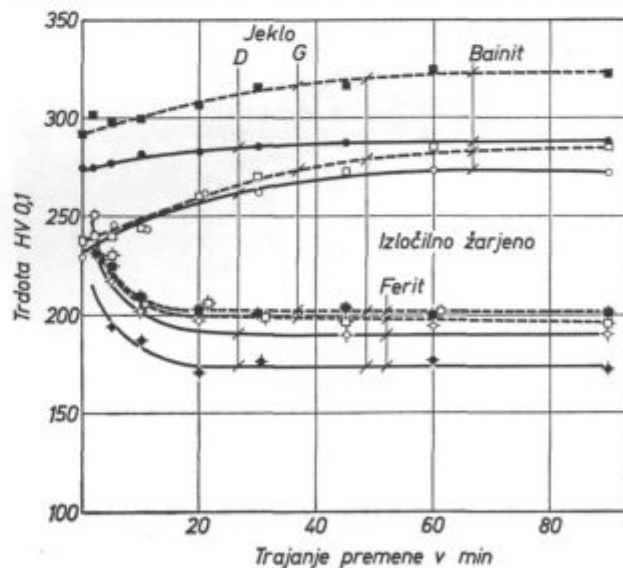
Slika 10

Razmerje med količino ferita in pridobitkom trdote pri vseh jeklih zaradi precipitacije.

Fig. 10

Relationship between the amount of ferrite and the improved hardness of all steel due to the precipitation.

tični odvisnosti, ki velja za premeno. V jeklih z niobijem je izločilni pridobitek trdote v vsem časovnem intervalu zadržanja pri 728° C pozitiven, v jeklu z vanadijem je pozitiven le približno do polovice premene, v jeklu z aluminijem pa je negativen v vsem časovnem intervalu. V tem primeru se trdota jekla pri izločilnem ogrevanju celo zmanjša. Če vzamemo kot osnovo jeklo



Slika 11

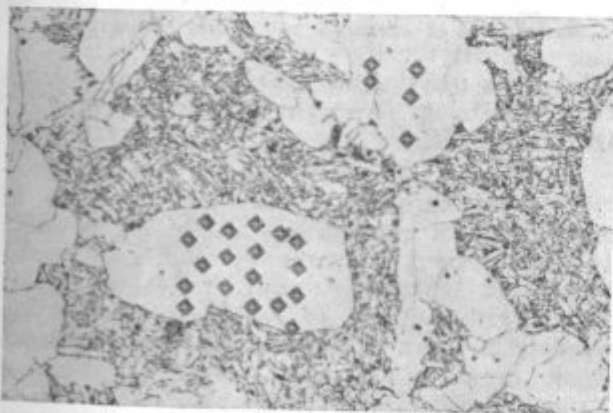
Vpliv trajanja transformacije na mikrotrdoto bainita in ferita po hlajenju na zraku, odvisno od temperature transformacije in po precipitacijskem žarjenju pri 600° C.

Fig. 11

Influence of the duration of transformation on the microhardness of bainite and ferrite after cooling in air depending on the transformation temperature (circles), and after the precipitation annealing at 600° C.

z aluminijem, ki ni podvrženo izločilni utrditvi, vidimo, da je utrditev Nb jekel približno dvakrat večja, kot utrditev V jekla in podobna kot utrditev NbV jekla. V vseh jeklih pridobitek trdote linearno pada, ko raste količina ferita (sl. 10). Časovni razvoj trdote kaže, da sodelujeta v procesu utrjanja le V in Nb, ki sta bila raztopljena v avstenitu, da potekajo izločilni pojavi le na premenski površini in da ni homogene precipitacije v avstenitu na temperaturi premene.

Sklepanje na osnovi makro trdote pa lahko zavede. Pri meritvi se namreč upošteva istočasno ferit in bainit, v obeh fazah pa izločilni pojavi niso enaki. Zato smo mikro trdoto izmerili na podoben način kot makro trdoto, vendar ločeno v feritu in bainitu. Rezultati so prikazani na sliki 11. Trdota bainita, ki je nastal, ko smo jeklo ohladili s temperature premene na zraku, raste le tako dolgo, dokler traja transformacija. Med Nb jeklom in NbVAl jeklom ni pomembne razlike. Pri izločilnem ogrevanju pa se trdota bainita znatno poveča, in sicer relativno bolj v jeklu z NbVAl kot v jeklu z Nb in tem manj, čim večja je stopnja premene, oz. čim več je v jeklu ferita. Pridobitek trdote ostaja konstanten, ko je končana premena. Povečanje trdote bainita po ohlaiditvi na zraku razlagamo s tem, da v njem raste količina ogljika proporcionalno s količino nastalega ferita. Po končani premeni se trdota bainita ne spreminja več zaznavno, ker se v avstenitu ne spreminja več količina ogljika. Pridobitek trdote bainita pri izločilnem ogrevanju je ponoven dokaz, da med premeno ni bilo pomembnega homogenega izločanja v avstenitu. Različen pridobitek trdote med začetkom in koncem premene bi bil sicer lahko znak delne homogene precipitacije, vendar le v primeru, če je pridobitek trdote pri izločilnem ogrevanju neodvisen od količine ogljika v bainitu, o čemer nimamo empiričnih podatkov.



Slika 12

Povečava 100 x. Mikrotrdota zareze v feritu pri jeklu G po 10-minutni transformaciji pri 728°C in hlajenju na zraku.

Fig. 12

Magnification 100 x. Microhardness indentations in ferrite of steel G after 10-minute transformation at 728°C and cooling in air.

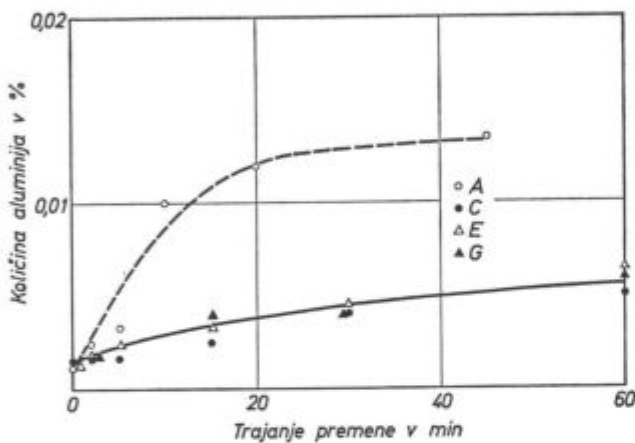
V Nb jeklu se trdota ferita zmanjša pri izločilnem ogrevanju, v AlNbV jeklu pa se poveča. Torej pride v prvem primeru do popuščanja, v drugem pa do izločilne utrditve. Ferit utrjujejo izločki, torej je zmanjšanje trdote znak, da pride pri ponovnem ogrevanju do povečanja ali preureditve izločkov in zmanjšanja koherentnih notranjih napetosti. V obeh jeklih je trdota ferita večja v začetku premene kot v njenem nadaljevanju in sicer pred izločilnim ogrevanjem in po njem. Konstantna trdota je dosežena v času, ki se ne ujema s premenskimi dogajanja v jeklu. To pove, da začetna trdota ferita ni v zvezi s premeno in ne z izločilnimi dogajanja. Če bi bila trdota ferita, ki nastane ob začetku premene, večja zaradi izločilne utrditve, bi pričakovali, da bo trdota večja v sredini večjih zrn kot ob njihovem robu. Meritve pa so pokazale, da je trdota v istem zrnu ferita neodvisna od razdalje od meje zrna (sl. 12). Zato je začetno povečanje trdote ferita najverjetneje v zvezi z geometrijo mikrostrukture, mogoče posledica napetosti, ki nastanejo ob premeni jekla z malo ferita med tankim slojem ferita in bainitno okolico. V celoti velja, da ugotovitve, katere lahko izpeljemo iz trdote, potrjujejo razlago premene, izločanja in prerazdelitve niobija, ki smo jo izoblikovali na osnovi porazdelitve niobija ob transformacijski površini.

4.2 Spremljanje premene s kemično analizo

V uvodu te razprave smo kritično presodili zanesljivost kemičnega postopka za določanje AlN, VC in NbC. Velja, da sta analizi VC in AlN bolj zanesljivi kot analiza NbC in da ni izključeno sistematično odstopanje rezultatov, zato ker se je izgubil pri filtriranju del zelo drobnih precipitativ ali pa zato, ker so se raztopili pri izolaciji iz jekla. Na osnovi meritev trdote smemo namreč sklepati, da se je pri premeni vezala v izločke večina razpoložljive količine Nb in V. Zaradi nejasnosti v zvezi s točnostjo analize AlN, VC in NbC v jeklih, rezultatom kemične analize ne bomo dali kvantitativne vrednosti in jih bomo uporabili samo kot primerjalni podatek za vrednotenje medsebojnega vpliva vseh treh elementov v procesu izločanja. Da je to dovoljeno, pokaže dejstvo, da je analiza pokazala zelo podobne rezultate v jeklih s podobno sestavo. Na slikah 13, 14 in 15 je prikazano, kako se spreminja količina vezanih elementov v odvisnosti od trajanja premene. Količina vezanih elementov hitreje raste, posebno se to jasno razloči pri Al in V, v začetku ogrevanja v časovni periodi, ki ustreza nastajanju ferita. Na sliki 13 vidimo, da prisotnost V in Nb v jeklu močno zmanjšuje hitrost nastajanja AlN. Slika 14 pokaže, da Nb močno zavira kinetiko tvorbe VC, medtem ko je Al brez vidnega vpliva. Končno slika 15 kaže, da Al in V nimata zaznavnega vpliva na kinetiko tvorbe NbC. Razlike med vsemi tremi jekli na sliki 15 so namreč v intervalu analitskega odstopanja. Na sliki 13 so rezultati analiz jekel, ki imajo poleg

Al še V in Nb, zelo podobni. Enako drži za jekla z Nb na sl. 14. Ta podobnost je potrdilo, da je bilo ev. analitično odstopanje v vseh primerih podobno, torej lahko rezultate uporabimo v primerjalne namene. Točnejša analiza pokaže, da je količina elementov, izločenih v obliki nitrida, oz. karbonitridov, sorazmerna količini ferita v jeklu. Slika 16 potrjuje veljavnost te sorazmernosti za jekla, ki vsebujejo vanadij.

Na slikah 13, 14 in 15 je v začetku izločanja količina V in Al blizu 0,001 %, kar je na meji občutljivosti analize. Začetna količina niobija je mnogo večja, okoli 0,01 %, in večja od občutljivosti analize. Visoka začetna vrednost Nb v začetku je znak, da se pri avstenitizaciji pri 1300° C ni raztopil ves niobij in je v avstenitu ostalo toliko izločkov NbC, kolikor ustreza ca. 0,01 % Nb. Pa tudi sicer je količina Nb, ki jo je analiza

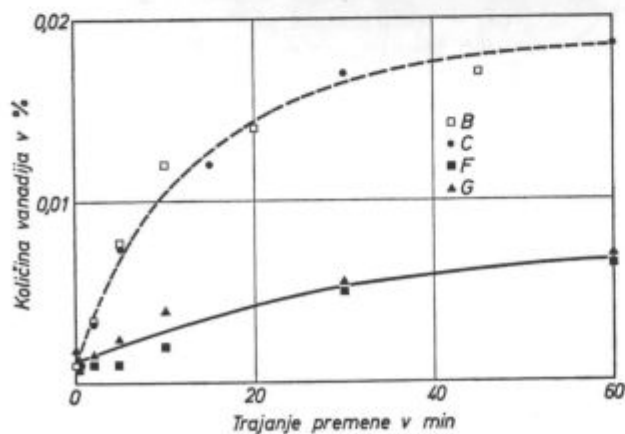


Slika 13

Vpliv držanja jekla na temperaturi 728° C na količino aluminija, vezanega v AlN.

Fig. 13

Influence of the holding steel at 728° C on the amount of aluminium bound into AlN.

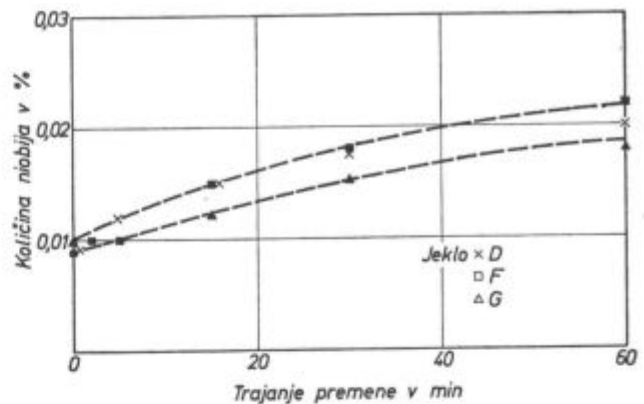


Slika 14

Vpliv držanja jekla na temperaturi 728° C na količino vanadija, vezanega v karbonitridu.

Fig. 14

Influence of the holding steel at 728° C on the amount of vanadium bound into carbonitride.

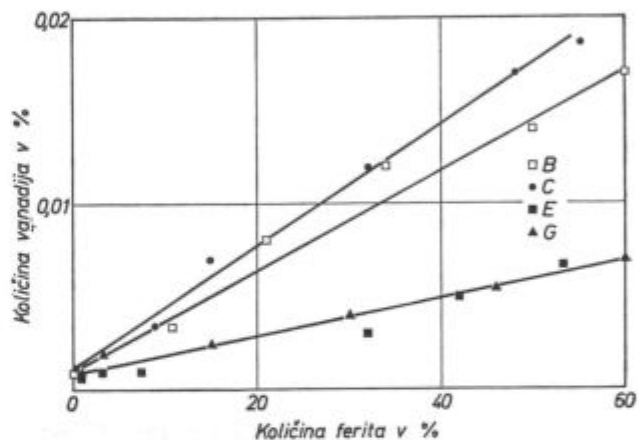


Slika 15

Vpliv držanja jekla na temperaturi 728° C na količino niobija, vezanega v karbonitridu.

Fig. 15

Influence of the holding steel at 728° C on the amount of niobium bound into carbonitride.



Slika 16

Razmerje med količino ferita v jeklu in količino vanadija, vezanega v karbonitridu.

Fig. 16

Relationship between the amount of ferrite in steel and the amount of vanadium bound into carbonitride.

pokazala v obliki NbC, manjša, kot bi pričakovali. To kaže, da se pri analizi zajame manj NbC kot VC, oz. AlN.

Prosta energija tvorbe AlN je večja kot energija tvorbe karbidov, oz. nitridov vanadija in niobija; prosta energija tvorbe NbC pa je večja kot prosta energija tvorbe VC. Razlika v prosti energiji bi lahko bila razlaga za to, da niobij zavira tvorbo VC, ni pa razlaga za to, da oba elementa zavirata tvorbo AlN. Našli smo tudi podatek, da je aktivacijska energija za izločilno utrditev ferita zaradi niobija manjša kot enaka energija za izločilno utrditev niobija (2). Tudi razlika v aktivacijski energiji daje prednost izločanju NbC. Da bi lahko razložili interakcije vseh treh elementov v procesu izločanja, pa bi bilo potrebno določiti aktivacijske energije za izločanje iz avstenita za AlN, NbC in VC, o čemer še ni podatkov.

Tabela 1: Sestava jekel

Oznaka	Tip	Element v %								
		C	Si	Mn	P	S	V	Nb	Al	N
A	Al	0,16	0,30	1,28	0,005	0,012	—	—	0,03	0,0138
B	V	0,16	0,31	1,20	0,006	0,016	0,07	—	—	0,0102
C	AlV	0,16	0,30	1,26	0,006	0,015	0,074	—	0,015	0,0125
D	Nb	0,16	0,30	1,34	0,005	0,011	—	0,090	—	0,0132
E	AlNb	0,15	0,30	1,24	0,005	0,010	—	0,103	0,031	0,0144
F	NbV	0,14	0,33	1,40	0,005	0,010	0,068	0,093	—	0,0127
G	AlNbV	0,14	0,30	1,24	0,006	0,010	0,074	0,093	0,015	0,0141

SKLEPI

Določili smo kinetiko izotermne premene avstenit-ferit pri 728°C za jekla z 0,15 C in 1,3 Mn in z dodatkom Al, Nb in V v različnih kombinacijah. Kinetiko tvorbe ferita smo določili z mikroskopsko analizo preizkušancev, ki so bili kaljeni s premenske temperature po različno dolgem zadržanju, izločilne pojave pa smo spremljali z meritvami trdote preizkušancev, ki so bili ohlajeni na zraku in s kemično analizo. Z avstenitizacijo jekel pri 1300°C smo dosegli, da so bili vsi trije elementi v trenutku začetka premene v trdni raztopini v avstenitu. Rezultati preiskav so pokazali naslednje:

— izotermna premena avstenita z elementi v trdni raztopini sledi parabolični kinetiki v vseh jeklih in je hitrejša v jeklih brez niobija kot v jeklih z niobijem;

— vzrok, da niobij zavira premeno avstenita v ferit, je izmenjava niobija med feritom in avstenitom ali pa zavorni vpliv niobija v trdni raztopini v avstenitu na premikanje transformacijske površine. Pri reakciji niobij difundira iz avstenita v ferit nasprotno toku ogljika, ki se umika v notranjost preostalega avstenita in omogoča s tem nadaljevanje reakcije;

— med premeno ni v avstenitu zaznavne tvorbe NbC, pač pa nastaja ta spojina, pa tudi VC,

z diskontinuirno (medfazno) precipitacijo v feritu ob premenski površini ali blizu nje;

— pri izotermni premeni prisotnost V in Nb v jeklu zavira tvorbo AlN, prisotnost Nb pa zavira tvorbo VC.

