

ŽELEZARSKI ZBORNIK

VSEBINA	Stran
Kveder Aleksander, J. Zvokelj — Metalurški inštitut Ljubljana	
VPLIV BORA NA MIKROSTRUKTURO IN LASTNOSTI JEKEL	85
Kveder Aleksander — Metalurški inšti- tut Ljubljana	
MEHKO ZARJENJE, STOPNJA SFEROIDIZA- CIJE STRUKTURE IN VPLIV LEGIRNIH ELEMENTOV	95
Vodopivec Franc — Metalurški inštitut Ljubljana	
A. Rodič, J. Rodič — Zelezarna Ravne	
RAZISKAVA VPLIVA TEMPERATURE VALJA- NJA NA MIKROSTRUKTURO KROM MANGA- NOVEGA JEKLA ZA CEMENTACIJO	111
Sevič Dragica, D. Čurčija — Meta- lurška fakulteta Sisak	
TOPNOST OGLJIK V ŽLINDRAH V ODVIS- NOSTI OD TEMPERATURE	123

LETO 16 ŠT. 4 - 1982
ŽEZB BQ 16 (4) 85-128 (1982)

ŽELEZARSKI ZBORNIK

IZDAJAJO ŽELEZARNE JESENICE, RAVNE, STORE IN METALURŠKI INŠTITUT

LETO 16

LJUBLJANA

DECEMBER 1982

Vsebina	Inhalt	Contents	Содержание
stran	Seite	Page	
Aleksander Kveder, J. Zvokelj	Aleksander Kveder, J. Zvokelj	Aleksander Kveder, J. Zvokelj	Aleksander Kveder, J. Zvokelj
Vpliv bora na mikrostruk- turo in lastnosti jekel 85	Einfluss von Bor auf das Mikrogefüge und die Eigenschaften von Stahl. 85	Influence of Boron on the Microstructure and Pro- perties of Steel 85	Влияние бора на микро- структуру и свойства сталей. 85
UDK: 669.14.018.298 ASM/SLA: CN-g; EG-j 40	UDK: 669.14.018.298 ASM/SLA: CN-g; EG-j 40	UDK: 669.14.018.298 ASM/SLA: CN-g; EG-j 40	UDK: 669.14.018.298 ASM/SLA: CN-g, EG-j 40
Aleksander Kveder	Aleksander Kveder	Aleksander Kveder	Aleksander Kveder
Mehko žarjenje, stopnja sferoidizacije strukture in vpliv legirnih elementov 95	Weichglühen, Einformungs- grad der Karbide im Ge- füge und der Einfluss der Legierungselemente 95	Soft Annealing, Degree of Spheroidisation of Struc- ture, and Influence of Alloying Elements 95	Неполный отжиг, степени сферондизации структуры и влияние легирующих элементов. 95
UDK: 621.785.33; 669-151 ASM/SLA: I 23, EG-P, N 82	UDK: 621.785.33; 669-151 ASM/SLA: I 23, EG-P, N 82	UDK: 621.785.33; 669-151 ASM/SLA: I 23, EG-P, N 82	UDK: 621.785.33; 669-151 ASM/SLA: I 23, EG-P, N 82
Franc Vodopivec, A. Rodič, J. Rodič	Franc Vodopivec, A. Rodič, J. Rodič	Franc Vodopivec, A. Rodič, J. Rodič	Franc Vodopivec, A. Rodič, J. Rodič
Raziskava vpliva tempera- ture valjanja na mikro- strukturo krom-manganov- vega jekla za cementacijo 111	Untersuchungen über den Einfluss der Walztempe- ratur auf das Mikrogefüge eines Chrom-Mangan Ein- satzstahles 111	Investigation on Influence of Rolling Temperature on the Microstructure of Chromium-Manganese Car- burising Steel 111	Исследование влияния темпе- ратуры прокатки на микро- структуру хромомарганцови- стую сталь для цементации. 111
UDK: 669.14.018.292; 621.771.01 ASM/SLA: F 23, 1-66, CN, 3-71	UDK: 669.14.018.292; 621.771.01 ASM/SLA: F 23, 1-66, CN, 3-71	UDK: 669.14.018.292; 621.771.01 ASM/SLA: F 23, 1-66, CN, 3-71	UDK: 669.14.018.292; 621.771.01 ASM/SLA: F 23, 1-66, CN, 3-71
Dragica Šević, D. Čurčija	Dragica Šević, D. Čurčija	Dragica Šević, D. Čurčija	Dragica Šević, D. Čurčija
Topnost ogljika v žilindrah v odvisnosti od tempera- ture 123	Temperatur abhängigigkeit der Löslichkeit von Koh- lenstoff in Schlacken 123	Temperature Influence on the Solubility of Carbon in Slags 123	Температурная зависимость растворимости углерода в шлаках. 123
UDK: 669.189:669.587.6 ASM/SLA: D 5 a, D 114	UDK: 669.189:669.587.6 ASM/SLA: D 5 a, D 114	UDK: 669.189:669.587.6 ASM/SLA: D 5 a, D 114	UDK: 669.189:669.587.6 ASM/SLA: D 5 a, D 114

Vpliv bora na mikrostrukturo in lastnosti jekel

UDK: 669.14.018.298
ASM/SLA: CN-g, EG-j40

A. Kveder, J. Žvokelj

Preiskava je bila poskus preveriti vpliv bora na lastnosti visokotrdnih gradbenih jekel, znanih pod imenom HSLA. Ta jekla so nizkoogljična, legirana z majhnimi dodatki elementov, ki jeklo disperzijsko ali kako drugače utrujejo.

A. UVOD

V letih 1977/78 je bil uresničen prvi del raziskovalnega programa o osvajanju tehnologije izdelave borovih jekel (A. Razinger: Tehnologija izdelave in predelave jekel, legiranih z borom). Vključno z raziskavo, ki je bila izdelana že pred nekaj leti (A. Kveder, J. Žvokelj: Bor v jeklih za poboljšanje, MI Ljubljana, 1968), predstavlja to delo dovolj obširen in zaključen del programa z zadovoljivimi rezultati. Kratko opisani zaključki te raziskave so taki:

Jekla z borom (raziskovani sta bili jekli MBA 20 in KVB 30, ki jih rabijo za kvalitetne vijake razredov 8,8 in 10,9) je mogoče izdelovati v SM pečeh z nekoliko spremenjeno tehnologijo dezoksidacije. Jeklo je treba intenzivno dezoksidirati že v peči, najbolje s feroaluminijem. Ustrezna zlitina za dodajanje bora je BATS 2 z 2 % B. Optimalni dodatek bora je 0,005 %, pri čemer je izkoristek med 50 in 60 %. Učinkovitost bora (vpliv na prekaljivost) je bila zelo dobra. saj je bil takoimenovani faktor kalilnosti bora vedno večji od 2. Končni sklep je bil, da sta prej omenjeni jekli z B osvojeni in jih je mogoče industrijsko proizvajati.