Sredstva za to delo so prispevali: Zelezarna Jesenice in Raziskovalna skupnost Slovenije.

Viri:

1. F. Vodopivec, M. Gabrovšek in B. Ralič: *Metals Science* 9, 1975, 324–326.
2. L. Meyer, H. E. Bühler in F. H. Heisterkamp: *Thyssenforschung* 3, 1971, št. 1 + 2, 8–43.
3. F. Vodopivec in M. Gabrovšek: *Härterei-Technische Mitteilungen* 31, 1976, št. 4, 185–187.
4. M. Kmetič, F. Vodopivec in M. Gabrovšek: 10 Hüttemansische Materialprüfer-Tagung, Balatonliga, Madžarska, maj 1979.
5. H. Nordberg in B. Aronson: *JISI* 1968, št. 12, 1263–1266.
6. A. Osojnik, T. Lavrič in F. Vodopivec: Poročilo MI Ljubljana, št. 559, 1978.
7. A. Constant, M. Grumbach in G. Sanz: *Märterei-Technische Mitteilungen* 26, 1971, št. 5, 364–374.
8. A. D. Batte in R. W. K. Honeycombe: *JISI*, 1973, št. 4, 284–289.
9. M. Tanino in K. Aoki: *Transactions ISIJ* 8, 1968, 337–345.
10. B. Sparke, D. W. James in G. M. Leak: *JISI* 203, 1965, 152–153.
11. A. G. Guy: *Trans of the Am. Soc. Metals* 44, 1952, 382.

ZUSAMMENFASSUNG

Eine Serie im Laboratorium gefertigter Stähle mit verschiedenen Kombinationen von Niob, Vanadium und Aluminium ist vorbereitet worden. Die Stähle sind bei 1300° C austenitisiert und der isothermischen Umwandlung bei 728° C unterworfen worden. Der Ferritgehalt ist mit der Methode der linearen Interzeption im Mikroskop bestimmt worden, die Ausscheidungs Vorgänge sind mit der Messung des Härtezuwachses nach der Umwandlung und nach der wiederholten Ausscheidungsaufwärmung und durch chemische Analyse verfolgt worden.

Die Umwandlung bei 728° verläuft nach der parabolischen Kinetik, da schon am Anfang der Reaktion an den Grenzen der Austenitkörner eine Ferritschicht entsteht, welche dann ins Innere der Körner hineinwächst. In niobhaltenden Stählen ist die Ferritbildung langsamer als in Stählen mit Vanadium und Aluminiumgehalt. Die Analyse im Elektronenmikroanalysator zeigte, dass an der Transformationsfläche eine Auswechslung von Niob zwischen Ferrit und Austenit verläuft so, dass Ferrit an Niob reicher wird. Der Fluss von Niob ist somit dem Kohlenstofffluss

entgegengesetzt. Da die Diffusionsgeschwindigkeit von Niob kleiner ist als die des Kohlenstoffes, hemmt sie die Verteilung von Niob an der Umwandlungsreaktionsfläche.

Die Messungen der Mikrohärtigkeit zeigen, dass die Ausscheidungen im Austenit während der Umwandlung nicht homogen, sondern nur an den Grenzflächen verlaufen.

Die Gegenüberstellung der Ergebnisse der Messungen zu den Ergebnissen der chemischen Analyse zeigt, dass diese nicht alle Ausscheidungen quantitativ erfassen kann, deswegen hat die Analyse nur einen Vergleichswert. Trotzdem zeigten die Analysen, dass die Anwesenheit von Niob eine hemmende Wirkung auf die Ausscheidung von Aluminiumnitrid und Vanadiumkarbonitrid ausübt. Die Anwesenheit von Vanadium wirkt hemmend auf die Ausscheidung von Aluminiumnitrid.

Auf Grund der Ergebnisse dieser Arbeit und der Angaben in der Fachzeitschrift lässt sich der gegenseitige Einfluss der behandelnden Elemente auf die Bildung von Ausscheidungen an der Umwandlungsfläche Austenit-Ferrit nicht erklären.

SUMMARY

A serie of laboratory-prepared steel with various combinations of niobium, vanadium, and aluminium was applied. Steel was austenitized at 1300° C and isothermally transformed at 728° C. Amount of ferrite was measured by the method of linear interception in the microscope, precipitation phenomena were controlled by the hardness increments after the transformation and followed dissolution annealing, and by chemical analyzing.

Transformation at 728° C follows the parabolic law of kinetics because a thin ferrite layer is formed on the grain boundaries of the austenite in the first stage of reaction. Ferrite formation then proceeds into the grains. In steel with niobium, formation of ferrite is slower than in those with vanadium and aluminium. Analysis by the electron microanalyzer showed that exchange of niobium between ferrite and austenite takes place on the transformation interface and that ferrite is enriched with niobium. Thus the flow of niobium is opposite to that of carbon. Since the diffusivity of niobium is lower than

that of carbon the redistribution of niobium on the reaction interface retards the transformation.

Microhardness measurements show that no homogeneous precipitation in austenite occurs during the transformation, but the precipitation takes place on the boundary surface.

Comparison between the results of measurements and values of chemical analyses shows that chemical analysis does not quantitatively cover all the formed precipitates therefore analyses have only a comparative value. Nevertheless, analyses show that presence of niobium retards the formation of aluminium nitride and vanadium carbonitride precipitates, and the presence of vanadium retards the formation of aluminium nitride precipitates. Results of this research and data in references are not sufficient to explain mutual correlation of elements on the formation of precipitates on the austenite/ferrite transformation interface.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Для опытов была приготовлена целая серия лабораторных сталей в различных комбинациях ниобия, ванадия и алюминия. Стали были аустенитизированы при 1300° C и подвергнуты изотермическому превращению при 728° C. Количество феррита было измерено методом линейной интерцепции с микроскопом, а за процессом выделения следили измерением повышения твердости после превращения и после вторичного нагрева с целью дальнейшего выделения, также при помощи химического анализа.

Процесс превращения при 728° C протекает по параболической кинетике, потому что уже в начале реакции, на границах кристаллических зерен аустенита образуется мелкий слой феррита, который спустя образования, в направлении к внутренности зерен увеличивается. В сталях, которые содержат ниобий образуется феррит более медленно, чем в сталях с ванадием и алюминием. Анализ, выполненный в электронном микроанализаторе показал, что замена ниобия между ферритом и аустенитом происходит на трансформированной поверхности таким образом, что феррит обогащается с ниобием. Это значит, что ток ниобия происходит в направлении, которое противоположно току углерода. Так как диффузия ниобия более медленна от диффузии

углерода, то торможение распределения ниобия наступает на реакционной поверхности превращения.

Измерения микротвердости показывают, что в течении процесса превращения в аустените не образуются гомогенные выделения, между тем как самый процесс выделения происходит только на граничной поверхности.

Сравнения между результатами измерения с результатами химического анализа показали, что химический анализ не охватывает количественно все полученные выделения и, поэтому, имеет только сравнительное значение. Несмотря на это, выполненные анализы указывают, что присутствие ниобия тормозит образование выделений нитридов алюминия и карбонитридов ванадия, а присутствие ванадия — образование выделений нитрида алюминия.

На основании результатов, как итог выполненных исследовательских работ, и данных из литературы, нет возможности для пояснения взаимного влияния отдельных упомянутых элементов на образование выделений на поверхности превращения аустенит-феррит.

Uticaj statičkog deformacionog starenja na teksturu i faktore plastične anizotropije umirenog čelika

UDK 669, 14, 018:620, 187
ASM/SLA: N7a, M26c

V. Raič*, Dj. Drobnjak** i S. Malčić***

Uticaj statičkog deformacionog starenja (deformacija: 5–25 %; starenje: 10–200° C/h do 520° C) na teksturu koja se dobija hladnim valjanjem (70 %) i žarenjem (700° C) je određen tehnikom inverznih polarnih slika. Rezultati pokazuju da se udeo [111] komponente povećava a [100] smanjuje sa smanjenjem brzine zagrevanja odnosno povećanjem vremena starenja. Najveće promene se dešavaju kada se brzina smanji od 50 na 20° C/h odnosno vreme poveća od 10 na 25 časova. Ovako ponašanje je pripisano sve većoj efikasnosti AlN čestica koje povećavaju broj klica [111] orijentacije na račun klica [100] orijentacije. Primenom optimalne kombinacije prethodne deformacije (15 %) i brzine starenja (10° C/h) dobijen je srednji faktor plastične anizotropije oko dva.

UVOD

Uticaj disperznih faza na teksturu niskougleničnih čelika koji se preradjuju hladnim valjanjem i žarenjem je opisan u više radova. Utvrđeno je da je za dobijanje izražene [111] teksture, koja povećava sposobnost limova da se oblikuju dubokim izvlačenjem, potrebno da se čelik legira elementima koji obezbeđuju izdvajanje disperznih faza ili pre hladne deformacije ili pre rekristalizacije (1). U prvu grupu spadaju niobijum (2) i titan (3), koji obrazuju karbide, a u drugu aluminijum (4,5) koji obrazuje AlN (umireni čelik).

Najnoviji rezultati dobijeni na čistoj leguri Fe-Al-N pokazuju da aluminijum može biti efikasan i kada se izdvaja pre deformacije (6). Međutim, da li se ovaj efekat može iskoristiti i u komercijalnom umirenom čeliku nije poznato. Shodno tome, cilj ovoga rada je bio da se ispita uticaj AlN čestica koje se izdvajaju u osnovi pre deformacije na teksturu.

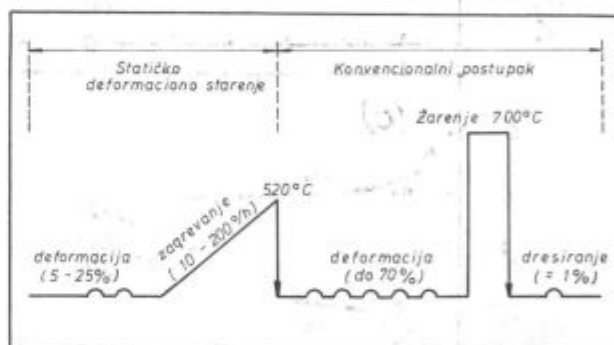
EKSPERIMENTALNI DEO

Materijal

Za ispitivanje je korišćen umireni čelik sledećeg hemijskog sastava: 0,04 % C; 0,32 % Mn; 0,014 % P; 0,019 % S i 0,055 % Al. Polazni materijal je bio u obliku toplo valjanog lima debljine 2 mm. Ranija ispitivanja (7) su pokazala da su pri toploj preradi ostvareni uslovi koji obezbeđuju dobijanje lima za duboko izvlačenje standardnog kvaliteta.

Termomehanička obrada

Primenjeni ciklus termomehaničke obrade je shematski prikazan na sl. 1.



Slika 1

Shematski prikaz ciklusa termomehaničke obrade

Fig. 1

Schematical presentation of the thermomechanical treatment cycle.

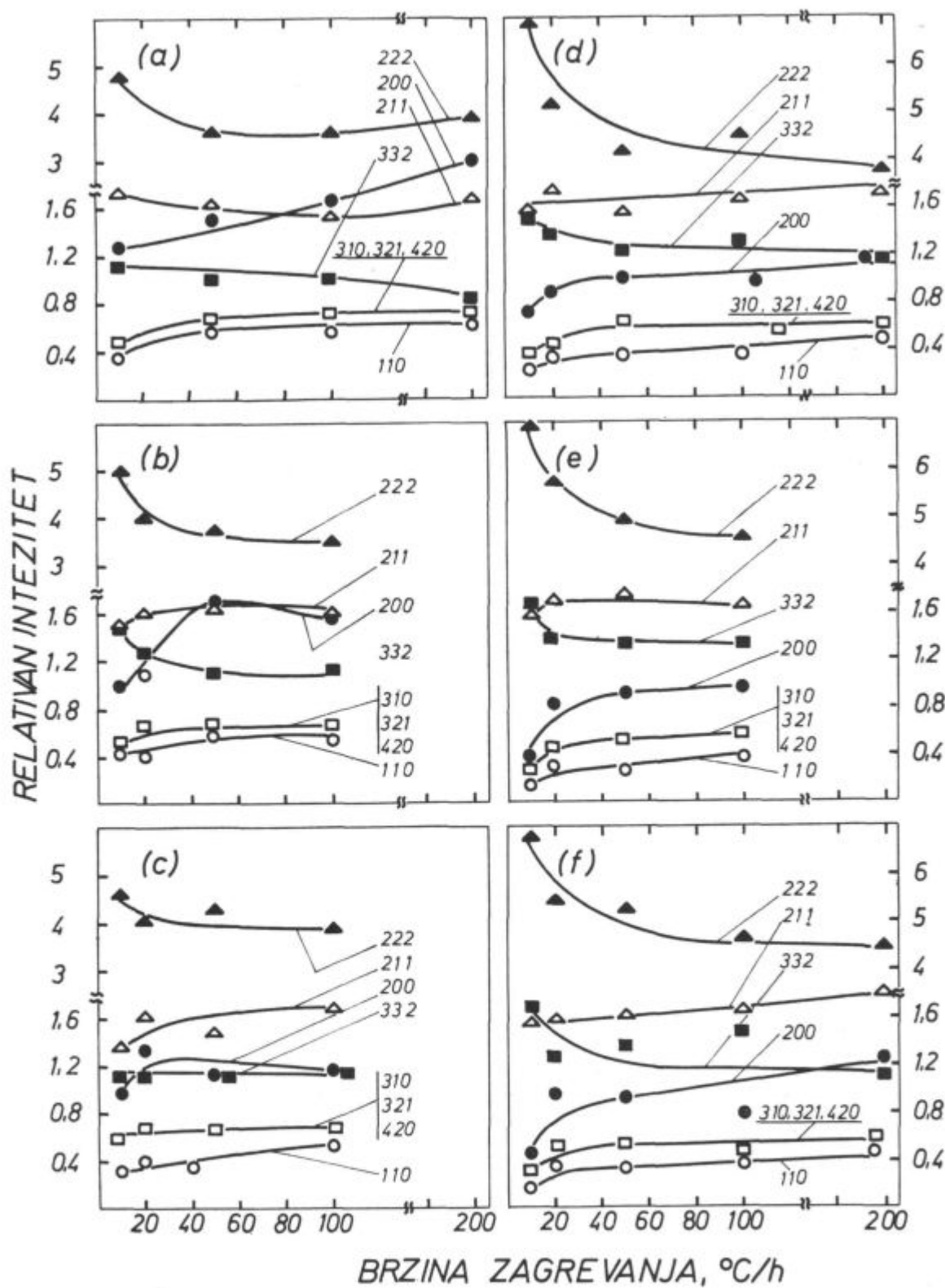
Statičko deformaciono starenje: Polazni materijal je deformisan valjanjem u jednom provlaku (5, 10, 15, 20 i 25 %), zagrevan u komornoj peći konstantnom brzinom (10, 20, 50, 100 i 200° C/h) do 520° C i hladjen na vazduhu.