V nadaljevanju raziskav jekel z borom (leta 1979, nal. 660: Bor v jeklih, II. del) je bila predvidena razširitev asortimana na jekla za hladno masivno preoblikovanje. Program je bil spremenjen toliko, da smo se namesto teh jekel odločili za mikrolegirana konstrukcijska jekla. Za to sta bila v glavnem dva vzroka: ta jekla so bila v preteklih

letih predmet obširnih raziskav v železarni Jesenice in na metalurškem inštitutu, zato smo v to tematiko vključili tudi mikrolegiranje z borom, in drugič, o nizkoogljičnih jeklih z B nismo zasledili poročil v strokovni literaturi. Povzetek rezultatov te raziskave je na kratko naslednji: Bor (skupaj z Nb) močno poveča mejo plastičnosti, vendar le, če je jeklo v valjanem stanju ali žarjeno na 650° C. V normaliziranem stanju pa se meja plastičnosti zelo zniža, skoraj do vrednosti, ki jih imajo jekla brez B in Nb. Opaziti pa je bilo, da bor obenem z zvišanjem trdnostnih lastnosti (v valjanem stanju) občutno zniža žilavost jekla. Najboljše rezultate smo dobili po žarjenju na 650° C, pri čemer se je zelo popravila tudi žilavost. Ugotovili smo tudi, da B ne poslabša varilnih karakteristik jekla. Poudariti je treba, da so jekla vsebovala različne količine ogljika (od 0,04 do 0,18 % C) in da je B najbolj vpliven pri 0,07 do 0,09 % C.

V naslednji raziskavi, na katero se nanaša to poročilo, smo hoteli preveriti tudi vpliv drugih mikrolegiranih elementov (zraven B) in vpliv kompleksnejših sestav mikrolegiranih jekel pri približno enakih in nizkih količinah ogljika (od 0,04 do 0,06 % C).

Literarnih podatkov o B v nizkoogljičnih konstrukcijskih jeklih skorajda ni, nekaj smo jih navedli v prej omenjenem poročilu (naloga 660) (1—9).

B. EKSPERIMENTALNI DEL

1. Zasnova raziskav

Glavni namen raziskave je bil ugotoviti vpliv različnih kombinacij mikrolegiranih elementov na mehanske lastnosti, če je tem jeklom dodan tudi

bor. Na ogljik kot variabla nismo računali, vendar ga v vseh talinah ni popolnoma enako — giblje se med 0,04 do 0,06 %. Za preizkuse smo namenili vzorce v 4 stanjih, v valjanem in v treh toplotno obdelanih stanjih.

Nadalje smo izdelali še dva para talin:

— dve talini z zelo nizkim ogljikom, eno z Nb in drugo brez njega,

— dve talini dualnega jekla (jekla, ki ima po ustrezni toplotni obdelavi dualno feritno-martenzitno strukturo), eno z V, drugo pa z B.

Pri prvih dveh smo hoteli ugotoviti, v koliki meri je B vpliven tudi pri nizkih ogljikih, pri drugih dveh pa, ali lahko v dualnem jeklu B nadomesti V. Tudi te taline smo preizkusili v različnih stanjih.

2. Izdelava talin in kemične sestave

Jekla smo talili v SF indukcijski peči in jih ulivali v 18 kilogramske bloke. Osnovna sestava pri vseh jeklih naj bi bila približno:

0,5 % Si in

1,5 % Mn (razen pritalini 8 z 2,5 % Mn)

Ogljika pa naj bi bilo:

— v mikrolegiranih jeklih (chg 1 do 8) okoli 0,05 % C,

— v dveh nizkoogljikih (chg 9 in 10) okoli 0,015 % C,

— v dveh dualnih pa okoli 0,07 % C.

Talina 1 je brez mikrolegiranih dodatkov in služi le za primerjavo.

Bor smo dodajali z zlitino ferobor, ki vsebuje 19 % B. Za legiranje bora navadno uporabljajo kompleksnejše zlitine, ki vsebujejo tudi dezoksidacijske elemente in Ti. Titan je potreben za vezavo dušika, ki sicer zmanjšuje učinkovitost bora. Zato smo titan dodajali posebej, tako da ga je v jeklih okoli 0,02 %, vendar samo v tistih z borom.

Kemične sestave talin so v tabeli 1.

3. Predelava blokov v trakove

Taline 1 do 10: Bloke, katerih teža je bila 18 kg, smo predkovali v ploščate slabe z debelino 50 mm. Nadaljna predelava je potekala z valjanjem na eksperimentalnem ogrodju na trak s končno debelino 14 mm in širino 110 mm. Razmere valjanja so bile naslednje:

— začetna temperatura valjanja 1250° C,

— končna temperatura valjanja 850° C,

— število vtikov: 6,

— deformacije (konvencionalne): prva 10 %, ostale povprečno 20 %,

— skupna deformacija (predkovanje in valjanje): konvencionalna 82,5 %, logaritmična 175 %,

— ohlajanje po valjanju na zraku.

Tabela 1: Sestave talin v %

Talina	Dodatno legiranje	C	Si	Mn	Nb	V	Mo	B
1	—	0,05	0,59	1,6				
2	Nb	0,06	0,62	1,64	0,049			
3	B	0,04	0,48	1,44				0,0032
4	Nb-B	0,04	0,46	1,35	0,042			0,0030
5	V-B	0,04	0,54	1,52		0,11		0,0044
6	Nb-V-B	0,05	0,52	1,52	0,056	0,11		0,0026
7	Nb-Mo-B	0,04	0,48	1,39	0,045		0,25	0,0030
8	Mn-Nb-B	0,05	0,55	2,50	0,076			0,0031
9	(nizek C)	0,017	0,57	1,58				
10	Nb (nizek C)	0,015	0,53	1,62	0,026			
11	Dual z V	0,07	0,57	1,61				
12	Dual z B	0,07	0,77	1,61				0,0030

Opomba: Jekla vsebujejo še približno 0,025 % P, 0,022 % S, 0,01 % Al, jekla z borom pa še okoli 0,02 % Ti.

Talini 11 in 12: Valjanje do približne debeline 10 mm smo izvedli podobno kot pri talinah 1 do 10, nato pa smo trakove ponovno segrevali in jih izvaljali na debeline 4,5 mm. Dualna jekla se namreč zaradi specifičnosti pri kasnejši obdelavi (kratkotrajno segrevanje v medkritičnem temperaturnem območju in hitro ohlajanje) in namenov uporabe teh jekel uporabljajo največ do debelin okoli 6 mm.

4. Toplotne obdelave

Trakove smo za preizkušanje pripravili v štirih stanjih, oziroma toplotnih obdelavah:

— brez toplotne obdelave (valjano stanje) (oznaka V),

— normalizirano 920°/zrak (oznaka N),

— žarjeno na 650°/2 uri/zrak (oznaka Z),

— medkritično žarjeno 800° C/10 minut/olje (oznaka MŽ).