Konvencionalni postupak: Posle statičkog deformacionog starenja materijal je hladno valjan u više provlaka do 70 % (računajući i prethodnu deformaciju) uz korišćenje ulja za podmazivanje. Step en deformacije u svakom provlaku je iznosio

*Istraživački centar, Metalurški kombinat Smederevo

**Zavod za fizičku metalurgiju, Tehnološko-metalurški fakultet, Beograd

***Laboratorija za materijale, Institut »Boris Kidrič«, Vinča



Slika 2

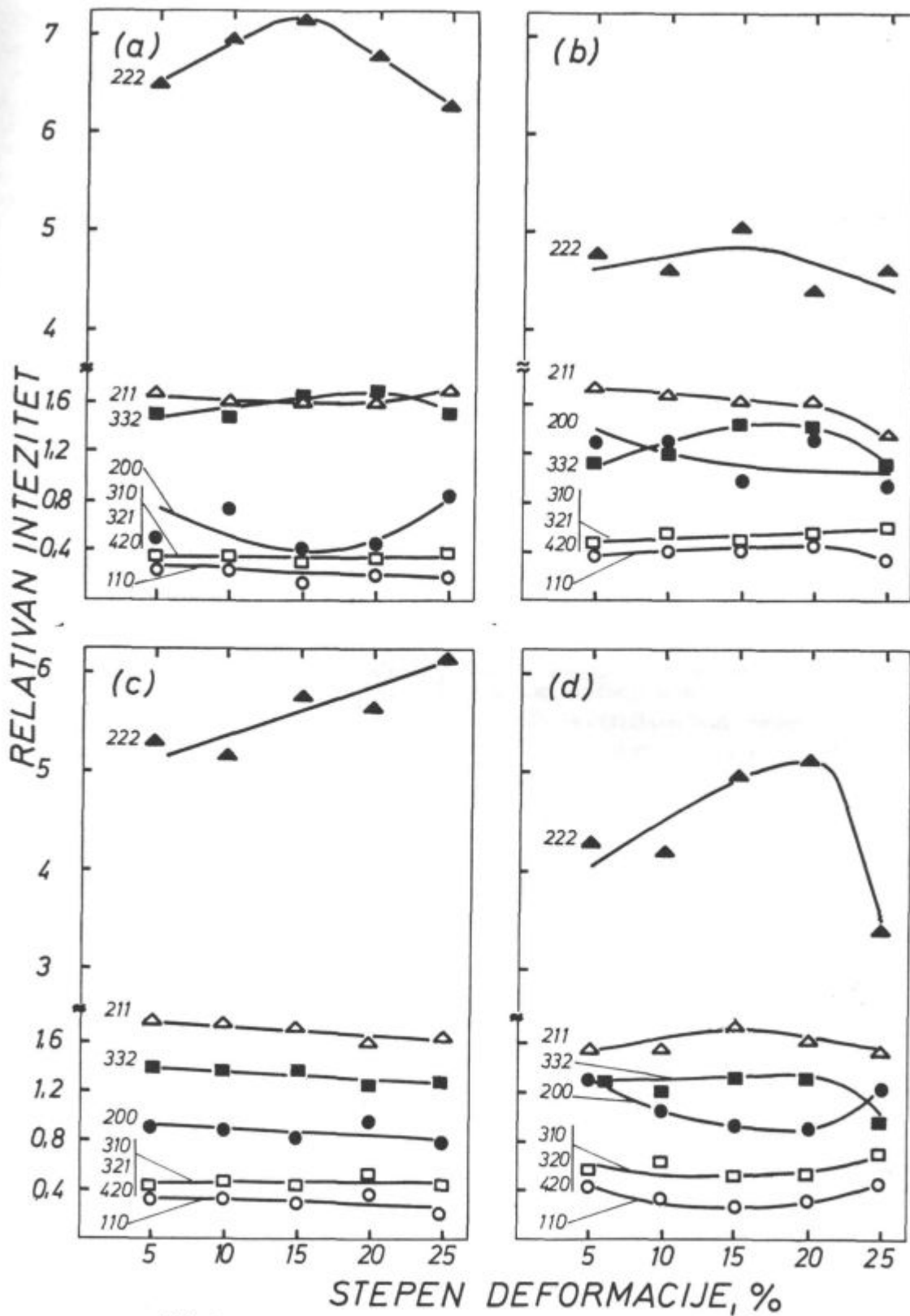
Uticaj brzine starenja na relativan intenzitet

- a) 5 % deformacije pre starenja; 15 minuta na 700° C
- b) 15 % deformacije pre starenja; 15 minuta na 700° C
- c) 25 % deformacije pre starenja; 15 minuta na 700° C
- d) 10 % deformacije pre starenja; 21 h na 700° C
- e) 15 % deformacije pre starenja; 21 h na 700° C
- f) 20 % deformacije pre starenja; 21 h na 700° C

Fig. 2

Influence of the ageing rate on the relative intensity

- a. 5 % deformation before ageing; 15 minutes at 700° C
- b. 15 % deformation before ageing; 15 minutes at 700° C
- c. 25 % deformation before ageing; 15 minutes at 700° C
- d. 10 % deformation; 21 hours at 700° C
- e. 15 % deformation; 21 hours at 700° C
- f. 20 % deformation; 21 hours at 700° C



Slika 3

Uticaј deformacije koja predhodi starenju na relativan intenzitet

- a) brzina starenja 10° C/h; 21 h na 700° C
- b) brzina starenja 10° C/h; 15 min. na 700° C
- c) brzina starenja 20° C/h; 21 h na 700° C
- d) brzina starenja 50° C/h; 21 h na 700° C

Fig. 3

Influence of deformation preceding the ageing on the relative intensity

- a. ageing rate 10° C/h; 21 h at 700° C
- b. ageing rate 10° C/h; 15 min at 700° C
- c. ageing rate 20° C/h; 21 h at 700° C
- d. ageing rate 50° C/h; 21 h at 700° C.

20—25 %. Deformisani uzorci su žareni na 700° C ili u sonom kupatilu (15 min) ili u komornoj peći (21 čas) a zatim dresirani ~ 1 %.

U cilju sprečavanja prekomerne oksidacije i razugljenisanja uzorci žareni u komornoj peći su ili zatapani u kvarcne ampule ili stavljeni u kutiju od nerđajućeg čelika zajedno sa absorberima za kiseonik pa zatim žareni.

Ispitivanje

Tekstura: Za ispitivanje su korišćeni uzorci koji su prethodno hemijskim putem stanjeni do polovine početne debljine. Udeo pojedinih komponenti u teksturi je određen tehnikom inverznih polarnih slika (8). Sa svakog uzorka je meren integralni intenzitet osam refleksija: 110, 200, 211, 310, 222, 321, 420 i 332. Intenzitet svake refleksije, I_{hkl} , je poredjen sa intenzitetom iste refleksije sa uzorka bez teksture, $I_{r,hkl}$. Relativan intenzitet je određen prema izrazu:

$$p_{hkl} = \frac{(\sum N_{hkl}) (I_{hkl}/I_{r,hkl})}{\sum [N_{hkl} (I_{hkl}/I_{r,hkl})]}$$

gde je N_{hkl} faktor umnožavanja.

Faktori plastične anizotropije: Merenje faktora plastične anizotropije, $R = \epsilon_w/\epsilon_t$ (ϵ_w i ϵ_t su stvarne deformacije po širini i debljini epruvete koje se dobijaju pri dostizanju 15 % izduženja) je izvršeno na uzorcima sečenim pod uglom od 045 i 90° u odnosu na pravac valjanja.

Srednji ili normalni faktor plastične anizotropije, \bar{R} , je određen na osnovu izraza:

$$\bar{R} = (R_o + 2R_{45} + R_{90})/4$$

dok je faktor ravanske plastične anizotropije određen na osnovu izraza:

$$\Delta R = (R_o + R_{90} - 2R_{45})/2$$

REZULTATI

Tekstura

Uticaj brzine zagrevanja na relativan intenzitet pojedinih refleksija je prikazan na sl. 2. Refleksije [310], [321] i [420] su prikazane zbirnom krivom. Sa povećanjem brzine zagrevanja [322] i njoj bliske [322] komponente se smanjuju dok se [200], [211], [110], [310], [321] i [420] povećavaju. Najviše se menjaju [111] i [200] komponente u intervalu od 10 do 50° C/h. Sa daljim povećanjem brzine zagrevanja promene su znatno manje izražene.

Uticaj stepena deformacije koji prethodi starenju na relativan intenzitet pojedinih refleksija je prikazan na sl. 3. Slični rezultati se dobijaju sa brzinama starenja 100 i 200° C/h. [222] refleksija pokazuje maksimum a [200] minimum na 15 do 25 % deformacije. Ponašanje ostalih komponenti nije tako jasno definisano verovatno zbog toga što se po pravilu malo menjaju.

Poredjenje ovih dijagrama na sl. 2 i 3 pokazuje da je udeo povoljnih komponenti [222], [211] i [332] koje povećavaju sposobnost čelika da se oblikuje dubokim izvlačenjem (7) veći a udeo nepovoljnih manji u materijalu koji je žaren 21 čas na 700° C u odnosu na materijal koji je žaren 15 min. S druge strane u svim uzorcima koji su prethodno deformaciono starenjeni udeo povoljnih komponenti je veći a nepovoljnih manji u odnosu na materijal koji nije deformaciono staren već samo deformisan valjanjem 70 % i žaren na 700° C. U tablici 1 su prikazani rezultati koji omogućuju poredjenje.

Tablica 1. Relativni intenziteti

No.	deformac. starenje	Konvencionalni postupak	Relativan intenzitet, p							
			110	200	211	310	222	321	420	332
1.	70 % def. 15 min. na 700° C		0.67	2.91	1.39	1.37	2.44	0.51	0.59	0.80
2.	70 % def. 21 čas na 700° C		0.56	1.68	1.56	1.08	3.51	0.50	0.46	1.07
3.	15 % def. 10° C/h	70 % def. (ukupno) 15 min. na 700° C	0.42	0.99	1.5	0.77	5.03	0.45	0.27	1.47
4.	15 % def. 10° C/h	70 % def. (ukupno) 21 čas na 700° C	0.14	0.38	1.58	0.36	7.23	0.37	0.18	1.61
5.	20 % def. 10° C/h	70 % def. (ukupno) 21 čas na 700° C	0.19	0.45	1.56	0.45	6.79	0.36	0.17	1.68

Faktori plastične anizotropije

Rezultati su prikazani u tablici 2. Može se videti da je faktor normalne plastične anizotropije jednak 2 (tablica 2, No 5) kada se primeni režim

starenja koji daje najpovoljniji odnos [222] komponente prema [200] komponenti (tablica 1, No. 4). Čim se ovaj odnos smanji (tablica 1, No. 5) faktor R se, takodje smanji na približno 1,7 (tablica 2, No 5).

Tablica 2. Faktori plastične anizotropije

No.	deformac. starenje	Konvencionalni postupak	R_{00}	R_{45}	R_{90}	R	ΔR
4.	15 % def. 10 ⁰ C/h	70 % def. (ukupno) 21 čas na 700 ⁰ C	1.58	1.22	2.66	1.66	0.90
5.	20 % def. 10 ⁰ C/h	70 % def. (ukupno) 21 čas na 700 ⁰ C	2.22	1.22	3.34	2.00	1.56

DISKUSIJA

Ranija istraživanja (6) su pokazala da deformaciono starenje povoljno utiče na razvoj [111] teksture u čistoj leguri Fe-Al-N. Ispitivanja izvršena u ovom radu omogućuju da se ovaj zaključak potvrdi i proširi na komercijalni umireni čelik. Treba naglasiti da se režim deformacionog starenja i dalje prerade, koji daju optimalan odnos [111] i [100] komponenti bitno razlikuje u dva materijala. Međutim mehanizam obrazovanja izražene [111] teksture je najverovatnije sličan. Može se pretpostaviti da AlN čestice koje se izdvajaju pre deformacije utiču na isti način kao i kada se izdvajaju pre rekristalizacije. Teorijska razmatranja (1) pokazuju da fino dispergovane čestice proporcionalno menjaju brzinu stvaranja klica novih rekristalisanih zrna svih orijentacija. Vremenska razlika između klica [111] orijentacije koje se stvaraju prve i klica [100], koje se stvaraju poslednje se povećava, zbog čega se u potpuno rekristalisanom strukturi povećava broj zrna [111] orijentacije a smanjuje broj zrna [100] orijentacije. Međutim, zrna [111] orijentacije nisu samo brojnija već su i veća, pošto u prisustvu sekundarnih faza imaju više vremena da rastu. Kada se rekristalizacija završi dolazi do rasta zrna. Velika zrna [111] orijentacije rastu na račun malih zrna [100] orijentacije zbog čega se [111] tekstura dalje pojačava. Uticaj rasta zrna se jasno iskazuje kada se vreme žarenja poveća od 15 min na 21 čas.

Rezultati koji pokazuju da se udeo [111] komponente povećava a udeo [100] smanjuje sa smanjenjem brzine zagrevanja i povećanjem stepena deformacije koji prethodi starenju, omogućuje da se pretpostavi da je za maksimalne efekte s jedne strane postići veoma finu disperziju AlN čestica, a s druge strane stvoriti izraženu čelijastu substrukturu sa izraženim subzrnima koja kasnije postaju klice novih rekristalisanih zrna.

Optimalni režim deformacionog starenja tj. optimalna kombinacija deformacije i brzine zagrevanja omogućuje dobijanje teksture u kojoj je

u odnosu na standardni postupak (7), [111] komponenta zastupljena u približno istom iznosu, komponente [211] i [332] su pojačane dok je [100] znatno smanjena. Direktna posledica je da se dobija veći faktor normalne plastične anizotropije; $R = 2$ (tablica 2) u odnosu na 1,6 (7); koji pokazuje da sposobnost oblikovanja dubokim izvlačenjem treba da bude veća. Međutim, treba naglasiti da faktor ravanske plastične anizotropije je veći od uobičajenog što govori o znatnoj tendenciji ka stvaranju ušica pri dubokom izvlačenju.

ZAKLJUČAK

1. Statičko deformaciono starenje povećava udeo [111] a smanjuje udeo [100] komponente u teksturi u odnosu na njihov udeo u čeliku koji je samo hladno valjan i žaren.

2. Udeo [111] komponente se povećava a udeo [100] smanjuje sa smanjenjem brzine zagrevanja odnosno povećanjem vremena starenja. Najveće promene se dešavaju kada se brzina smanji od 50 na 20⁰ C/h odnosno vreme poveća od 10 na 25 časova. Ovakvo ponašanje je pripisano većoj efikasnosti AlN čestica da u fino dispergovanom obliku povećaju veličinu i broj zrna [111] orijentacije.

3. Primenom optimalnog režima deformacionog starenja (deformacija: 15 %; brzina zagrevanja: 10⁰ C/h) i dugotrajnog žarenja na 700⁰ C (21 h) dobijen je veoma povoljan odnos [111] i [100] komponenti odnosno veoma visok faktor normalne plastične anizotropije koji je približno jednak dva.

Literatura:

1. W. B. Hutchinson, Met. Sci., 8 (1974) 185
2. R. R. Mould and J. M. Gray, Met. Trans., 3 (1972) 3121
3. R. H. Goodenow and J. F. Held, Met. Trans., 1 (1970) 2507
4. W. C. Leslie et al., Trans. ASM, 46 (1954) 1470
5. J. T. Michalak and R. D. Schone, Trans. AIME, 242 (1968) 1149
6. H. Endo et al., Trans. ISI Japan, 15 (1975) 205
7. Dj. Drobnjak et al., Met. Tech., 1 (1974) 371
8. R. M. S. B. Horta et al., Trans. AIME, 245 (1909) 2525

ZUSAMMENFASSUNG

Einfluss der statischen Reckalterung (Verformung: 5–25 %; Alterung: 10–200° C/h bis 520° C) auf die Textur erhältlich durch Kaltwalzen (70 %) und Glühen (700° C) ist mittels der Technik der inversen Polarbilder bestimmt worden. Die Ergebnisse zeigen dass der Anteil der Komponente [111] grösser wird und der Anteil der Komponente [100] mit der Erwärmungsgeschwindigkeit bzw. mit der Verlängerung der Alterungszeit kleiner wird. Die grössten Änderungen geschehen bei der Verminderung der Alterungsgeschwindigkeit von 50 auf 20° C/h bzw. bei der

Verlängerung der Glühzeit von 10 auf 25 Stunden. Ein solches Betragen wird der immer grösseren Wirksamkeit der AlN Teilchen zugeschrieben, durch welche die Zahl der Keime der Orientierung [111] auf das Konto der Keime der Orientierung [100] grösser wird. Mit der Anwendung der optimalen Kombination einer Verformung von 15 % und der Alterungsgeschwindigkeit von 10° C/h kann ein mittlerer Faktor der plastischen Anisotropie rund 2 erreicht werden.

SUMMARY

The effect of static strain aging (strain: 5–25 %; aging: 10–200° C/h to 520° C) on texture development during subsequent cold rolling (70 %) and annealing (700° C) has been studied by means of an inverse pole figures technique. The results show that the [111] component increases and the [100] decreases with decreasing heating rate i.e. increasing aging time, the effect being most

pronounced on passing from 50 to 20° C/h i.e. from 10 to 25 hours. This has been attributed to an increased efficiency of AlN precipitates in developing recrystallization nuclei with [111] orientation on expenses of [100] orientation. An average plastic strain ratio of about two is experienced if an optimum combination of prior strain (15 %) and aging rate (10° C/h) is applied.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Влияние статического деформационного старения (деформация: 5–25 %, старение: 10–200° C/ч до 520° C) на текстуру, полученную холодной прокаткой (70 %) и отжигом при 700° C определено с техникой инверсных полярных изображений. Результаты показывают, что доля [111] компоненты увеличивается, а доля [100] уменьшается с быстротой отжига, отн. с увеличением времени старения.

Самые большие изменения происходят, когда быстрота

отжига уменьшается с 50° C/ч, отн. длительность отжига увеличивается с 10 на 25 часов. Такое поведение можно приписать более сильной эффективности частиц AlN, которые увеличивают число зародышей ориентировки [111] на счет зародышей ориентировки [100]. При применении оптимальной комбинации предыдущей деформации (15 %) и быстроты старения (10° C/ч), получим как средний фактор пластической анизотропии значение, которой составляет величину 2.