5. Mehanske lastnosti

Preizkušance za natezne preizkuse smo izdelali v vzdolžni smeri, in sicer pri talinah 1 do 10 okroglega preseka 8 mm, pri talinah 11 in 12 pa ploščate, oboje z merami, ki ustrezajo kratkim proporcionalnim preizkušancem. Žilavostni preizkušanci so imeli zarezo ISO-V.

Jekla 1 od 8: Rezultati mehanskih preizkusov teh jekel so prikazani v tabeli 2 in na slikah 1 do 4. (Pripominjamo, da bi morali biti diagrami na teh slikah risani kot grafikoni, ker abscisa nima merske enote, vendar smo ugotovili, da bi bil tak način zelo nepregleden). Tudi ta jekla smo med-

Tabela 2: Mehanske lastnosti jekel 1 do 8

Tali- na	Dodatni elementi	Stanje	σ_V	σ_M	δ_5	ψ	Žilavost pri	
							+20°	-40°
1	—	V	350	461	—	77	208	185
		N	268	499	37	74	212	95
		Z	307	420	36	78	235	172
		MŽ	284	581	28	63	—	—
2	Nb	V	397	606	29	62	122	30
		N	325	568	35	70	190	98
		Z	441	512	30	75	197	64
		MŽ	334	669	29	63	—	—
3	B	V	321	454	36	69	198	15
		N	265	456	34	72	168	10
		Z	308	420	36	75	210	8
		MŽ	278	548	27	67	—	—
4	Nb-B	V	410	567	28	70	168	58
		N	283	468	36	71	250	115
		Z	455	518	28	73	175	50
		MŽ	369	590	26	66	—	—
5	V-B	V	330	510	32	70	90	10
		N	238	496	35	69	72	10
		Z	422	530	29	73	92	10
		MŽ	308	582	29	64	—	—
6	Nb-V-B	V	446	676	26	60	50	10
		N	346	583	25	70	84	18
		Z	527	559	25	69	15	8
		MŽ	391	673	26	64	—	—
7	Nb-Mo-B	V	500	684	20	63	48	10
		N	252	549	35	67	75	10
		Z	563	641	22	64	25	10
		MŽ	497	703	21	64	—	—
8	Mn-Nb-B	V	586	580	19	60	65	12
		N	515	780	19	60	47	10
		Z	578	682	22	65	90	13
		MŽ	634	910	18	62	—	—

Opomba k tabeli 2: Meja plastičnosti σ_V in natezna trdnost σ_M v N/mm^2 , raztezek δ_5 in kontrakcija ψ v %, žilavost v J.

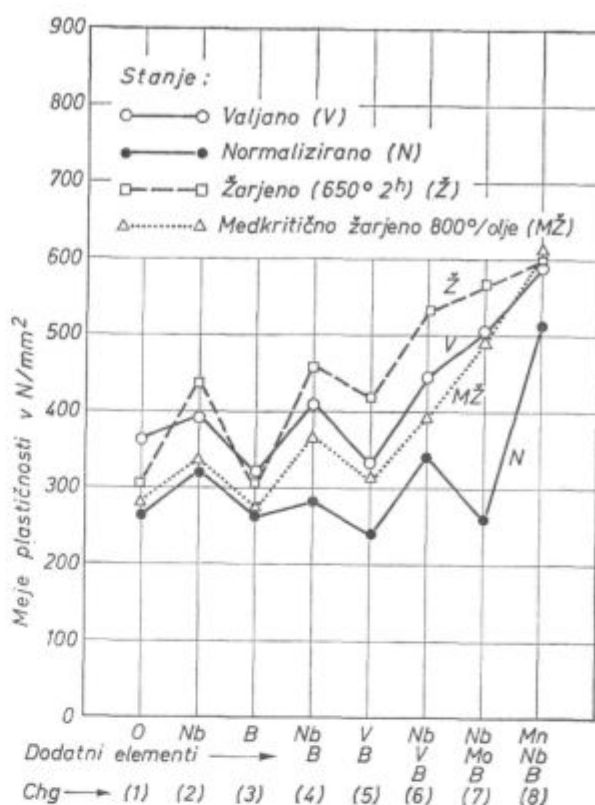
kritično toplotno obdelali (MŽ) in preizkusili, čeprav za prakso ta način pri teh debelinah (14 mm) ne pride v poštev. Vzrok za te preizkuse je v tem, da bi videli, kako B skupaj z drugimi dodanimi elementi vpliva na lastnosti v zaporedju povišanih temperatur, oziroma žarilnih struktur (feritna Z, feritno-avstenitna MŽ, avstenitna N).

a) Meje plastičnosti se glede na sestavo mikrolegiranih elementov in glede na stanje oziroma toplotno obdelavo spreminjajo, in sicer:

Glede sestave mikrolegiranih elementov:

— Niobij (chg 2) poveča mejo plastičnosti (MP) v meri, ki je že poznana.

— Bor kot edini mikrolegirni element (chg 3) ne povečuje MP.



Slika 1
Meje plastičnosti

Fig. 1
Yield points

— Nb + B (chg 4) povečata MP bolj kot sam Nb (razen v normaliziranem stanju, kot smo že ugotovili v delu lit. 8 in 9).

— V + B kombinacija (chg 5) ima približno enak učinek na povečanje MP kot sam niobij (chg 2).

— Trojne sestave Nb + V + B, Nb + Mo + B in Mn + Nb + B (chg 6, 7 in 8) v tem vrstnem redu še povečuje MP.

Glede stanja, oziroma toplotne obdelave:

— V valjanem stanju niti B niti V + B nimata očitnega vpliva na MP, medtem ko ostale kombinacije povečujejo MP po naslednjem vrstnem redu:

Nb
Nb + B
Nb + V + B
Nb + Mo + B
Mn + Nb + B

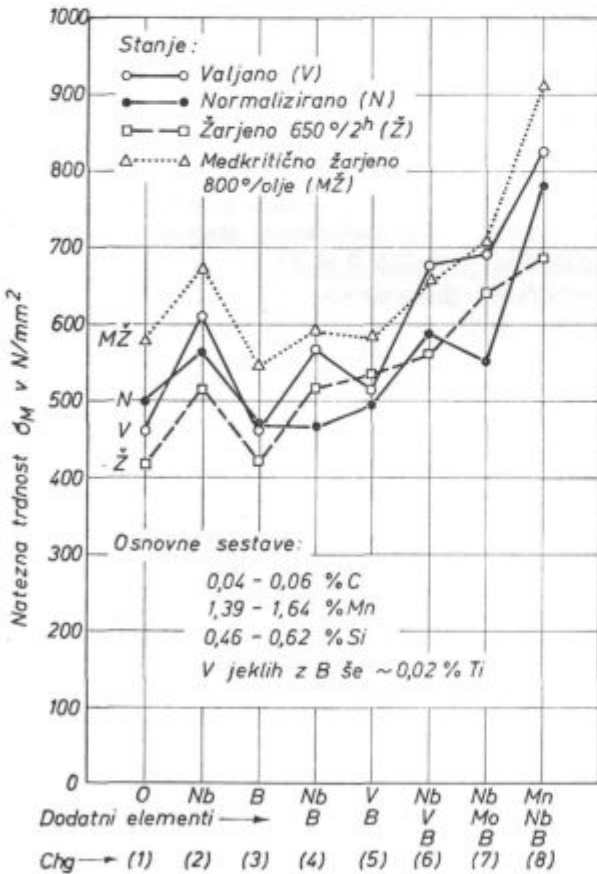
— V normaliziranem stanju je MP v večini sestavah, ki vsebujejo B, celo nižja kot pri jeklu 1, ki ne vsebuje nobenih dodatkov. Bor torej ne izniči izločevalnega efekta pri Nb jeklih (lit. 8, 9), temveč tudi pri drugih mikrolegiranih elementih in sestavah (razen pri jeklu 8 z 2,5 % Mn, kjer gre visoka MP na račun kalilnega učinka).

— Žarjenje pri 650° C da najvišje MP, predvsem pri tistih jeklih, ki vsebujejo izločevalne elemente (Nb, V) in kaže, da k temu dodatnemu učinku prispeva tudi bor.

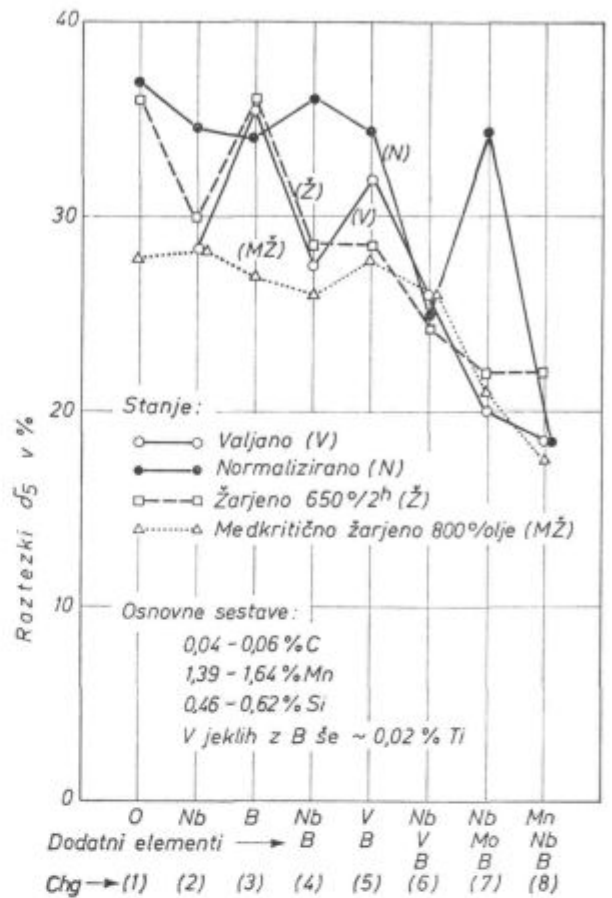
— Medkritično žarjenje zmanjša MP v primerjavi z valjanjem, in še bolj z žarjenim stanjem. Kljub hitremu ohlajanju in nastajanju prehodnih struktur (poleg ferita) se občutno zniža učinek izločevalnih elementov.

b) Natezna trdnost (slika 2) (NT) se glede na sestavo jekla giblje približno tako kot MP, glede na toplotno obdelavo pa je skorajda v nasprotju z MP. Povprečno najvišje vrednosti da medkritično žarjenje. Pri ostalih stanjih (V, N, Ž) so NT nižje in brez posebnih zakonitih odvisnosti od sestave jekel. Iz tega lahko sklepamo, da na višino NT v mnogo manjši meri vplivajo izločevalni procesi, kot je to pri MP, v tem večji meri pa sama struktura (velikost kristalnih zrn, nastajanje prebodnih struktur).

c) Raztezki (slika 3) so sorazmerno veliki in se znižajo na vrednosti okoli 20 % le pri trikomponentno legiranih in visokotrdnih jeklih 7 in 8. Povprečno najvišje raztezke da normalizirano stanje, najnižje pa medkritično žarjenje.



Slika 2
Natezne trdnosti
Fig. 2
Tensile strengths



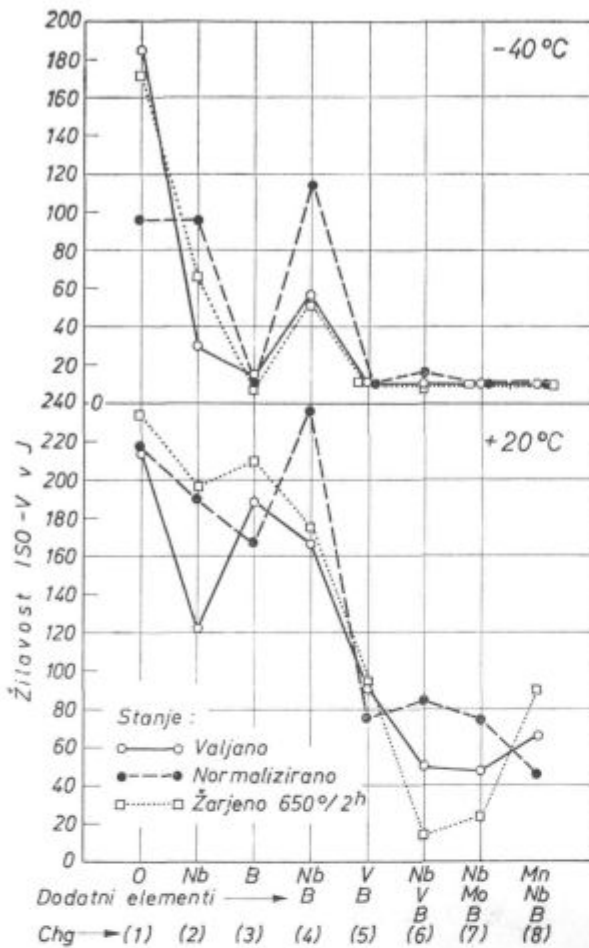
Slika 3
Raztezki
Fig. 3
Elongations

d) Žilavost (slika 4) pri +20° C je pri jeklih 1 do 4, torej pri jeklih brez mikrolegiranja ali legiranih z Nb, B in Nb + B izredno visoka, vanadij z borom in ostale trikomponentne kombinacije (jekla 5 do 8) pa žilavost občutno znižajo.

Pri -40° C pa s v žilavem do delno krhkem stanju le še jekla brez legiranja (chg 1) in jekli z Nb in Nb + B (chg 2 in 4). Jeklo z borom (chg 3) in vsa ostala jekla (chg 5 do 8) pa so že popolnoma krhka.