Elektromagnetno polje v bližini napake v materialu

UDK: 621.191:620.179.6
ASM/SLA: S13h, X8k

Božidar Brudar

UVOD

Osnovni princip odkrivanja napak s pomočjo elektromagnetnega polja je v tem, da preiskovani predmet namagnetimo in potem merimo, kako se magnetno polje v njem porazdeljuje¹. Na porazdelitev polja namreč pomembno vplivajo tudi napake v materialu.

Vpliv radialnih razpok v kovinskih palicah in ceveh na izmenično magnetno polje je določil dr. F. Förster že leta 1954 s poskusi na modelih². Rezultate njegovih eksperimentov so več kot 20 let navajali v najrazličnejših člankih s tega področja³.

Tudi v jeseniški železarni pregledujemo površino kovinskih palic s tem, da merimo spremembe v impedanci tuljave, skozi katero preiskovane palice potujejo (Defectomat 2.189, izdelan v Inštitutu dr. Förster).

Praksa pa je pokazala¹, da pri tem delu lahko nekatere napake zgrešimo, če se faze signalov zelo močno razlikujejo od faze, ki jo je povzročila napaka, ki jo ravno še dopuščamo. To je še posebno problematično pri feromagnetnih materialih, kjer skušamo z močnim dodatnim enosmernim magnetnim poljem doseči magnetno nasičenje. Meritve in teoretični izračuni so pokazali, da nikdar ne vemo, s kolikšno vrednostjo relativne diferencialne permeabilnosti imamo opra-

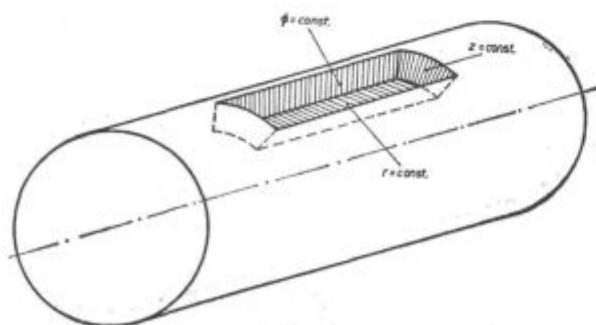
viti. Zato je skoraj nemogoče napovedovati, kolikšna je fazna razlika med signali, ki ustrezajo zelo tankim radialnim razpokam in napakam drugih oblik.

Vsi ti problemi so nas silili, da smo sami začeli natančneje raziskovati princip delovanja aparatov, kjer ugotavljamo defekte s pomočjo elektromagnetnih polj. Takšna raziskava je koristna predvsem za praktično delo, saj omogoča ne le, da kritično preverimo, kaj aparat zmore registrirati, ampak tudi česa ne more. Tega podatka navadno v trgovskih prospektih ni.

Pri svojem delu nismo eksperimentirali z živo-srebrnimi modeli, ampak smo simulirali napake s pomočjo matematičnih modelov. Poiskali smo splošno metodo, po kateri lahko simuliramo različne napake v palicah ali ceveh in prideemo do podobnih rezultatov, kot jih je izmeril dr. F. Förster.

Študirali pa smo tudi vpliv enosmerne magnetnega polja na možnost odkrivanja napak v feromagnetnem materialu z znanimi magnetnimi karakteristikami.

V prvem delu tega sestavka so opisane izhodne enačbe za izračunavanje polja, v nadaljevanju pa bo opisan postopek za izračunavanje polja v palicah z radialno razpoko in rezultati pri simuliranju podpovršinskih in površinskih razpok v ceveh.



Slika 1

Splošna oblika površinske razpoke v palici

Fig. 1

General case of a surface crack in a bar.

SEZNAM UPORABLJENIH SIMBOLOV

- a polmer palice
- a_1 notranji polmer cevi
- A, A, A amplituda vektorskega potenciala
- B, B, B amplituda gostote magnetnega pretoka
- b oddaljenost od osi, kjer je vpliv napake zanemarljiv
- E električna poljska jakost
- f, F frekvenca
- H, H, H magnetna poljska jakost
- i imaginarna enota

I	jakost električnega toka v tuljavi
j, j	gostota toka
L_0	induktivnost prazne tuljave
n	število ovojev na enoto dolžine tuljave
P	magnetni pretok
r, r	polmer
t	čas
V	vektorski potencial
W	amplituda vektorskega potenciala
x, y, z	pravokotne koordinate
Z, Z	impedanca
σ	električna prevodnost
μ_0	permeabilnost praznega prostora
μ	relativna permeabilnost
$\mu' = \frac{1}{\mu_0} \cdot \frac{dB}{dH}$	relativna diferencialna permeabilnost
$\omega = 2\pi f$	
φ	koordinata v smeri φ

II. MATEMATIČNA FORMULACIJA

A. Osnovne enačbe

Magnetno polje v materialu in zunaj njega lahko opišemo na več načinov. Največkrat uporabljamo izhodne enačbe za vektorski potencial, skalarni potencial ali enačbe za gostoto magnetnega pretoka. Izbira je odvisna od narave problema.

1. Vektorski potencial

Izhajamo iz enačbe:

$$\nabla^2 \mathbf{V} - \mu_0 \mu \sigma \frac{\partial \mathbf{V}}{\partial t} - \mu \mu_0 \epsilon \epsilon_0 \frac{\partial^2 \mathbf{V}}{\partial t^2} = 0. \quad (1)$$

Predpostavljamo, da gre za sinusno nihanje polja:

$$\mathbf{V} = \mathbf{W} \cdot e^{i\omega t}.$$

Namesto enačbe (1) zapišemo:

$$\nabla^2 \mathbf{W} - i\omega \mu \mu_0 \sigma \mathbf{W} + \mu \mu_0 \epsilon \epsilon_0 \omega^2 \mathbf{W} = 0. \quad (2)$$

Pri neporušnih preiskavah delamo navadno z razmeroma nizkimi frekvencami, tako da tretji člen v enačbi (2) lahko zanemarimo. Iščemo rešitev enačbe:

$$\nabla^2 \mathbf{W} - i\omega \mu \mu_0 \sigma \mathbf{W} = 0. \quad (3)$$

Vpeljemo nove spremenljivke:

$$\mathbf{W} = \mathbf{A} + i\mathbf{A}^*$$

in zapišemo enačbo (3) za realno in imaginarno komponento:

$$\nabla^2 \mathbf{A} + \omega \mu \mu_0 \sigma \mathbf{A}^* = 0, \quad (4)$$

$$\nabla^2 \mathbf{A}^* - \omega \mu \mu_0 \sigma \mathbf{A} = 0. \quad (5)$$

Če študiramo razmere v cevah ali palicah krožnega prereza, je ugodno vpeljati cilindrični

koordinatni sistem. Enačbi (4) in (5) nadomestimo s sistemom enačb za posamezne komponente A_r, A_φ, A_z , oziroma $A_r^*, A_\varphi^*, A_z^*$:

$$\frac{\partial^2 A_r}{\partial r^2} + \frac{1}{r} \cdot \frac{\partial A_r}{\partial r} + \frac{1}{r^2} \cdot \frac{\partial^2 A_r}{\partial \varphi^2} - \frac{A_r}{r^2} + \frac{\partial^2 A_r}{\partial z^2} - \frac{2}{r^2} \cdot \frac{\partial A_\varphi}{\partial \varphi} + F \cdot A_r^* = 0, \quad (6)$$

$$\frac{\partial^2 A_\varphi}{\partial r^2} + \frac{1}{r} \cdot \frac{\partial A_\varphi}{\partial r} + \frac{1}{r^2} \cdot \frac{\partial^2 A_\varphi}{\partial \varphi^2} - \frac{A_\varphi}{r^2} + \frac{\partial^2 A_\varphi}{\partial z^2} + \frac{2}{r^2} \cdot \frac{\partial A_r}{\partial \varphi} + F \cdot A_\varphi^* = 0, \quad (7)$$

$$\frac{\partial^2 A_z}{\partial r^2} + \frac{1}{r} \cdot \frac{\partial A_z}{\partial r} + \frac{1}{r^2} \cdot \frac{\partial^2 A_z}{\partial \varphi^2} + \frac{\partial^2 A_z}{\partial z^2} + F \cdot A_z^* = 0, \quad (8)$$

$$\frac{\partial^2 A_r^*}{\partial r^2} + \frac{1}{r} \cdot \frac{\partial A_r^*}{\partial r} + \frac{1}{r^2} \cdot \frac{\partial^2 A_r^*}{\partial \varphi^2} - \frac{A_r^*}{r^2} + \frac{\partial^2 A_r^*}{\partial z^2} - \frac{2}{r^2} \cdot \frac{\partial A_\varphi^*}{\partial \varphi} - F \cdot A_r = 0, \quad (9)$$

$$\frac{\partial^2 A_\varphi^*}{\partial r^2} + \frac{1}{r} \cdot \frac{\partial A_\varphi^*}{\partial r} + \frac{1}{r^2} \cdot \frac{\partial^2 A_\varphi^*}{\partial \varphi^2} - \frac{A_\varphi^*}{r^2} + \frac{\partial^2 A_\varphi^*}{\partial z^2} + \frac{2}{r^2} \cdot \frac{\partial A_r^*}{\partial \varphi} - F \cdot A_\varphi = 0, \quad (10)$$

$$\frac{\partial^2 A_z^*}{\partial r^2} + \frac{1}{r} \cdot \frac{\partial A_z^*}{\partial r} + \frac{1}{r^2} \cdot \frac{\partial^2 A_z^*}{\partial \varphi^2} + \frac{\partial^2 A_z^*}{\partial z^2} - F \cdot A_z = 0. \quad (11)$$

Enačbe (6) do (11) so zapisane v brezdimenzijski obliki, kjer pomeni:

$$\begin{aligned} A_r &= \frac{A_r}{A_0}, & A_r^* &= \frac{A_r^*}{A_0}, & r &= \frac{r}{a}, \\ A_\varphi &= \frac{A_\varphi}{A_0}, & A_\varphi^* &= \frac{A_\varphi^*}{A_0}, & z &= \frac{z}{a}, \\ A_z &= \frac{A_z}{A_0}, & A_z^* &= \frac{A_z^*}{A_0}, & F &= a^2 \omega \mu \mu_0 \sigma. \end{aligned}$$

Pri tem je a referenčna dolžina (na primer polmer palice), A_0 neka izbrana vrednost vektorskega potenciala in F brezdimenzijska frekvenca. Gostoto magnetnega pretoka pa izračunamo iz relacije:

$$\mathbf{B} = \text{rot } \mathbf{W}$$

V cilindričnih koordinatah to zapišemo za realno komponento na primer takole:

$$B_r = \frac{1}{r} \cdot \frac{\partial A_z}{\partial \varphi} - \frac{\partial A_\varphi}{\partial z}, \quad (12)$$

$$B_\varphi = \frac{\partial A_r}{\partial z} - \frac{\partial A_z}{\partial r}, \quad (13)$$

$$B_z = \frac{1}{r} \cdot \frac{\partial}{\partial r} (r A_\varphi) - \frac{1}{r} \cdot \frac{\partial A_r}{\partial \varphi}. \quad (14)$$

Pri tem so B_r , B_φ in B_z komponente vektorja $\frac{\mathbf{B}}{B_0}$, pri čemer je $B_0 = \frac{A_0}{a}$.

Iz zveze

$$\mathbf{E} = -\frac{\partial \mathbf{V}}{\partial t}$$

lahko poiščemo tudi izraz za gostoto vrtničnih tokov:

$$\mathbf{j} = \sigma \cdot \mathbf{E},$$

oziroma:

$$j_r = A_r^* - i A_r, \quad (15)$$

$$j_\varphi = A_\varphi^* - i A_\varphi, \quad (16)$$

$$j_z = A_z^* - i A_z. \quad (17)$$

Pri tem so j_r , j_φ in j_z komponente vektorja $\frac{\mathbf{j}}{j_0}$, kjer je $j_0 = \sigma \omega A_0$.

2. Gostota magnetnega pretoka

Izhajamo iz Maxwellovih enačb in predpostavljamo sinusno nihanje polja. Enačbo za amplitudo gostote magnetnega pretoka zapišemo v obliki:

$$\nabla^2 \mathbf{B} - i \omega \mu \mu_0 \sigma \mathbf{B} = 0 \quad (18)$$

Ce vpeljemo nove spremenljivke:

$$\begin{aligned} B_r &= \frac{B_r}{B_0}, & B_\varphi &= \frac{B_\varphi}{B_0}, & B_z &= \frac{B_z}{B_0}, \\ B_r^* &= \frac{B_r^*}{B_0}, & B_\varphi^* &= \frac{B_\varphi^*}{B_0}, & B_z^* &= \frac{B_z^*}{B_0}, \end{aligned}$$

lahko za posamezne komponente B_r , B_φ in B_z zapišemo prav takšne enačbe, kot smo jih zapisali za komponente vektorskega potenciala A_r , A_φ in A_z . V enačbah (6) do (11) bi bilo treba črke A zamenjati z B.

Na podoben način kot pri vektorskem potencialu lahko zapišemo izraz za gostoto vrtničnih tokov:

$$\mathbf{j} = \text{rot } \mathbf{H}$$

oziroma na primer:

$$\text{Re } j_r = \frac{1}{r} \cdot \frac{\partial B_z}{\partial \varphi} - \frac{\partial B_\varphi}{\partial z}, \quad (19)$$

$$\text{Re } j_\varphi = \frac{\partial B_r}{\partial z} - \frac{\partial B_z}{\partial r}, \quad (20)$$

$$\text{Re } j_z = \frac{1}{r} \cdot \frac{\partial}{\partial r} (r B_\varphi) - \frac{1}{r} \cdot \frac{\partial B_r}{\partial \varphi}. \quad (21)$$

3. Robni pogoji

S sistemom diferencialnih enačb (6) do (11) opisujemo vektorski potencial \mathbf{V} , oziroma gostoto magnetnega pretoka \mathbf{B} v snovi, kjer je električna prevodnost končna.

V praznem prostoru veljajo podobne enačbe. Upoštevati je treba le, da je v zraku na primer $\sigma = 0$, oziroma $F = 0$. Zato bi zadnji členi v enačbah (6) do (11) odpadli.

Razmere na meji med palico in zrakom pa določa robni pogoj, ki pravi, da se tangencialna komponenta jakosti magnetnega polja pri prehodu

iz ene snovi v drugo ohranja. Prav tako se ohranja tudi normalna komponenta gostote magnetnega pretoka.

Upoštevamo pa tudi, da velja v vsaki snovi:

$$\text{div } \mathbf{V} = 0 \quad (22)$$

$$\text{in} \quad \text{div } \mathbf{B} = 0. \quad (23)$$

4. Impedanca

Impedanca Z na enoto dolžine tuljave, po kateri teče tok I , je definirana kot:

$$Z = -\frac{U_i n^2}{I}$$

Pri tem je n število ovojev na enoto dolžine, U_i pa napetost, ki se inducira v enem ovoju:

$$U_i = -\frac{dP}{dt} = -\frac{d}{dt} \int \mathbf{B} \cdot d\mathbf{S}.$$

Gostoto pretoka integriramo po celotnem prerezu tuljave. Kadar pa imamo opraviti z vektorskim potencialom, pa uporabimo Stokesovo formulo in zapišemo:

$$U_i = -\frac{d}{dt} \int \text{rot } \mathbf{V} \cdot d\mathbf{S} = -\frac{d}{dt} \oint \mathbf{V} \cdot d\mathbf{s}$$

Pri tem pa integriramo po obodu tuljave. Očitno je, da je pomemben le prispevek komponente vektorskega potenciala v smeri φ .

Običajno pa zapišemo impedanco v brezdimenzijski obliki:

$$Z = \frac{Z}{Z_0},$$

pri čemer je Z_0 absolutna vrednost impedance prazne tuljave. V vsem prerezu prazne tuljave je namreč gostota magnetnega pretoka enaka B_0 in $|Z_0| = \omega L_0$.

Če je tuljava tesno navita na preiskovano palico ali cev, je polmer tuljave enak polmeru palice a .

V takem primeru dobimo za realno in imaginarno komponento impedance naslednje izraze:

$$\text{Im } Z = \frac{1}{\pi} \int_0^1 \int_0^{2\pi} B_z \cdot r \cdot dr \cdot d\varphi,$$

$$\text{Re } Z = -\frac{1}{\pi} \int_0^1 \int_0^{2\pi} B_z^* \cdot r \cdot dr \cdot d\varphi, \quad (24)$$

oziroma

$$\text{Im } Z = -\frac{1}{\pi} \int_0^{2\pi} A_\varphi \cdot d\varphi, \quad \text{Re } Z = \frac{1}{\pi} \int_0^{2\pi} A_\varphi^* \cdot d\varphi.$$

B. Primeri razpok

Oglejmo si nekaj primerov. Neferomagnetno palico okroglega prereza postavimo v homogeno izmenično magnetno polje. Palica naj bo zelo dolga in položena v smeri polja. Zapisali bomo robne pogoje za nekaj posebnih oblik napak.