Jekli 9 in 10: To sta jekli z zelo nizkima količinama (0,017 in 0,015 % C), prvo brez mikrolegiranja, drugo z 0,026 % Nb. Rezultati mehanskih preiskav so prikazani v tabeli 3.

V valjanem in žarjenem stanju Nb izredno poviša mejo plastičnosti in tudi natezno trdnost, saj so vrednosti okoli 400, oziroma 480 N/mm² zares visoke, glede na to, da jeklo vsebuje le 0,015 % C. To je še toliko pomembnejše, ker ima pri tem jeklo še zelo dobre raztezke in kontrakcije, predvsem pa žilavosti. Najboljše je pravzaprav Nb jeklo v žarjenem stanju, saj ima prehodno temperaturo pod -100° C. To ponovno dokazuje (lit. 8,



Slika 4
Žilavosti pri +20 in -40°C
Fig. 4
Toughnesses at +20 and -40°C

9), da žarjenje pri 650°C ne le bolj ali manj utrdi jeklo, temveč mu tudi izboljša žilavost in zniža prehodno temperaturo žilavosti.

V normaliziranem stanju pa se učinek Nb izgubi, ker ima jeklo kljub dobri žilavosti zelo nizko mejo plastičnosti.

Jekli 11 in 12, prvo z V, drugo z B, sta bili izvaljani na debelino 4,5 mm kot dualni jekli, namenjeni medkritičnemu žarjenju. Obenem smo jih

Tabela 3: Mehanske lastnosti jekel 9 in 10

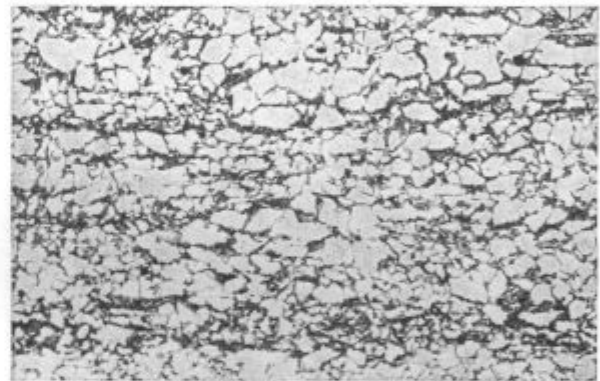
Stanje	Talina	σ_v	σ_M	δ_5	ψ	Žilavost ISO-V		
						+20°	-40°	-80°
V	11 (—)	339	432	40	80	248	234	30
	12 (Nb)	403	493	38	76	205	143	10
N	11 (—)	289	420	40	82	265	220	20
	12 (Nb)	268	405	39	80	232	220	170
Ž	11 (—)	330	415	38	82	235	208	187
	12 (Nb)	411	468	33	78	227	192	152

Tabela 4: Mehanske lastnosti jekel 11 in 12

Stanje	Talina	σ_v	σ_M	δ_5
V	11 (V)	428	632	—
	12 (B)	330	541	34
N	11 (V)	263	557	34
	12 (B)	268	568	33
MŽ	11 (V)	353	643	—
	12 (B)	442	719	29

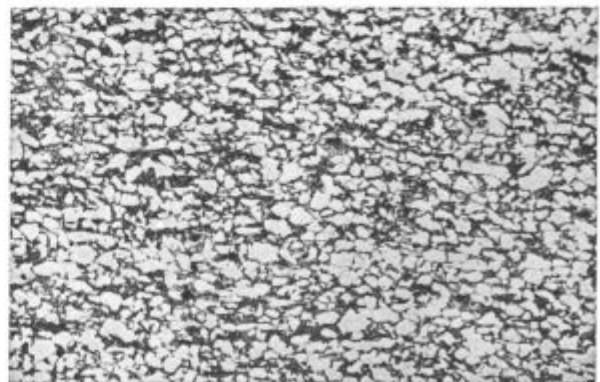
preizkusili tudi v valjanem in normaliziranem stanju. Rezultati mehanskih preiskav so v tabeli 4.

Podrobnejši komentar teh rezultatov ne bi bil primeren, ker je premalo rezultatov in preizkusov, ki so ustrezni za dualna jekla. Le na osnovi metalografskih posnetkov na slikah 5 in 6 lahko trdimo, da so pri medkritičnem žarjenju nastale pravilne dualne strukture ferita in martenzita. Struktura jekla z B (chg 12) ima nekoliko več martenzita in je drobnejša od strukture jekla z V.



Slika 5
Struktura medkritično žarjenega jekla (chg 11 z V)

Fig. 5
Structure of intercritically annealed steel (heat 11 with V)



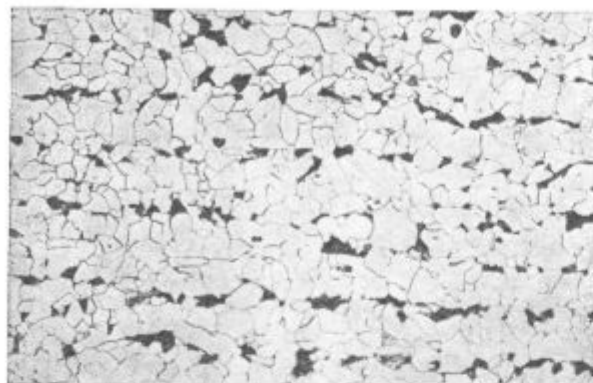
Slika 6
Struktura medkritično žarjenega jekla (chg 12 z B)

Fig. 6
Structure of intercritically annealed steel (heat 12 with B)

6. Strukture jekel

Kot primer so na slikah 7 do 16 prikazane strukture jekel 1 do 10 v valjanem stanju. Normalno feritno-perlitno in popolnoma ter enakomerno rekristalizirano strukturo ima le jeklo 1, ki je brez

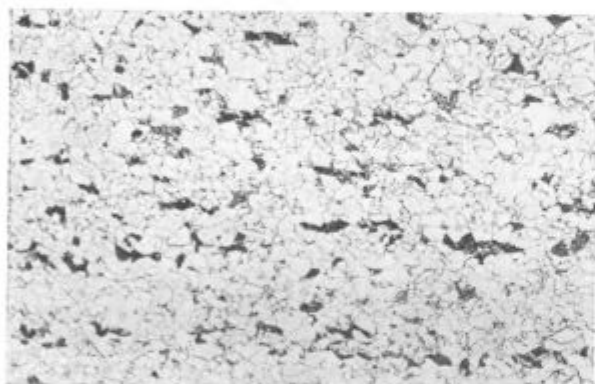
posebnih legirnih dodatkov (slika 7). Jeklo 2 z Nb (slika 8) je večinoma rekristalizirano, vendar v nepravilna in neenakomerno velika feritna zrna. Jeklo 3 z B (slika 9) je manj rekristalizirano, vidne so drsne črte v feritu. V jeklu 4 (Nb + B) (slika 10) že opazimo prehodne faze v drobnozrnatem ne-