Pri tem izhajamo iz predpostavke, da napaka vpliva le na polje v njeni neposredni bližini. To pomeni, da je v veliki oddaljenosti ($r \rightarrow \infty$) polje homogeno in usmerjeno vzdolž palice. Če nismo preveč natančni, se namesto z neskončnostjo zadovoljimo z neko zadosti veliko oddaljenostjo $r = b$.

Cilindrični koordinatni sistem položimo tako, da se os z ujema s smerjo polja.

1. Površinska razpoka končnih dimenzij

Na sliki 1 je prikazana razpoka, ki jo omejujejo ploskve $r = \text{konst.}$, $\varphi = \text{konst.}$, in $z = \text{konst.}$ V razdalji $r = b$ polje ni moteno.

1.1. Pogoji za vektorski potencial

1.1.1. Robni pogoj pri $r = b$

Tu je polje homogeno in v smeri osi z . Edina komponenta gostote magnetnega pretoka, ki je različna od nič, je $B_z = B_0$, oziroma $B_z = 1$, $B_z^* = 0$. Iz izrazov (12) — (14) zapišemo enačbe, ki ustrezajo posameznim komponentam vektorskega potenciala na robu.

$$\frac{\partial A_\varphi}{\partial r} + \frac{A_\varphi}{r} - \frac{1}{r} \cdot \frac{\partial A_r}{\partial \varphi} = 1, \quad (25)$$

$$\frac{\partial A_\varphi^*}{\partial r} + \frac{A_\varphi^*}{r} - \frac{1}{r} \cdot \frac{\partial A_r^*}{\partial \varphi} = 0, \quad (26)$$

$$\frac{\partial A_\varphi}{\partial z} - \frac{1}{r} \cdot \frac{\partial A_z}{\partial \varphi} = 0, \quad (27)$$

$$\frac{\partial A_\varphi^*}{\partial z} - \frac{1}{r} \cdot \frac{\partial A_z^*}{\partial \varphi} = 0, \quad (28)$$

$$\frac{\partial A_r}{\partial z} - \frac{\partial A_z}{\partial r} = 0, \quad (29)$$

$$\frac{\partial A_r^*}{\partial z} - \frac{\partial A_z^*}{\partial r} = 0. \quad (30)$$

1.1.2. Robni pogoji na mejnih ploskvah $r = \text{konst.}$, $\varphi = \text{konst.}$, $z = \text{konst.}$

Upoštevamo, da je normalna komponenta gostote tokov enaka nič in da se pri prehodu preko mejne ploskve tangencialna komponenta jakosti magnetnega polja ohranja. Ker ne obravnavamo feromagnetnih palic, velja ta trditev tudi za gostoto magnetnega pretoka.

S pomočjo enačb (12) do (14) in (15) do (17) zapišemo izraze, ki ustrezajo tem zahtevam na posameznih mejnih ploskvah, na primer za realne komponente vektorskega potenciala.

Na ploskvi $r = \text{konst.}$:

$$A_r = 0, \quad (31)$$

$$\left(\frac{\partial A_z}{\partial r}\right)_{\text{in}} = \left(\frac{\partial A_z}{\partial r}\right)_{\text{out}}, \quad (32)$$

$$\left(\frac{\partial A_\varphi}{\partial r}\right)_{\text{in}} = \left(\frac{\partial A_\varphi}{\partial r}\right)_{\text{out}}. \quad (33)$$

Na ploskvi $\varphi = \text{konst.}$:

$$A_\varphi = 0, \quad (34)$$

$$\left(\frac{\partial A_z}{\partial \varphi}\right)_{\text{in}} = \left(\frac{\partial A_z}{\partial \varphi}\right)_{\text{out}}, \quad (35)$$

$$\left(\frac{\partial A_r}{\partial z}\right)_{\text{in}} = \left(\frac{\partial A_r}{\partial \varphi}\right)_{\text{out}}, \quad (36)$$

in na ploskvi $z = \text{konst.}$:

$$A_z = 0, \quad (37)$$

$$\left(\frac{\partial A_\varphi}{\partial z}\right)_{\text{in}} = \left(\frac{\partial A_\varphi}{\partial z}\right)_{\text{out}}, \quad (38)$$

$$\left(\frac{\partial A_r}{\partial z}\right)_{\text{in}} = \left(\frac{\partial A_r}{\partial z}\right)_{\text{out}}. \quad (39)$$

Pri tem pomeni indeks »in« znotraj palice, »out« pa zunaj nje. Za imaginarne komponente bi dobili podobne izraze.

1.2. Pogoji za gostoto magnetnega pretoka

Robni pogoj pri $r = b$ zapišemo takole:

$$B_r = B_r^* = 0,$$

$$B_\varphi = B_\varphi^* = 0,$$

$$B_z = 1,$$

$$B_z^* = 0.$$

Poleg tega je v vsem področju zunaj palice gostota tokov enaka nič. To seveda velja tudi na mejnih ploskvah $r = \text{konst.}$, $\varphi = \text{konst.}$, $z = \text{konst.}$: Iz enačb (19) do (21) sledi:

$$\frac{1}{r} \cdot \frac{\partial B_z}{\partial \varphi} - \frac{\partial B_\varphi}{\partial z} = 0, \quad (40)$$

$$\frac{\partial B_r}{\partial z} - \frac{\partial B_z}{\partial r} = 0, \quad (41)$$

$$\frac{1}{r} \cdot \frac{\partial}{\partial r} (r B_\varphi) - \frac{1}{r} \cdot \frac{\partial B_r}{\partial \varphi} = 0. \quad (42)$$

Enako velja tudi za imaginarne komponente polja B^* .

2. Poseben primer napake, kjer je $\frac{\partial}{\partial \varphi} = 0$.

Problem je rotacijsko simetričen. Napaka take vrste bi bila na primer nenadna sprememba v premeru palice in bo natančneje opisana v nadaljevanju.

2.1. Pogoji za vektorski potencial

Namesto enačb (25) do (30) zdaj pišemo:

$$\frac{\partial A_\varphi}{\partial r} + \frac{A_\varphi}{r} = 1, \quad (43)$$

$$\frac{\partial A_\varphi^*}{\partial r} + \frac{A_\varphi^*}{r} = 0, \quad (44)$$

$$\frac{\partial A_r}{\partial z} - \frac{\partial A_z}{\partial r} = 0.$$

$$\frac{\partial A_r^*}{\partial z} - \frac{\partial A_z^*}{\partial r} = 0,$$

$$\frac{\partial A_\varphi^*}{\partial z} = \frac{\partial A_\varphi}{\partial z} = 0,$$

Na robu $r = b$ je edina komponenta gostote magnetnega pretoka, ki je različna od nič, $B_z = B_0$, oziroma $B_z = 1$, $B_z^* = 0$. Ta vpliva le na komponento vektorskega potenciala A_φ in A_φ^* . Komponente A_r , A_r^* , A_z in A_z^* pa niso povezane z A_φ in A_φ^* . Zato nas ne zanimajo.

V rotacijsko simetričnih problemih je koristno vpeljati vektorski potencial, saj zadostuje, če rešimo enačbe le za eno komponento A_φ , oziroma A_φ^* .

Pri robnih pogojih na ploskvah $r = \text{konst.}$ in $z = \text{konst.}$ uporabimo enačbo (33), oziroma (38).

2.2. Pogoji za gostoto magnetnega pretoka

V področju zunaj palice in na mejnih ploskvah $r = \text{konst.}$ in $z = \text{konst.}$ pišemo namesto enačb (40) do (42):

$$\begin{aligned} \frac{\partial B_\varphi}{\partial z} &= 0, \\ \frac{\partial B_r}{\partial z} - \frac{\partial B_z}{\partial r} &= 0, \\ \frac{1}{r} \cdot \frac{\partial}{\partial r} (r B_\varphi) &= 0. \end{aligned} \quad (45)$$

V oddaljenosti $r = b$ je $B_z = B_0$ edina komponenta gostote magnetnega pretoka, ki je različna od nič. Zato je tam $B_z = 1$ in $B_z^* = 0$. Enačba (45) povezuje komponenti B_r in B_z . Komponenta B_φ pa z B_r in B_z ni povezana.

Zato bi v tem primeru morali reševati enačbi za B_r in B_z . Na mejnih ploskvah $r = \text{konst.}$, oziroma $z = \text{konst.}$ velja robni pogoj (45), oziroma:

$$\left(\frac{\partial B_r}{\partial z} - \frac{\partial B_z}{\partial r} \right)_{\text{out}} = 0.$$

Velja pa tudi izraz (23), oziroma:

$$\frac{\partial B_r}{\partial r} + \frac{B_r}{r} + \frac{\partial B_z}{\partial z} = 0. \quad (46)$$

Podobno bi lahko zapisali tudi za imaginarne komponente B_r^* in B_z^* .

3. Poseben primer napake, kjer je $\frac{\partial}{\partial z} = 0$.

Napaka take oblike se enakomerno razteza vzdolž palice.

3.1. Pogoji za vektorski potencial

Namesto enačb (25) do (30) dobimo:

$$\frac{\partial A_\varphi}{\partial r} + \frac{A_\varphi}{r} - \frac{1}{r} \cdot \frac{\partial A_r}{\partial \varphi} = 1, \quad (47)$$

$$\frac{\partial A_\varphi^*}{\partial r} + \frac{A_\varphi^*}{r} - \frac{1}{r} \cdot \frac{\partial A_r^*}{\partial \varphi} = 0, \quad (48)$$

$$\frac{\partial A_z}{\partial r} = \frac{\partial A_z^*}{\partial r} = 0, \quad (49)$$

$$\frac{\partial A_z}{\partial \varphi} = \frac{\partial A_z^*}{\partial \varphi} = 0. \quad (50)$$

Iz zadnjih dveh enačb sledi, da je $A_z = \text{konst.}$ Ta komponenta pa tudi preko enačb (6) do (11) ni povezana z A_r ali A_φ . Enačbi (47) in (48) pa vezujeta samo komponenti A_r in A_φ ter A_r^* in A_φ^* . Zato rešujemo samo enačbe (6), (7), (9) in (10). Robna pogoja (47) in (48) dopolnimo še z izrazom (22), ki ga zapišemo takole:

$$\begin{aligned} \frac{\partial A_r}{\partial r} + \frac{A_r}{r} + \frac{1}{r} \cdot \frac{\partial A_\varphi}{\partial \varphi} &= 0 \\ \frac{\partial A_r^*}{\partial r} + \frac{A_r^*}{r} + \frac{1}{r} \cdot \frac{\partial A_\varphi^*}{\partial \varphi} &= 0 \end{aligned}$$

Za robne pogoje na ploskvah $r = \text{konst.}$ in $\varphi = \text{konst.}$ pa uporabimo izraze (31), (33), (34) in (36).

3.2. Pogoji za gostoto magnetnega pretoka

Iz enačb (40) do (42) sledi:

$$\begin{aligned} \frac{\partial B_z}{\partial \varphi} &= 0, \\ \frac{\partial B_\varphi}{\partial r} + \frac{B_\varphi}{r} - \frac{1}{r} \cdot \frac{\partial B_r}{\partial \varphi} &= 0, \\ \frac{\partial B_z}{\partial r} &= 0. \end{aligned}$$

V področju zunaj palice in tudi na mejnih ploskvah $r = \text{konst.}$ in $\varphi = \text{konst.}$ je $B_z = B_0 = \text{konst.}$, oziroma:

$$B_z = 1, \quad (51)$$

$$B_z^* = 0. \quad (52)$$

Ostali dve komponenti nista povezani z B_z .

V dvodimenzionalnih primerih, ko je $\frac{\partial}{\partial z} = 0$, je ugodno izhajati iz enačb za gostoto magnetnega pretoka, saj zadošča, če rešimo le enačbi za B_z in B_z^* .

4. Poseben primer $\left(\frac{\partial}{\partial z} = 0, \frac{\partial}{\partial \varphi} = 0 \right)$.

Problem je enodimenzionalen.

4.1. Pogoji za vektorski potencial

Robni pogoji pri $r = b$:

$$\frac{\partial A_\varphi}{\partial r} + \frac{A_\varphi}{r} = 1,$$

$$\frac{\partial A_\varphi^*}{\partial r} + \frac{A_\varphi^*}{r} = 0.$$

Robni pogoj pri $r = a$

$$\begin{aligned} \left(\frac{\partial A_\varphi}{\partial r} \right)_{\text{out}} &= \left(\frac{\partial A_\varphi}{\partial r} \right)_{\text{in}}, \\ \left(\frac{\partial A_\varphi^*}{\partial r} \right)_{\text{out}} &= \left(\frac{\partial A_\varphi^*}{\partial r} \right)_{\text{in}}. \end{aligned}$$

V središču:

$$A_\varphi = A_\varphi^* = 0.$$

4.2. Pogoji za gostoto magnetnega pretoka

Robni pogoj pri $r = b$ in $r = a$:

$$B_z = 1$$

$$B_z^* = 0.$$

5. Cev brez napake

5.1. Pogoji za vektorski potencial

Robni pogoji pri $r = b$ in $r = a$ so enaki kot pri palici. Tudi pogoji pri $r = a_1$ so enaki pogojem pri $r = a$. Enačbe za komponento vektorskega potenciala A_φ oziroma A_φ^* so pri $r < a_1$ prav takšne kot pri $r > a$.

5.2. Pogoji za gostoto magnetnega pretoka

V področju $a \leq r \leq b$ veljajo enaki pogoji kot pri palici. Tudi v področju $r \leq a_1$ velja $B_z = \text{konst.}$ Robni pogoj pri $r = a_1$ pa lahko poiščemo takole:

Na notranjem robu prereza velja:

$$\text{rot } \mathbf{E} = - \frac{\partial \mathbf{B}}{\partial t} \quad (53)$$

Enačbo (53) integriramo na obeh straneh po notranjem prerezu cevi:

$$\int \text{rot} (\mathbf{B} + i \mathbf{B}^*) \cdot d\mathbf{S} = \int \mu_0 \mu \sigma \omega (\mathbf{B}^* - i \mathbf{B}) \cdot d\mathbf{S}.$$

Uporabimo Stokesov stavek in ločeno zapišemo pogoja za realno in imaginarno komponento:

$$\oint \text{rot } B_z \cdot d\mathbf{s} = \int F \cdot B_z^* \cdot d\mathbf{S}, \quad (54)$$

$$\oint \text{rot } B_z^* \cdot d\mathbf{s} = - \int F \cdot B_z \cdot d\mathbf{S}. \quad (55)$$

Pri celi cevi dobimo:

$$- \left(\frac{\partial B_z}{\partial r} \right) \cdot 2 \cdot \pi \cdot a_1 = F \cdot B_z^* \cdot \pi a_1^2, \quad (56)$$

$$- \left(\frac{\partial B_z^*}{\partial r} \right) \cdot 2 \cdot \pi \cdot a_1 = - F \cdot B_z \cdot \pi a_1^2. \quad (57)$$

6. Podpovršinske razpoke

6.1. Pogoji za vektorski potencial

Na notranjem robu podpovršinske razpoke so enaki robni pogoji kot pri palici pri $r = a$, saj gre za prehod iz kovine v prazen prostor.

6.2. Pogoji za gostoto magnetnega pretoka

Znotraj podpovršinske razpoke veljajo enaki pogoji kot pri cevi, saj je cev v nekem smislu palica s podpovršinsko razpoko posebne oblike.

Zato na notranjem robu uporabimo enačbe (54) in (55) in pri tem integriramo preko prereza raz-

poke, oziroma vzdolž zaključene poti, ki ta prerez omejuje. Če gre za zelo tanko podpovršinsko razpoko, je seveda desna stran v enačbah (54) in (55) enaka nič.

Lahko se prepričamo, da zelo tanka razpoka v azimutalni smeri ($r = \text{konst.}$) ne vpliva prav nič na porazdelitev polja in vrtničnih tokov. Prav tako ne vpliva na spremembo impedance in zato take napake na ta način ni mogoče odkriti.

Za površinske razpoke v zunanji steni pa veljajo enaki pogoji kot za površinske napake v palicah.

Zaključek

Opisane so teoretične osnove za izračunavanje porazdelitve izmeničnega magnetnega polja v bližini napake v palici ali v cevi okroglega prereza.

Izhajamo iz predpostavke, da je zunanje magnetno polje homogeno in usmerjeno vzdolž palice ali cevi.

V rotacijsko simetričnih primerih je koristno izhajati iz enačbe za vektorski potencial, ker je v tem primeru treba reševati diferencialno enačbo le za eno komponento. Podobno je v primerih napak, ki se enakomerno raztezajo po vsej dolžini palice. Enačbo za gostoto magnetnega pretoka je treba reševati le za eno komponento.

Opisani postopki, ki smo jih razvili na raziskovalnem odelku jeseniške železarne, so bili tudi že uspešno uporabljeni v posebnih primerih (dvo-dimenzionalni in tridimenzionalni matematični modeli površinskih in podpovršinskih razpok).

Na področju neporušne kontrole s pulznimi in večfrekvenčnimi elektromagnetnimi polji pa predstavljajo opisane matematične metode popolnoma novo osnovo za raziskovalno delo.