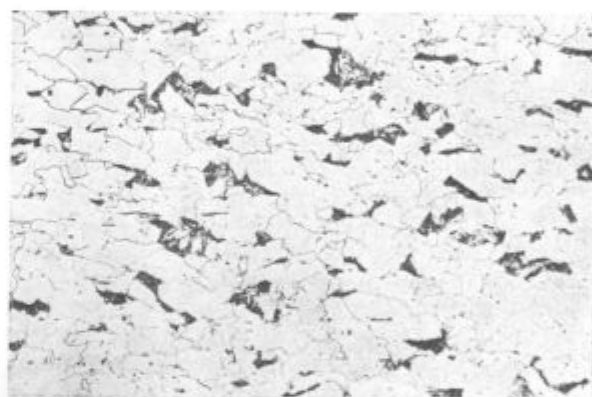
Slika 7
Jeklo 1
Fig. 7
Steel 1



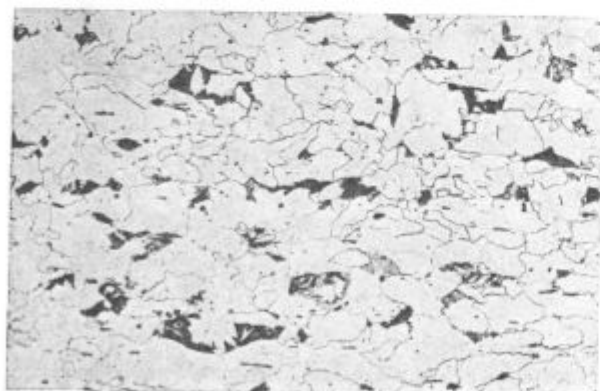
Slika 10
Jeklo 4
Fig. 10
Steel 4



Slika 8
Jeklo 2
Fig. 8
Steel 2



Slika 11
Jeklo 5
Fig. 11
Steel 5

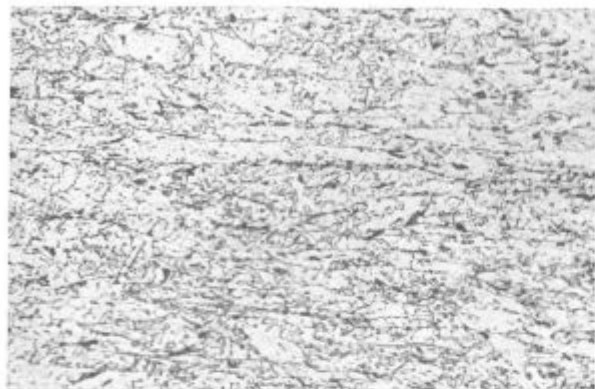


Slika 9
Jeklo 3
Fig. 9
Steel 3

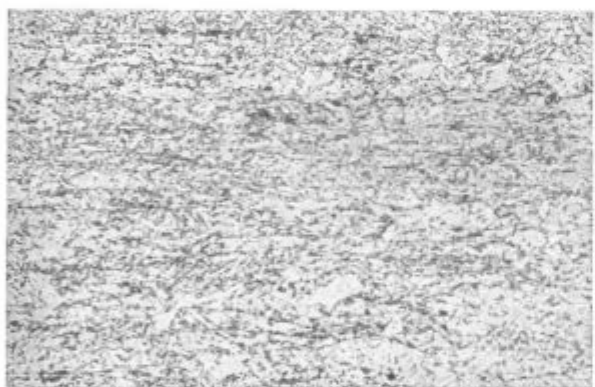


Slika 12
Jeklo 6
Fig. 12
Steel 6

rekristaliziranim feritu. V + B (jeklo 5, slika 11) vplivata manj, zato ima jeklo še večinoma rekristalizirano strukturo, jeklo z Nb + V + B (slika 12) pa ima ponovno večinoma nerekrystalizirano strukturo. Jekli 7 in 8 (sliki 13 in 14) imata popolnoma nerekrystalizirani prehodni strukturi z dobro opaznimi in močno deformiranimi avstenitnimi



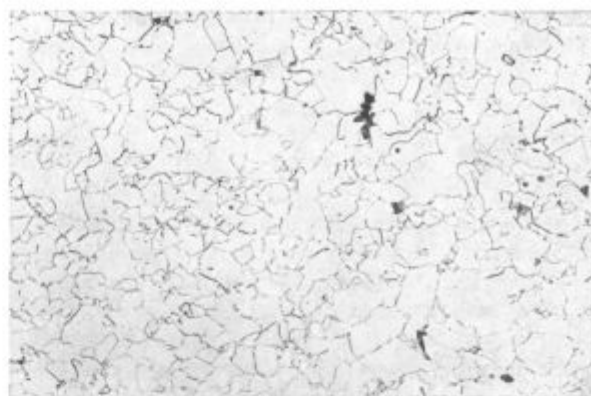
Slika 13
Jeklo 7
Fig. 13
Steel 7



Slika 14
Jeklo 8
Fig. 14
Steel 8



Slika 15
Jeklo 9
Fig. 15
Steel 9



Slika 16
Jeklo 10
Fig. 16
Steel 10

mejami. To pomeni, da ti dve jekli pri valjanju nista rekristalizirali že pri več zadnjih deformacijah. Jekli 9 in 10 (sliki 15 in 16) imata bolj ali manj normalni feritni strukturi, ki pa verjetno nista popolnoma rekristalizirani.

7. Analiza rezultatov

Iz mehanskih preiskav v valjanem stanju sledi, da bor kot edini mikrolegirni element ne povečuje meje plastičnosti in trdnosti, zelo pa poslabša žilavost jekla. Skupno z niobijem, katerega učinek je znan, pa mejo plastičnosti poveča še za določen delež (iz prejšnjih raziskav — lit. 8 in 9 — je razvidno, da je dodatni učinek B odvisen tudi od količine ogljika v jeklu). Vpliv bora skupno z vanadijem je manjši, močno pa se povečuje meja plastičnosti pri trojnih kombinacijah mikrolegirnih elementov (B, V, Mo, Mn).

Nasprotno kot velja za valjano stanje, se meja plastičnosti v jeklih z B po normalizaciji močno zniža, kar ne velja le za sestavo Nb-B, temveč tudi za druge. Sestava z Nb-Mo-B ima na primer celo manjšo mejo plastičnosti kot jeklo 1, ki je povsem brez mikrolegiranih elementov. Izjema je jeklo 8, pri katerem kalilnost zaradi velike količine Mn prevladuje nad izločevalnimi učinki. Iz omenjenega je očitno, da bor vpliva na disperzoidnost karbonitridnih delcev mikrolegiranih elementov pri visokih temperaturah normalizacije s tem, da docela popusti njihov utrjevalni učinek.

Optimalne lastnosti mikrolegiranih jekel daje žarjenje pri podkritični temperaturi, v našem primeru pri 650° C, 2 uri. Osnova tega učinka je v tem, da se zaostali del mikroelementov izloči v drobni karbonitridni disperziji, ki dodatno preprečuje gibanje dislokacijskih tokov in s tem povečuje mejo plastičnosti. Bor sam tega vpliva nima (slika 1, jeklo 3), kaže pa, da v tem smislu povečuje učinkovitost drugih mikrolegirnih elementov. Zanimivo je, da se s tem dodatnim disperzijskim utrjenjem ne poslabšajo razteznostne in žilavostne lastnosti jekla.

Medkritično žarjenje daje rezultate meje plastičnosti med rezultati v valjanem in normaliziranem stanju, pri enostavno legiranih jeklih (chg 1, 2 in 3) bližje normaliziranemu stanju, pri dvo- ali trokomponentnih talinah pa bližje valjanemu stanju. To pove, da ima pri prvih jeklih večji vpliv disperzoidnost delcev, pri drugih pa kalilnost.

Glede žilavosti je gotovo, da bor kot edini dodatni element ni ustrezen. Že prejšnja raziskava (lit. 8 in 9), kot tudi sedanja (jeklo 3) sta pokazali, da bor bistveno zmanjšuje žilavost jekla, vendar pa slika 4 in jeklo 4 (Nb-B) kažeta, da Nb nevtralizira slab vpliv bora, pri čemer ne gre zanemariti dejstva, da bor v sestavi z Nb izboljša mehanske lastnosti, predvsem mejo plastičnosti.

V nadaljnjem delu smo preizkusili dve jekli z zelo nizkima količinama ogljika (0,015 in 0,017 % C) z niobijem ali brez njega. Tudi v tem primeru se pokaže izreden efekt žarjenja pri 650°C/2 uri pri jeklu, ki vsebuje niobij. Meja plastičnosti je nad 400 N/mm², prav tako pa so pomembne izredne plasticitetne in žilavostne lastnosti, tako pri navadni kot pri nizkih temperaturah. Pri tem jeklu z NB (chg 12) je najbolj izrazito vidno, da podkritično žarjenje izboljša žilavost, še posebej pri nizkih temperaturah (tabela 3). Podobne mehanske, toda slabše nizekotemperaturne žilavostne rezultate daje tudi jeklo 12 (Nb) v valjanem stanju, vendar ne gre pozabiti, da je bila končna temperatura valjanja sorazmerno nizka (850°C) in da višja ali nižja končna temperatura valjanja lahko v veliki meri vpliva na lastnosti jekla.

C. SKLEPI

V 18-kilogramski SF indukcijski peči smo izdelali 12 talin konstrukcijskih jekel. Pri osmih od teh talin smo določali vpliv posameznih in kombiniranih mikroelementov (Nb, V, Mo, B), s posebnim poudarkom na vpliv bora. Primerjalna je bila talina brez mikrostrukturnih dodatkov, s sestavo 0,05 % C, 0,59 % Si in 1,6 % Mn. Dve talini (z Nb in brez njega) sta bili brezperlitni (~ 0,015 % C), ostali dve pa dualne vrste (V ali B). Rezultate lahko na kratko sklenemo takole:

1. Bor kot samostojen mikrolegirni element ni ustrezen, ker ne izboljša mehanskih lastnosti in poslabša žilavost.

2. V sestavi z Nb bor poveča mejo plastičnosti jekla, vendar le v valjanem stanju in še bolj v žarjenem stanju (650°C/2 uri). Tudi žilavost tega jekla je zadovoljiva. V normaliziranem stanju pa jeklo izgubi vse značilnosti mikrolegiranih jekel.

3. Sestav V-B je, razen po žarjenju na 650°C, neučinkovit in povzroči občutno zmanjšanje žilavosti.

4. Trolegirne variante med B ter V, Nb, Mo in Mn imajo sicer zelo visoke meje plastičnosti, vendar so taka jekla že pri sobni temperaturi popolnoma krhka.

5. Jeklo z zelo nizkim ogljikom (~ 0,016 % C) in dodatkom niobija lahko po podkritičnem žarjenju (650°C) pridobi zelo visoko mejo plastičnosti (okoli 400 N/mm²) in je pri tem zelo žilavo. Predvsem pa ima zelo nizko prehodno temperaturo v krhki prelom (okoli -100°C). Ta rezultat bi bilo vredno dodatno preveriti.

6. Vpliv bora, oziroma nadomestitev legirnih elementov v dualnih jeklih (V, Mo, Cr, Si, ...) z borom bi bilo potrebno posebej raziskati, če bi to bilo tudi ekonomsko opravičljivo.

Literatura

1. M. Gabrovšek: Mikrolegirana finožrnata jekla za varjene konstrukcije, *Železarski zbornik*, leto 6, št. 1, 1972, stran 11-24.
2. A. Kveder, J. Zvokelj: Bor v jeklih za poboljšanje, *Poročilo MI*, št. 594, maj 1968.
3. T. Lavrič: Določevanje B v jeklu, *Poročilo MI*, maj 1968.
4. J. Zvokelj, A. Razinger: Bor v jeklih za masivno preoblikovanje v hladnem, *Poročilo MI*, št. 367/442, december 1976.
5. A. Razinger: Tehnologija izdelave in predelave jekel, legiranih z borom, *Poročilo MI*, št. 569, september 1978.
6. S. R. Keown, F. B. Pickering: Some Aspects of the Occurrence of Boron in alloy Steels, *Metal Science*, julij 1977, str. 225-234.
7. F. Vodopivec, M. Gabrovšek: Istraživanje rastvaranja i precipitacije niobijevog karbonitrida u nizkougličnom Mn-C čeliku i njegovog uticaja na transformaciju i rekristalizaciju austenita, *Jugoslovenski simpozium o metalurgiji*, Zbornik radova, Beograd 1978, str. 9-22.
8. A. Kveder, M. Gabrovšek, F. Vodopivec, T. Lavrič, A. Osojnik: Bor v jeklih, II. del, *Poročilo MI*, št. 660, 1979.
9. A. Kveder, F. Vodopivec: Bor v mikrolegiranem konstrukcijskem jeklu, *Železarski zbornik*, leto 14, št. 1/2, 1980, str. 49 do 56.

ZUSAMMENFASSUNG

Im Induktionsofen sind 12 Schmelzen kohlenstoffarmer Konstruktionsstähle, mikrolegiert mit Nb, V, Mo und B, erzeugt worden. Die Stähle sind im Walzzustand und anderen Wärmebehandlungszuständen untersucht worden. Die Ergebnisse mechanischer Untersuchungen zeigten folgendes:

Bor ist als selbstständiger Mikrolegierungselement nicht geeignet, weil er die mechanischen Eigenschaften nicht verbessert und verschlechtert die Zähigkeit. Im Zusammenhang mit V und Nb vergrößert Bor die Plastizitätsgrenze, jedoch nur im Walzzustand und noch mehr

im geglähten Zustand (650°, 2 Stunden). Auch die Zähigkeit solchen Stahles ist Zufriedenstellend. Im normalisierten Zustand verliert der Stahl alle Eigenheiten des mikrolegierten Stahles.