Simuliranje pogojev s pomočjo računalnika je namreč mnogo cenejše in hitrejše od praktičnega eksperimentiranja.

Literatura:

1. B. Brudar: Odkrivanje površinskih napak na paličastem jeklu s pomočjo vrtničnih tokov, *Železarski zbornik* 8, (1974), št. 1, stran 47–64.
2. F. Förster, H. Breiffeld: Theoretische und experimentelle Grundlagen der zerstörungsfreien Werkstoffprüfung von metallischen Werkstoffen mit der Durchlaufspule, *Z. Metallkunde*, Bd 45 (1954), Heft 4, stran 188
3. A. Aldeen, J. Blitz: Eddy current investigations of oblique longitudinal cracks in metal tubes using a mercury model, *NDT International*, 9 WCNDT, Special Conference Issue, 1979, Vol. 12, No 5, 211–223.

ZUSAMMENFASSUNG

Die theoretischen Grundlagen für die Berechnung der Verteilung eines Wechselmagnetfeldes in der Nähe eines Fehlers im Stab oder Rohr runden Querschnittes werden beschrieben.

Wir gehen aus der Voraussetzung aus, dass das äussere Magnetfeld homogen und längs des Stabes oder Rohres gerichtet ist.

In rotationsymmetrischen Beispielen ist es nützlich aus der Vektorpotenzialgleichung auszugehen, da in solchen Fällen die Differentialgleichung nur für eine Komponente gelöst werden soll. Ähnlich ist es bei den Fehlern welche sich über der ganzen Stablänge erstrecken. Die Gleichung für die magnetische Induktion soll nur für eine Komponente gelöst werden.

Die beschriebenen Verfahren welche in der Forschungsabteilung des Hüttenwerkes Jesenice entwickelt wurden, sind erfolgreich auch in besonderen Fällen (zweidimensionelle und dreidimensionelle mathematische Modelle der Oberflächen und Innenrisse) angewendet worden.

Auf dem Gebiet der zerstörungsfreien Prüfung durch Impuls-Wirbelstrom-Verfahren stellen die beschriebenen mathematischen Methoden eine völlig neue Grundlage für die Forschungsarbeit dar.

Das Simulieren der Bedingungen mit Hilfe des Rechners ist nämlich viel billiger und schneller als das praktische Experimentieren.

SUMMARY

There are theoretical principles given for calculation of the a. c. magnetic field in the neighbourhood of a defect in a rod or a tube with the circular cross-section.

It is assumed that the magnetic field outside is homogeneous and directed along the rod or a tube.

In cases with the rotational symmetry it is useful to start from the equation for the vector potential since it is necessary to solve the differential equation for one component only. A similar case we have with the defects extending uniformly all along the whole length of the bar.

The differential equation for the magnetic field density is to be solved just for one component again.

The procedures developed in the research department of the Iron and Steel Works Jesenice have been already applied in some special cases (mathematical models of twodimensional and three-dimensional surface cracks).

In the field of nondestructive control with pulsed and multifrequency electromagnetic fields the described mathematical methods represent quite a new basis for the research work.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Дано описание теоретического основания для выполнения распределения переменного магнитного поля вблизи погрешности в прутке или в трубе круглого сечения.

Выходим из предположения, что внешнее магнитное поле гомогенно и лежит в направлении прутка или трубы.

В ротационно-симметричных примерах полезно взять как исходное значение векторный потенциал потому, что в таком примере надо выполнить вычисления только для одной компоненты. Тоже самое имеет место в примерах пороков, которые равномерно растянуты по целой длине прутка. Уравнение для плотности магнитного поля надо вычислять только для одной компоненты.

Описанные способы, развитие которых выполнено в научно-исследовательском институте металлургического завода Железарна Есенице были применены также успешно на специальных примерах (двухмерные и трехмерные математические модели поверхностных и подповерхностных пороков).

В области контроля без разрушения с пульсирующим и многочастным электромагнитным полем представляет описание математических методов совсем новую базу для экспериментальных работ. Моделирование условий при помощи счетчика гораздо дешевле и быстрее от практического экспериментирования. П. Бергер/Целье

Tehnične novice

Residuals in Iron and Steel

(Rezidualni elementi v železu in jeklu)

F. Vodopivec

Pod tem naslovom so skupno priredili mednarodno konferenco IRSID (Institut de Recherches de la Sidérurgie Francaise), Max Planck Institut für Eisenforschung in SZ Metalurški inštitut dne 22. in 23. maja 1980 v Ljubljani. Konferenca je od leta 1958 tretja, ki so jo trije Inštituti sklicali na temo rezidualnih elementov (RE) in je bila organizirana v sklopu proslave 30-letnice Metalurškega inštituta v Ljubljani. Konferenci je prisostvovalo nad 100 udeležencev iz SFRJ, Francije, Nemčije, Anglije, Švedske, Finske, Italije in Madžarske. Da bi bilo več časa za razpravo in izmenjavo mnenj, je bilo sprejeto v program le 15 prispevkov, vsak prireditelj je prispeval 5 prispevkov iz države, katero je zastopal. Problematika RE je zelo široka in pestra. Sega od elementov, ki jih iz jekla z žilavenjem ni mogoče odstraniti (na primer baker, kositer in drugi), preko elementov, ki pridejo v jeklo med procesom (npr.: dušik), do elementov, ki jih jeklu dodajamo v majhnih primeseh (npr.: aluminij in kalcij), ali jih do take množine lahko iz jekla odstranimo s tehnološko sprejemljivimi ukrepi (npr.: žveplo in fosfor). Prisotnost teh elementov se odraža na kristalizacijo jekla, na njegovo vročo in hladno preoblikovalnost, na uporabne lastnosti in na krhkosti. V večjem ali manjšem obsegu so se predavatelji dotaknili vseh naštetih elementov in analizirali njihov vpliv na različne lastnosti jekla različnih vrst, pa tudi zelo čistega železa, kjer znaša skupna vsota nečistoč in legirnih elementov le nekaj 10 ppm.

C. Gatelier, M. Devaux in M. Olette (IRSID) so poročali o vplivu kalcija na topnost nekaterih nekovinskih oligo-elementov v jekleni talini. Dodatek kalcija vpliva na sestavo in obliko oksidnih in sulfidnih vključkov, vendar tudi na topnost dušika, fosforja in arzena v jekleni talini, kjer tvori spojine vrste Ca_3X_2 . Vendar take spojine nastanejo šele pri večjih dodatkih kalcija v talino (več kg na tono jekla), ni pa izključeno, da se ta proces ne bi kdaj uporabljal zato, da se iz nekaterih jekel eliminira fosfor.

Z. Horgas in M. Horgas (MI »Hasan Brkić«, Zenica) sta poročala o bilanci RE v rudi, med aglomeracijo in v visokih pečeh železarne Zenica. V trajanju 1 leta so sistematično analizirali 8 RE (Cu, As, Sb, Pb, Zn, Sn, Ni in Cr) v rudah, piritnih ogorkih, grodju, apnu, plavžnem prahu in mulju ter koks in izoblikovali bilanco RE v plavžni proizvodnji železarne Zenica.

B. Koroušić (MI Ljubljana) je ocenil vlogo 12 RE (O, H, N, S, P, Pb, Al, Nb, Zr, Sb, Sn in As) v procesu električnega pretaljevanja pod žlindro. Obravnaval je oksidacijske izgube med pretaljevanjem, prerazdelitev med jeklom in žlindro in vpliv inokulantov na tvorbo nove faze.

M. Torkar in F. Vodopivec (MI Ljubljana) sta poročala o raziskavah vpliva bogatitve jekla ob površini s Cu in Sn na pokljivost jekla z lito strukturo. Ugotovila sta, da se da škodljivi vpliv obeh elementov v precejšnji meri zmanjšati, če se jekleni bloki na ogrevanje za valjanje zalagajo po ohladitvi površine pod premensko temperaturo avstenta.

F. Vodopivec in M. Torkar sta obravnavala mikrostrukturo in pokljivost jekla z 0,16 C, lito strukturo in dodatki Al, N, Mn in S. Zaključek njunih izvajanj je, da krhkost jekel s povečanim Al in N vezana na vpliv, ki ga imata oba elementa na izoblikovanje obpovršinskega globulitnega sloja pri strjenju jekla.

T. Goyard, P. Heritier, A. Fourdeaux in A. Kobylansky (ANSM Saint Etienne) so poročali o tem, da se zaradi prisotnosti AlN zmanjša duktilnost jekla v intervalu med 800 in 1100° C.

C. Goux (ENSM) Saint Etienne) je poročal v imenu večje skupine soavtorjev (J. Rochette, P. Benaben, R. Tardy, J. Rogez, M. Foucault-Villard, M. Ghannan, J. Le Coze, B. Saulnier, J. Paire in J. Y. Boos) o pripravi in dopiranju železa velike čistoče, o vplivu selena na kinetiko premene austenit ferit in obratno, o faznem diagramu Fe-Se, o koeficientu difuzije selena v železu med 800 in 1300° C in o vplivu O, S, Se in Te na pitting korozijo nerjavnega jekla.

J. Rodič (SZ Zelezarna Ravne) je govoril o količini RE v različnih skupinah jekel, o problemih, ki jih postavlja naraščanje količine RE, o vplivu RE na orodna jekla in o vplivu RE na vročo preoblikovalnost.

Y. Desalos, J. Laurent, D. Thivellier in P. Rousseau (IRSID in Ugine Aciers) so razpravljali o vplivu Cu, Cr, Ni, Mo, P, Si in Sn na lastnosti ogljikovih jekel. Ugotovili so, da se vpliv normalne količine RE odraža na sposobnosti jekel za masivno hladno preoblikovanje le v zane-marljivem obsegu.

F. Aubrun (Sollac, Florange) je poročal o industrijskih raziskavah vpliva Cr, Ni, Cu in Sn na lastnosti jekel za globoko vlečenje. Dognal je, da v pričakovanih količinah Cr in Ni ne vplivata na lastnosti jekla, nasprotno pa Cu in Sn v količinah, ki se jih pričakuje v jeklih, izdelanih iz starega železa, pomembno zmanjšata duktilnost trakov za globoki vlek.

F. Dumoulin in M. Guttman (CMEM, Paris) sta poročala o vplivu interkristalne segregacije RE na lastnosti železnih zlitin in o reverzibilni popuščni krhkosti konstrukcijskih jekel. Interkristalna segregacija znižuje prag za propagacijo utrujenostne razpoke, povečuje interkristalno krhkost, neugodno vpliva tudi na druge lastnosti. Krhkost je odvisna od sestave in mikrostrukture in jo povzročajo elementi kot P, Sn in Sb. Dodatki drugih elementov lahko krhkost povečujejo, ker povečujejo segregacijo (tak primer je Mn), drugi elementi pa jo znižujejo (na primer Mo in Ti zmanjšujeta krhkost zaradi P in Sb).

H. Erhart in H. J. Grabke (MPI Eisenforschung, Düsseldorf) sta poročala o interkristalni segregaciji fosforja v železu. Ugotovila sta, da reverzibilna krhkost raste s povečanjem količine P v železu in z znižanjem temperature v intervalu med 800 in 400° C. Ogljik odraiva fosfor od kristalnih mej, zato krhkost zmanjšuje, zanimivo pa je, da krom veže ogljik in spet aktivira fosfor.

M. Krause in Jin Yu (F. Krupp Hüttenwerke AG, Bochum) sta obravnavala popuščno krhkost 1% CrMoV jekla zaradi RE. Ta vrsta jekla se uporablja za velike izkoveke za termoenergetske naprave. Ugotovila sta, da porast količine elementov P, Si in Sn v jeklu povišuje prehodno temperaturo žilavosti martenzitne mikrostrukture, v bainitni mikrostrukturi pa nima opaznega učinka. Poročala sta tudi o tem, da aluminij in baker vplivata na prelom jekel odpornih proti lezenju.

K. H. Keiemburg in V. Thien (Kraftewerk Union, Mulheim) sta poročala o izgubi duktilnosti pri 3,5 NiMoCrV jeklu po dolgotrajnem ogrevanju. Pri tem nastaja bogatitev P in Sn po kristalnih mejah z največjo intenziteto pri 450° C. Zato je potrebno držati količino teh dveh elementov kolikor je mogoče nizko pri jeklih za težke izkoveke.

Zanimiva poročila so spremljala številna vprašanja in živa razprava. To je dokaz, da je problematika RE zanimiva za proizvajalce in uporabnike jekla zaradi onečiščenja jekel, ki je posledica uporabe manjvrednih rud in uporabe naraščujoče količine starega železa v jeklarskem vložku.

Splošno mnenje udeležencev je bilo, naj se mednarodna srečanja s problematiko RE organizirajo s krajšimi časovnimi intervali, da bo mogoče česče primerjati in izpo-

stavljati javnosti nova dognanja, uspehe in neuspehe, ki so povezani s trudom metalurgov, da obvladajo naraščujoče onečiščenje jekla.

Materiale s konference, predavanja in razprava bodo objavljeni kot posebna številka Zelezarskega Zbornika, ki jo bo mogoče naročiti pri uredništvu ali Metalurškem inštitutu v Ljubljani.

dr. F. Vodopivec

Novost v proizvodnji tornih krožnih žag za rezanje z velikimi obodnimi hitrostmi v proizvodnem programu **Železarne Ravne**

Roman Pori

Železarna Ravne ima v svojem proizvodnem programu tudi torne krožne žage za rezanje z velikimi obodnimi hitrostmi profilov in cevi.

Te žage smo izdelovali iz specialnega orodnega jekla. Ker te žage niso izpolnjevale želja in potreb porabnikov žag niti lastnosti, ki jih zahtevajo sodobni stroji za izdelavo cevi in profilov, nam je pri razvoju v zadnjem času z vzornim sodelovanjem železarne Jesenice, tovarne kovinskih izdelkov in opreme »ALPOS«, TOZD cevarna Šentjur pri Celju uspelo izdelati torne krožne žage za rezanje profilov in cevi z velikimi obodnimi hitrostmi iz plemenitega Ni-Mo-Cr-V orodnega jekla.

Krožne žage iz tega jekla, kot nam je pokazala preizkusna serija žag, popolnoma ustrezajo zahtevam tovrstnega orodja:

- so popuščno obstojne,
- obdržijo rezno sposobnost tudi pri daljših časih obratovanja,
- ne prihaja do razpok ali razletov žag,
- rezani material se ne lepi na list žage in zobe.

Torne krožne žage so izdelane iz enega kosa (zobje niso v segmentih kovičeni na osnovni list) in so namenjene za rezanje profilov in cevi, izdelanih iz pločevinskih trakov trgovskih kvalitet, barvnih kovin in nerjavne pločevine.

Te žage režejo z velikimi obodnimi hitrostmi do 100 m/sek. Zaradi izredno velike obodne hitrosti žage pride do lokalnega taljenja materiala, tako da žaga praktično ne reže, temveč odtaljuje material. Zaradi specifičnih pogojev rezanja s tornimi krožnimi žagami, izdelanimi iz ogljikovega orodnega jekla, je prihajalo do pojava razpok po boodu žag, kar predstavlja veliko nevarnost za razlet žage pri obodni hitrosti 100 m/sek., torej nevarnost za okolico in strojelom.

Našteti elementi in razmeroma slaba vzdržnost žag je železarno Ravne prisilila k razmišljanju o izdelavi tor-

nih krožnih žag iz druge vrste jekla, ki bi odpravila, oziroma zmanjšala negativne lastnosti obstoječih krožnih žag.

Zopet se je pokazalo, kako važno je dobro sodelovanje s porabniki proizvodov, saj nam je z njihovo pomočjo na osnovi strokovnih informacij uspelo izdelati krožne torne žage, ki se odlikujejo po dobri vzdržljivosti od enega do drugega brušenja zob, odpravili smo nagnjenost k razpokam in s tem preprečili škodo, ki je pri prejšnjih krožnih žagah iz ogljikovega jekla grozila s pojavom napetostnih razpok. Vendar moramo ob tem pripomniti, da vzdržljivost tornih krožnih žag ni odvisna samo od kvalitete izdelave, ampak so tu močno prisotni faktorji, na katere lahko vpliva le uporabnik, in to:

— da je zagotovljena pravilna sinhronizacija pomika rezanega materiala in strojnega elementa, v katerem je nameščena krožna žaga;

— žaga in obdelovanec morata biti zanesljivo in čvrsto pritrjena;

— žaga se mora vrteti mirno, brez radialnega in aksialnega opletanja, ki je dovoljeno največ 0,1/200 mm;

— ko se pojavijo na zobeh znaki zatopitve (to se pozna na rezanem materialu), je potrebno žago zamenjati in jo ponovno nabrusiti.

Če bomo ustregli naštetim zahtevam ob kvalitetni izdelavi krožnih žag, za kar jamči železarna Ravne, je uspeh ob visoki produktivnosti zagotovljen.

ZAKLJUČEK:

Namen te publikacije je bil, da podamo informacijo o prizadevanjih železarne Ravne za kvalitetno izboljšanje asortimenta izdelkov in ob tem podamo nekaj smernic uporabnikom izdelkov, da bi z njimi bolje in varneje delali.

Ako bodo uporabniki tornih krožnih žag z novimi izdelki zadovoljni, ker jim izdelek omogoča večjo produktivnost, smo v železarni Ravne dosegli na tem področju svoj cilj, čeprav se zavedamo, da moramo še naprej izpolnjevati in razvijati svoje izdelke.

Novo orodno jeklo Č 8140 (145 V 33) za delo v hladnem v proizvodnem programu Železarne Ravne

Roman Pori

Železarna Ravne je kot proizvajalec plemenitih orodnih jekel uspela v proizvodnji strojnih nožev združiti svoje dolgoletne izkušnje z najsodobnejšimi dosežki v tehnologiji strojnih nožev.

Sodobna strojna in predelovalna industrija z novimi visoko produktivnimi tehnološkimi postopki zahteva nova orodna jekla s specifičnimi lastnostmi.

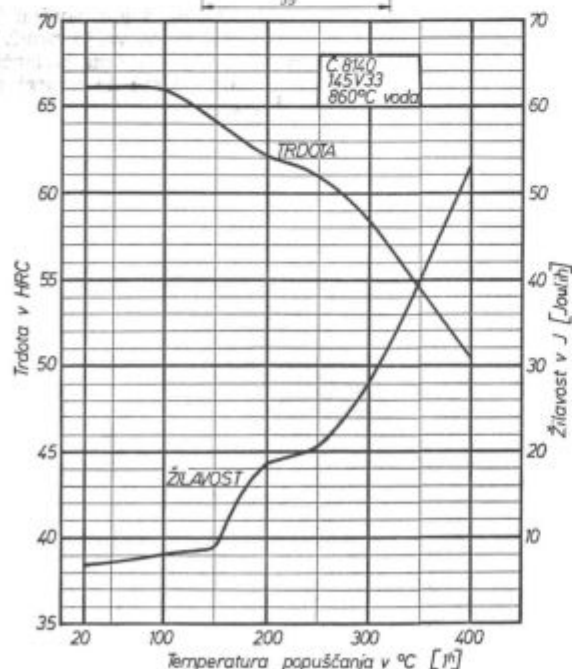
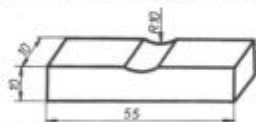
Zato se od strojnih nožev zahteva predvsem:

- velika rezna sposobnost in odpornost proti obrabi,
- velika odpornost proti udarcem in drugačnim dinamičnim obremenitvam,
- velika žilavost, predvsem žilavost ostrine,
- optimalna trdota.

Da bi našli optimalno kompromisno rešitev teh nasprotujočih si zahtev, iščemo nove tehnološke postopke in razvijamo nove vrste jekel. Te zahteve se včasih zdijo tako ostre, da za proizvajalca jekel predstavljajo skoraj nerešljiv problem, vendar s sistematično raziskavo v ozki povezavi med proizvajalcem in uporabnikom le dosegamo spodbudne rezultate.

Železarna Ravne je s sodelovanjem uporabnikov strojnih nožev in drugih orodij dopolnila svoj program orodnih jekel za delo v hladnem z novim orodnim jeklom Č 8140 (145 V 33), ki ga želimo s tem sestavkom predstaviti.

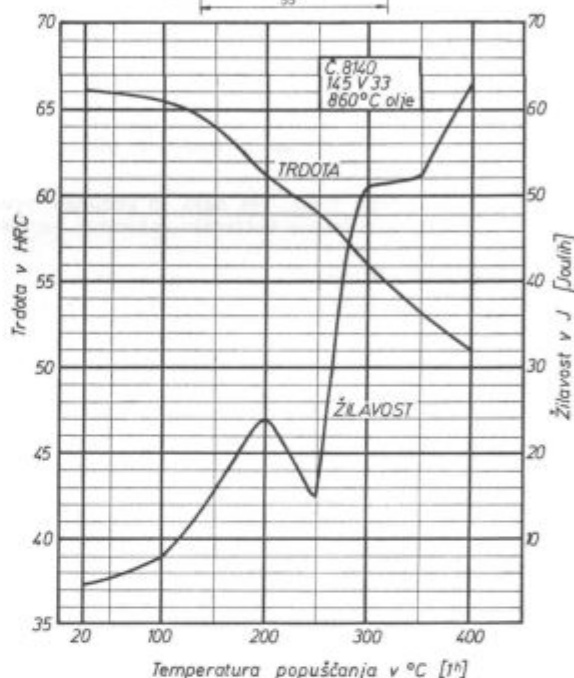
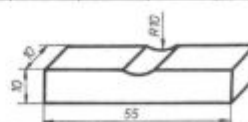
Kemijska sestava	C%	Si%	Mn%	Cr%	Mo%	V%
	1,48	0,21	0,45	0,29	0,01	3,50



Slika 1

Diagram popuščanja in žilavosti za jeklo Č.8140 Žn 145 V 33 kaljeno 860° C voda.

Kemijska sestava	C%	Si%	Mn%	Cr%	Mo%	V%
	1,48	0,21	0,45	0,29	0,01	3,50



Slika 2

Diagram popuščanja in žilavosti za jeklo Č.8140 Žn 145 V 33 kaljeno 860° C olje.

Standardne karakteristike in osnovni podatki za uporabo:

Smerna kemijska sestava v %:

C	Si	Mn	V	Mo
1,45	0,3	0,2	3,5	0,2

Za zagotavljanje posebnih lastnosti dodamo po potrebi še posebne mikroodatke.

Primerjava s tujimi proizvajalci:

Werkstoff Nr. po DIN 17007:	1.2838
VDEh oznaka DIN 17006:	145 V 33
Witten:	PWV
VEW:	K 765
Creusot Loire:	145 V 33
Bergische Stahlindustrie Remscheid:	MV 350

Tip jekla:

Jeklo 145 V 33 je vanadijevo jeklo z visoko vsebnostjo ogljika, namenjeno za delo v hladnem.

Kaljivo je v vodi in olju. Ogljik in vanadij dajeta jeklu visoko trdoto po kaljenju in fino zrnato strukturo. Ob visoki trdoti je tudi razmeroma žilavo in zato sposobno za izdelavo orodja za delo v hladnem z visoko produktivnostjo.

Značilnosti in osnovne lastnosti:

Jeklo 145 V 33 se odlikuje predvsem z naslednjimi lastnostmi:

- odlična odpornost proti obrabi,
- odlična rezilna sposobnost,
- dobra obdelovalnost v žarjenem stanju,
- dobra kaljivost.

Primerjalne lastnosti:

Če primerjamo glavne lastnosti jekla 145 V 33 npr. s Č 6445 (Osikro sp.), se bomo odločili za uporabo jekla 145 V 33, kadar želimo ugodnejšo kombinacijo visoke trdote, žilavosti in rezilne sposobnosti.

Področje uporabe:

Lastnosti jekla 145 V 33 kažejo, da je jeklo namenjeno za izdelavo zelo zahtevnih strojnih nožev:

- za grafično industrijo,
- za lesno obdelovalno industrijo,
- za gumarsko industrijo,
- za usnjarsko industrijo,
- za rezanje umetnih mas,
- za rezanje žime.

Jeklo 145 V 33 je zaradi svojih specifičnih lastnosti dobro uporabno tudi za orodja za utiskavanje plitvih gravur in za orodja z brizganjem.

Pri uporabi moramo upoštevati slabo popuščno obstojnost jekla.

Tipizacija:

Jeklo 145 V 33 je novo in se na domačem tržišču šele uveljavlja, zato je seveda netipizirano.

Vroča predelava:

Normalno področje vroče predelave je 1100—900° C. Pri ogrevanju in zadrževanju na temperaturi pred vročo predelavo je treba upoštevati nagnjenost jekla k razogljichenju in zagotoviti primerno zaščito. Po končani vroči predelavi je potrebno zagotoviti primerno počasno ohlajanje v peči ali v dobrem izolacijskem sredstvu.

Jeklo se izredno dobro plastično predeluje.

Za doseganje dobrih osnovnih lastnosti ima temperatura vroče predelave velik pomen in zato mora biti začetna temperatura plastične predelave pravilna, kakor tudi čas zadrževanja na zgornji temperaturi plastične predelave. Seveda mora biti tudi spodnja temperatura plastične predelave čim bližja predpisani spodnji temperaturi, vendar ne nižja od 900° C.

Po končani vroči predelavi je potrebno to jeklo po počasnem ohlajanju čimprej žariti.

Mehko žarjenje:

Temperatura mehkega žarjenja je od 720—760° C. Trdota po mehkem žarjenju je maks. 230 HB. Jeklo je potrebno med mehkim žarjenjem zaščititi pred razogljichenjem.

Obdelovalnost:

V žarjenem stanju se to jeklo dobro obdeluje.

Pri brušenju pa je potrebno paziti, da ne pride do pregretja in s tem do pojava brusilnih razpok, zato je priporočljivo brušenje z uporabo hladilnih sredstev ob pravilni izbiri brusnih sredstev (segmenti, lonci) z naslednjimi karakteristikami:

- velikost zrna: 46
- vrste brusne surovine: specialni korund — B
- struktura: 9—10
- trdota: H ali J

— vezivo: keramično — V

— obodna hitrost brusnega sredstva: 20—28 m/sek.

— hitrost vzdolžnega pomika delovne mize ali brusnega sredstva: 12—18 m/min.

— globina brušenja: 0,008—0,030 mm.

Žarjenje za odpravo napetosti:

Žarjenje za odpravo napetosti se izvaja po grobi mehaniški obdelavi v temperaturnem območju 600—700° C z zadrževanjem na temperaturi najmanj 1 uro. Ohlajanje se izvaja počasi v peči do 500° C, dalje na mirnem zraku.

Pri žarjenju za odpravo napetosti ni potrebna zaščita proti razogljichenju.

Kaljenje:

Potrebno je predgrevanje na 500—600° C.

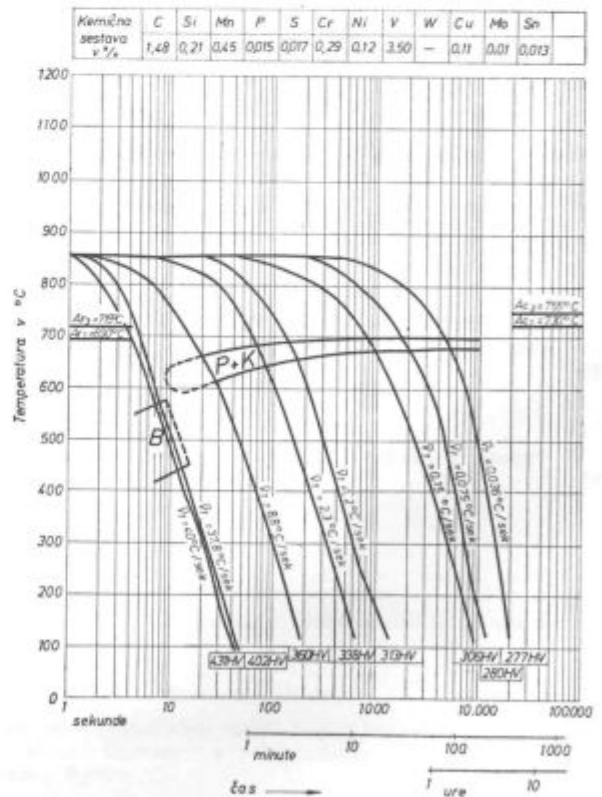
Normalno območje temperatur kaljenja je 800—950° C.

Kot sredstvo za ohlajanje pri kaljenju uporabljamo vodo ali olje, odvisno od oblike orodja in zahtevanih lastnosti. Pri ogrevanju na kalilno temperaturo moramo poskrbeti za zaščito proti razogljichenju. Najbolje je kaliti orodje iz peči z zaščitno atmosfero.

Pri kaljenju v vodi je priporočljivo kaljenje z zadržanjem na temperaturi 750° C, nato kaliti v vodi, ker je jeklo nagnjeno k pokanju, če ga kalimo direktno iz temperature avstenitizacije.

Popušcanje:

Uporabno območje popušcanja je normalno 200—350° C za območje uporabnih trdot 62—56 HRC, kot kaže ta popuščna diagrama za kaljenje v vodi in kaljenje v olju. Popušcanje se mora izvajati takoj po kaljenju.



Slika 3
Kontinuirni TTT diagram za jeklo Č 8140 ZR: 145 V 33
Temperatura avstenitizacije: 860° C

Metalografija jekla 145 V 33:

Jeklo 145 V 33 ima po mehkem žarjenju sferoidizirana perlitna zrna. Po kaljenju je v mikrostrukturi finožrnati martenzit, zaostali avstenit in karbidi.

Posebne preiskave:

V nadaljevanju navajamo nekaj informacij in ugotovitev posebnih preiskav za jeklo 145 V 33.

— Zaostali avstenit

S ploščatimi preizkušanci $10 \times 50 \times 50$ mm smo določili vsebnost zaostalega avstenita z rentgenskim difrakto-
metrom.

	Volumske vrednosti			
	%	%	c %	T mart.
žarjeno stanje	95	0	5	0
kaljeno v vodi	56	42	2	8.10-3
kaljeno v olju	50	48	2	7.10-3

— Premenske točke

Ogrevanje $2,5^\circ \text{C}/\text{min}$.

Ac začetek 750°C

Ac konec 755°C

Ohlajanje $2,5^\circ \text{C}/\text{min}$.

Ar začetek 715°C

Ar konec 690°C

— TTT diagram

Na sliki 3 je prikazan kontinuirni diagram za jeklo 145 V 33. Avstenitizacija 860°C .

ZAKLJUČEK:

Novo orodno jeklo za delo v hladnem 145 V 33 ima dobre perspektive na nekaterih specifičnih področjih uporabe.

Prvenstveno naj bi ga uporabljali za izdelavo strojnih nožev, orodij za vtiskavanje s plitvimi gravurami, razne matrice v industriji vijakov in kovic ter druga orodja za brizganje.

Podani so rezultati preiskav osnovnih lastnosti, katere pa bo potrebno še naprej dopolnjevati in jih povezovati z informacijami o obnašanju tega jekla pri praktični uporabi.

Vsebina XIV. letnika »Železarskega zbornika«

	stran		stran
Prešern Alojz — Metalurški inštitut Ljubljana		Tehnične novice	
30 let raziskovalnega dela na SZ — Metalurškem inštitutu Ljubljana	3	Arh Jože — Železarna Jesenice	
Smajič Nijaz — Metalurški inštitut Ljubljana		Prvo posvetovanje o kontinuirnem vlivanju v Linzu pod naslovom: Continuous Casting Conference, 1979	115
Termodinamika v proizvodnji nerjavnega jekla	11	Rodič — Železarna Ravne	
Todorović Gojko, J. Lamut — Metalurški inštitut Ljubljana		Mehanizem in morfologija lomov Cr-Mo-V orodnih jekel	117
Razžveplanje grodlja s plavžno žlindro obogateno z MgO	21	Schroeder D. L. — Proces Corporation Pittsburgh	
Lavrič Tea, F. Vodopivec — Metalurški inštitut Ljubljana		Digitalni računalniki v proizvodnji jekla	129
Grešovnik F. — Železarna Ravne		Uranč Franc — Železarna Ravne	
Osterc V. — Inštitut za geologijo Ljubljana		Vpliv strukture in dimenzij preizkušanca, napetosti in hitrosti preizkušanja na žilavostne vrednosti	143
Vpliv toplotne obdelave na raztapljanje in izločanje karbidov v ledeburitnih orodnih jeklih	29	Vodeb R., B. Gašperšič, F. Erjavec, F. Medl	
Kmetič Mitja, F. Vodopivec — Metalurški inštitut Ljubljana		Sistemske rešitve izkoriščanja odpadnih toplot v Železarni Ravne	149
Gabrovšek M. — Železarna Jesenice		Arh Jože, S. Čop — Železarna Jesenice	
Kinetika nastajanja ferita v mikrolegiranem jeklu	39	Rac V., V. Macur — Železarna Ravne	
Kveder Aleksander, F. Vodopivec — Metalurški inštitut Ljubljana		Senčič V., G. Manojlović — Železarna Štore	
Bor v mikrolegiranem konstrukcijskem jeklu	49	Razvoj tehnologije proizvodnje jekla v slovenskih železarnah	161
Prešeren Vasilij — Metalurški inštitut Ljubljana		Vodopivec Franc, A. Osojnik — Metalurški inštitut Ljubljana	
Sintetično talilo za jeklarsko tehnologijo	57	Gabrovšek M. — Železarna Jesenice	
Koroušič Blaženko — Metalurški inštitut Ljubljana		Izotermna premena austenita v jeklu z 0,15 % C in 1,3 % Mn legiranjem z niobijem in vanadijem	169
Prispevek k termodinamiki reakcij, ki nastanejo pri EPŽ-procesu	65	Raič V. — Metalurški kombinat Smederevo	
Vodopivec Franc — Metalurški inštitut Ljubljana		Drobnjak Dj. — Fakulteta za tehnologijo in metalurgijo Beograd	
Gabrovšek M. — Železarna Jesenice		Malčič S. — Institut »Boris Kidrič«, Vinča	
Raziskave relativne plastičnosti vključkov manganovega sulfida pri vročem valjanju nekaterih konstrukcijskih jekel	73	Vpliv statičnega deformacijskega staranja na teksturo in faktor plastične anizotropije pomirjenega jekla	179
Uršič Viktor — Metalurški inštitut Ljubljana		Brudar Božidar — Železarna Jesenice	
Vpliv peska jeder na lastnosti enotnega bentonitnega peska	81	Elektromagnetno polje v bližini napake v materialu	185
Osojnik Andreja, T. Lavrič, F. Vodopivec — Metalurški inštitut Ljubljana		Tehnične novice	
Študij metodike določevanja karbonitridov v mikrolegiranih jeklih	87	Vodopivec Franc	
Wohinz Janez, J. Lamut — Metalurški inštitut Ljubljana		Rezidualni elementi v železu in jeklu (Mednarodna konferenca v Ljubljani 22. in 23. maja 1980)	193
Možnosti izkoriščanja odpadnih surovin za potrebe metalurgije	93	Pori Roman — Železarna Ravne	
Kosec Ladislav — Metalurški inštitut Ljubljana		Novost v proizvodnji tornih žag za rezanje z velikimi orodnimi hitrostmi v proizvodnem programu Železarne Ravne	195
Deformacija in porušitev v nekaterih dvo ali večfaznih zlitinah	99	Pori Roman — Železarna Ravne	
Žvokelj Janez — Metalurški inštitut Ljubljana		Novo orodno jeklo Č 8140 (145 V 33) za delo v hladnem v proizvodnem programu Železarne Ravne	196
Utrujanje s končnim številom nihajnih obremenitev do loma	107		

Odgovorni urednik: Jože Arh, dipl. inž. — Člani dr. Jože Rodič, dipl. inž., Franc
Mlakar, dipl. inž., dr. Aleksander Kveder, dipl. inž., Edo Žagar, tehnični urednik

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

Naslov uredništva: ZPSZ — Železarna Jesenice, 64270 Jesenice, tel. št. 81-341
int. 880 — Tisk: TK »Gorenjski tisk, Kranj

VSEBINA

<p>UDK: 669.14.018.292:620.181 ASM/SLA: N10b, N8g</p> <p>Metalurgija — mikrolegirano jeklo — premena avstenit-ferit — nastajanje karbonitridnih izločkov.</p> <p>F. Vodopivec, M. Gabrovšek, A. Osojnik</p> <p>Izotermna premena avstenita v jeklu z 0,15 % C in 1,3 % Mn legiranim z niobijem in vanadjem.</p> <p>Železarski zbornik 14 (1980) 4 s 169—178</p> <p>V jeklih, ki vsebujejo niobij v trdni raztopini v avstenitu, je izotermna premena te faze v ferit pri 728° C počasnejša, kot v enakih jeklih brez niobija zaradi prerazdelitve niobija na premenski površini avstenit-ferit.</p> <p>Niobij zavira tudi tvorbo vanadijevega karbonitrida in aluminijevega nitrida ob izločanju na premenski površini avstenit-ferit.</p> <p style="text-align: center;">Avtorski izvleček</p>	<p>UDK: 669.14.018:620.187 ASM/SLA: N7a, M26c</p> <p>Metalurgija — hladna predelava — jeklo za globoko vlečenje</p> <p>V. Raić, Dj. Drobnjak, S. Malčić</p> <p>Vpliv statičnega deformacijskega staranja na teksturo in faktor plastične anizotropije pomirjenega jekla</p> <p>Železarski zbornik 14 (1980) 4 s 179—184</p> <p>Vpliv statičnega deformacijskega staranja (deformacija: 5—25 %, staranje: 10—200° C/h do 520° C) na teksturo, ki jo dobimo s hladnim valjanjem (70 %) in žarjenjem (700° C) je določen s tehniko inverznih polarnih slik. Rezultati kažejo, da se delež [III] komponente povečuje delež, [100] pa zmanjšuje s hitrostjo ogrevanja odnosno s povečanjem časa staranja. Največje spremembe se dogajajo, ko se hitrost zmanjša od 50 na 20° C/h odnosno podaljša čas od 10 na 25 ur. Takšno obnašanje pripisujemo vse večji učinkovitosti delcev AlN, ki povečujejo število krali orientacije [III] na račun krali orientacije [100]. Z uporabo optimalne kombinacije predhodne deformacije (15 %) in hitrosti staranja (10° C/h) dobimo srednji faktor plastične anizotropije okrog 2.</p> <p style="text-align: center;">Avtorski izvleček</p>
<p>UDK: 621.191:620.179.6 ASM/SLA: S13h, X8k</p> <p>Neporušne preiskave z elektromagnetnimi polji — matematični model — numerično reševanje sistema parcialnih diferencialnih enačb</p> <p>B. Brudar</p> <p>Elektromagnetno polje v bližini napake v materialu</p> <p>Železarski zbornik 14 (1980) 4 s 185—191</p> <p>Opisane so teoretične osnove za izračunavanje porazdelitve izmeničnega magnetnega polja v bližini napake v palci ali cevi okroglega prereza.</p> <p>Izhajamo iz predpostavke, da je zunanje magnetno polje homogeno in usmerjeno vzdolž palice ali cevi.</p> <p>V rotacijsko simetričnih primerih je koristno izhajati iz enačbe za vektorski potencial, ker je v takem primeru treba reševati diferencialno enačbo le za eno komponento. Podobno je v primerih napak, ki se enakomerno raztezajo po vsej dolžini palice. Enačbo za gostoto magnetnega polja je treba reševati le za eno komponento.</p> <p>Opisani postopki, ki smo jih razvili na raziskovalnem oddelku jeseniške železarne, so bili tudi že uspešno uporabljeni v posebnih primerih (dvodimenzionalni in tridimenzionalni matematični modeli površinskih in podpovršinskih razpok). Na področju neporušne kontrole s pulznimi in večfrekvenčnimi elektromagnetnimi polji pa predstavljajo opisane matematične metode popolnoma novo osnovo za raziskovalno delo.</p> <p>Simuliranje pogojev s pomočjo računalnika je namreč mnogo cenejše in hitreje od praktičnega eksperimentiranja.</p> <p style="text-align: center;">Avtorski izvleček</p>	

INHALT

UDK: 669.14.018:620.187
ASM/SLA: N7a, M26c

Metallurgie — Kaltverformung — Tiefziehstähle

V. Raić, Dj. Drobnjak, S. Malčić

Einfluss der statischen Rekalterung auf die Textur und den Faktor der plastischen Anisotropie eines beruhigten Stahles

Zelezarski zbornik 14 (1980) 4 S 179—184

Einfluss der statischen Rekalterung (Vervormung: 5—25 %; Alterung: 10—200° C/h bis 520° C) auf die Textur erhältlich durch Kaltwalzen (70 %) und Glühen (700° C) ist mittels der Technik der inversen Polarbilder bestimmt worden. Die Ergebnisse zeigen, dass der Anteil der Komponente [111] grösser wird und der Anteil der Komponente [100] mit der Erwärmungsgeschwindigkeit bzw. mit der Verlängerung der Alterungszeit kleiner wird. Die grössten Änderungen geschehen bei der Verminderung der Alterungsgeschwindigkeit von 50 auf 20° C/h bzw. bei der Verlängerung der Glühzeit von 10 auf 25 Stunden. Ein solches Betragen wird der immer grösseren Wirksamkeit der AlN Teilchen zugeschrieben, durch welche die Zahl der Keime der Orientierung [111] auf das Konto der Keime der Orientierung [100] grösser wird. Mit der Anwendung der optimalen Kombination einer Verformung von 15 % und der Alterungsgeschwindigkeit von 10° C/h kann ein mittlerer Faktor der plastischen Anisotropie rund 2 erreicht werden.

Auszug des Autors

UDK: 669.14.018.292:620.181
ASM/SLA: N10b, N8g

Metallurgie — mikrolegierter Stahl — Umwandlung Austenit-Ferrit — Entstehung von Karbonitridausscheidungen

F. Vodopivec, M. Gabrovšek, A. Osojnik

Isotherme Umwandlung des Austenites in einem mit Nb und V mikrolegierten Stahl mit 0.15 % C und 1.3 % Mn

Zelezarski zbornik 14 (1980) 4 S 169—178

In Stählen in welchen Niob im Austenit in harter Lösung enthalten ist, verläuft die isotherme Umwandlung dieser Phase in Ferrit bei 728° C langsamer als in gleichen Stählen ohne Niobgehalt, wegen der Überverteilung von Niob auf der Umwandlungsfläche Austenit-Ferrit.

Niob hemmt auch die Bildung von Vanadiumkarbonitrid und Aluminiumnitrid bei der Ausscheidung auf der Umwandlungsfläche Austenit-Ferrit.

Auszug des Autors

UDK: 621.191:620.179.6
ASM/SLA: S13h, X8k

Zerstörungsfreie Prüfung mittels elektromagnetischer Felder — Mathematisches Modell — numerische Lösung eines Systemes der partiellen Differentialgleichungen

B. Brudar

Elektromagnetisches Feld in der Nähe eines Fehlers im Werkstoff
Zelezarski zbornik 14 (1980) 4 S 185—191

Die theoretischen Grundlagen für die Berechnung der Verteilung eines Wechselmagnetfeldes in der Nähe eines Fehlers im Stab oder Rohr runden Querschnittes werden beschrieben.

Wir gehen aus der Voraussetzung aus, dass das äussere Magnetfeld homogen und längs des Stabes oder Rohres gerichtet ist.

In rotationssymmetrischen Beispielen ist es nützlich aus der Vektorpotenzialgleichung auszugehen, da in solchen Fällen die Differentialgleichung nur für eine Komponente gelöst werden soll. Ähnlich ist es bei den Fehlern welche sich über der ganzen Stablänge erstrecken. Die Gleichung für die Magnetfeldstärke soll nur für eine Komponente gelöst werden.

Die beschriebenen Verfahren welche in der Forschungsabteilung des Hüttenwerkes Jesenice entwickelt wurden, sind erfolgreich auch in besonderen Fällen (zweidimensionelle und dreidimensionelle mathematische Modelle der Oberflächen und Innenrisse) angewendet worden.

Auf dem Gebiet der zerstörungsfreien Prüfung durch Impuls-Wirbelstrom-Verfahren stellen die beschriebenen mathematischen Methoden eine völlig neue Grundlage für die Forschungsarbeit dar.

Das Simulieren der Bedingungen mit Hilfe des Rechners ist nämlich viel billiger und schneller als das praktische Experimentieren.

Auszug des Autors

CONTENTS

UDK: 669.14.018.292:620.181
ASM/SLA: N10b, N8g

Metallurgy — Microalloyed steel — Austenite/ferrite transformation — Formation of carbonitride precipitates

F. Vodopivec, M. Gabrovšek and A. Osojnik

Isothermal Transformation of Austenite in Steel with 0.15 % C and 1.3 % Mn Alloyed with Niobium and Vanadium

Zelezarski zbornik 14 (1980) 4 P 169—178

Isothermal transformation of austenite into ferrite at 728° C is slower in steel containing niobium in the austenite solid solution due to the redistribution of niobium on the austenite/ferrite transformation interface.

Niobium retards the formation of vanadium carbonitride and aluminium nitride during the precipitation on the austenite/ferrite transformation interface.

Author's Abstract

UDK: 669.14.018:620.187
ASM/SLA: N7a, M26c

Metallurgy — cold working — deep drawing steel

V. Raić, Dj. Drobnjak, S. Malčić

Effect of Static Strain-Aging on Texture Development and Plastic Strain Ratio in Stabilized Steel

Zelezarski zbornik 14 (1980) 4 P 179—184

The effect of static strain aging (strain: 5—25 %; aging: 10 to 200° C/h to 520° C) on texture development during subsequent cold rolling (70 %) and annealing (700° C) has been studied by means of an inverse pole figures technique. The results show that the [111] component increases and the [100] decreases with decreasing heating rate i.e. increasing aging time, the effect being most pronounced on passing from 50 to 20° C/h i.e. from 10 to 25 hours. This has been attributed to an increased efficiency of AlN precipitates in developing recrystallization nuclei with [111] orientation on expenss of [100] orientation. An average plastic strain ratio of about two is experienced if an optimum combination of prior strain (15 %) and aging rate (10° C/h) is applied.

Author's Abstract

UDK: 621.191:620.179.6
ASM/SLA: S13h, X8k

nondestructive testing with electromagnetic fields — mathematical models — numerical solution of a system of partial differential equations

B. Brudar

The Electromagnetic Field in the Neighbourhood of a Defect in the Material

Zelezarski zbornik 14 (1980) 4 P 185—191

There are theoretical principles given for calculation of the a. c. magnetic field in the neighbourhood of a defect in a rod or a tube with the circular cross-section.

It is assumed that the magnetic field outside is homogenous and directed along the rod or a tube.

In cases with the rotational symmetry it is useful to start from the equation for the vector potential since it is necessary to solve the differential equation for one component only. A similar case we have with the defects extending uniformly all along the whole length of the bar. The differential equation for the magnetic field density is to be solved just for one component again.

The procedures developed in the research department of the Iron and Steel Works Jesenice have been already applied in some special cases (mathematical models of twodimensional and three-dimensional surface cracks).

In the field of nondestructive control with pulsed and multi-frequency electromagnetic fields the described mathematical methods represent quite a new basis for the research work.

Author's Abstract

СОДЕРЖАНИЕ

УДК: 669.14.018:620.187
АСМ/СЛА: N7a, M26c

Металлургия — холодная переработка — стали для холодной вытяжки.

V. Raić, Dj. Drobňjak, S. Malčić

Влияние статического деформационного старения на текстуру, и фактор пластической анизотропии спокойной стали.
Zelezarski zbornik 14 (1980) 4 С 179—184

Влияние статического деформационного старения (деформация: 5—25 %, старение: 10—200° С/ч до 520° С) на текстуру, полученную холодной прокаткой (70 %) и отжигом при 700° С определено с техникой инверсных полярных изображений. Результаты показывают, что доля [111]компоненты увеличивается, а доля [100] уменьшается с быстротой отжига, отн. с увеличением времени старения.

Самые большие изменения происходят, когда быстрота отжига уменьшается с 50 на 20° С/ч, отн. длительность отжига увеличивается с 10 на 25 часов. Такое поведение можно приписать более сильной эффективности частиц AlN, которые увеличивают число зародышей ориентировки [111] на счет зародышей ориентировки [100]. С применением оптимальной комбинации предлагаемой деформации (15 %) и быстроты старения (10° С/ч) получим как средний фактор пластической анизотропии, величина которого представляет значение 2.

Автореф.

УДК: 669.14.018.292:620.181
АСМ/СЛА: N10b, N8g

Металлургия — микросплавная сталь — превращение аустенит-феррит — появление карбонитридных образований.

F. Vodopivec, M. Gabrovšek, A. Osojnik

Изотермические превращения аустенита в стали с 0,15 % С и 1,3 % Mn, легированной с ниобием и ванадием.
Zelezarski zbornik 14 (1980) 4 С 169—178

В сталях, содержащих ниобий в твердом растворе аустенита, изотермическое превращение этой фазы в феррит при 728° С происходит гораздо медленнее, чем в одинаковых сталях без содержания ниобия. Причина этого — распределение ниобия на поверхности превращения аустенит-феррит.

Ниобий тормозит также образование карбонитрида ванадия и нитрида алюминия при выделении аустенит-феррита на поверхности превращения.

Автореф.

УДК: 621.191:620.179.6
АСМ/СЛА: S13h, X8k

Испытание без разрушения с электромагнитным полем — математическая модель — цифровое вычисление системы парциальных уравнений.

V. Brudar

Электромагнитное поле вблизи погрешности в материале.
Zelezarski zbornik 14 (1980) 4 С 185—191

Дано описание теоретического основания для вычисления распределения переменного магнитного поля вблизи погрешности в прутке или в трубе круглого сечения.

Выходим из предположения, что внешнее магнитное поле гомогенно и лежит в направлении прутка или трубы.

В ротационно-симметричных примерах полезно взять как исходное значение векторный потенциал потому, что в таком примере надо выполнить вычисление только для одной компоненты. То же самое имеет место в примерах погрешностей, которые равномерно растянуты по целой длине прутка. Уравнение для плотности магнитного поля надо вычислять только для одной компоненты.

Описанные способы, развитие которых выполнено в научно-исследовательском институте металлургического завода Железарна Есенице были применены также успешно на специальных примерах (двухмерные и трехмерные математические модели поверхностных и подповерхностных пороков).

В области контроля без разрушения с пульсирующим и много-частотным электромагнитным полем представляет описание математических методов совсем новую основу для экспериментальных работ.

Моделирование условий при помощи счетчика конечно гораздо дешевле и быстрее от практического экспериментирования.

Автореф.