In der Zusammensetzung V-B ist Bor, ausgenommen nach dem Glühen bei 650°, unwirksam und verursacht eine erhebliche Verminderung der Zähigkeit.

Die dreikomponenten Varianten zwischen B und V, Nb, Mo und Mn haben zwar eine sehr hohe Plastizitätsgrenze, sind jedoch sehr Spröde.

SUMMARY

Twelve melts of low-carbon structural steel with added Nb, V, Mo, B microalloying elements were prepared in an induction furnace. The steel was tested as rolled and after various heat treatments. The results of material testing showed the following:

Boron as single microalloying element is not suitable since it does not improve mechanical properties but reduces the toughness. In combination with niobium it improves the yield point, but only in as rolled, and even

more in annealed (650° C, 2 hours) steel. Also toughness remains satisfactory. As normalized the steel loses all the characteristics of the microalloyed steel.

Combination vanadium-boron is ineffective, but after the annealing at 650° C, and it substantially reduces the toughness.

Ternary combinations of boron with vanadium, niobium, molybdenum and manganese give very high yield points but steel is very brittle.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

В индукционной печи были изготовлены 12 расплавов малоуглеродистых конструкционных сталей с добавкой микросплавных элементов Nb, V, Mo и B. Стали были исследованы в прокатном состоянии и другими способами термической обработки.

Бор как самостоятельный микросплавный элемент непригоден, так как он не улучшает механические свойства и уменьшает вязкость стали. В соединении с Nb элемент бор увеличивает предел пластичности но только в катаном состоянии, а еще

больше при отжиге (650°, 2 часа). Также вязкость этой стали удовлетворительна.

Состав V-B с исключением свойств после отжига при 650° отрицательный, в результате следит чувствительное уменьшение вязкости.

Варианты расплавов с тремя элементами между B и V, Nb, Mo, и Mn хотя показывают очень высокий предел пластичности, но эти стали очень хрупки.



Poslovna enota Jesenice

C. Maršala Tita 8

s svojimi enotami:

v Kranjski gori

na Plavžu

na Koroški Beli

in v Železarni Jesenice

opravlja vse oblike dinarskega
in deviznega poslovanja

LJUBLJANSKA BANKA — hitreje do cilja

Mehko žarjenje, stopnja sferoidizacije strukture in vpliv legirnih elementov

UDK: 621.785.33;669-151
ASM/SLA: I 23, EG-P, N 82

A. Kveder*

V raziskavi, ki je bila izdelana v dveh delih, je bilo raziskanih več vplivov na potek sferoidizacije strukture, kot so legirni elementi, pa tudi način toplotne obdelave in predhodna predelava jekla.

A. UVOD

Mehko žarjenje (sferoidizacija) je naziv za toplotno obdelavo, pri kateri se jekla mehansko omehčajo. V bistvu gre za difuzijski proces, pri katerem se lamelarna karbidna faza v strukturi jekla sferoidizira, lamelarni perlit se spremeni v globularni (krogličasti) perlit. Taka struktura je najmehkejša in ima dve prednosti: je najprimernejša za nadaljno toplotno obdelavo (kaljenje) in omogoča največje deformacije v hladnem. Prav zaradi te druge prednosti je pomen mehkega žarjenja ponovno v ospredju. V zadnjih desetletjih so se močno razvili postopki preoblikovanja jekla v hladnem stanju, ki pomenijo velike racionalizacije v primerjavi s starejšimi postopki, kot sta na primer vroče preoblikovanje in mehanska obdelava z odrezovanjem. Za preoblikovanje v hladnem pa mora biti jeklo predvsem mehko in sposobno za zelo velike deformacije.

Klasični postopki mehkega žarjenja, na primer izotermično žarjenje na 700 °C, so zelo dolgotrajni in zato tudi dragi. Zato v svetu nenehno iščejo postopke pospeševanja sferoidizacije, kot na primer z medkritičnim žarjenjem, predhodnim hladnim deformiranjem, vročim deformiranjem ali termomehnično obdelavo. Postopke daljšajo tudi vedno težji kolobarji trakov ali žic, ki zahtevajo dolg čas pregrevanja. Vedno ostreje so tudi zahteve po enakomernosti lastnosti mehko žarjenih jekel.

Kot rečeno, je v literaturi dosti člankov o načinih pospeševanja sferoidizacije, ki jih bomo tudi citirali. Zanimivo pa je, da ni najti člankov (kolikor so pri nas dosegljivi), ki bi obravnavali vpliv legirnih elementov na hitrost sferoidizacije, bodisi namerno dodanih ali pa oligoelementov. V

naš program smo zato vključili tudi vpliv dušika in kroma na hitrost preoblikovanja cementita.

Sposobnost ali hitrost sferoidizacije je odvisna predvsem od topnosti ogljika na temperaturi mehkega žarjenja in difuzije C v alfa železu. Znano je, da je topnost C pri navadni temperaturi komaj 10⁻⁶ % in naraste do 723 °C (A₁ točka) na okoli 0,02 %. Hitrost sferoidizacije je nadalje odvisna od površinske energije kristalnih in medfaznih mej.

B. KRATEK LITERARNI PREGLED

Dosti podatkov je najti o vplivu temperature, stopnje hladne deformacije in časa žarjenja na stopnjo sferoidizacije. Za našo raziskavo je v tem smislu zanimivo delo H. J. Kostlerja¹, ker je uporabil podobno jeklo. Z jeklom C 35 je delal preizkuse prej omenjenih vplivov. Za vse temperature med 550 in 700 °C in stopnje predhodne hladne deformacije je našel linearne odvisnosti med stopnjo sferoidizacije ($e = 0$ do 1) in logaritmom časa žarjenja. Splošna enačba za te premice je torej

$$e = m \cdot \log \tau + b,$$

pri čemer je m nagib premice, b ordinatni odsek, τ pa čas žarjenja v urah. Za primerjavo naj navedemo nekaj podatkov: stopnja sferoidizacije 0,9 se pri 700 °C doseže v približno 12 urah, če pa je bilo jeklo prej hladno deformirano (50 %), pa v 1,5 ure.

E. A. Chojnowski in W. J. McG. Tegart² sta delala poizkuse z nelegiranim evtektoidnim jeklom. Njune odvisnosti $e/\log \tau$ večinoma niso linearne. Podatki za stopnjo sferoidizacije 0,9 so naslednji:

— izotermično žarjenje 700 °C	500 ur
— utrujanje pri 700 °C	100 min do 10 ur
— hladna deformacija 50 %, nato 700 °C	2,5 ure
— torziranje pri 700 °C	3 min

Podatki se torej precej razlikujejo od prej navedenih¹.

O. D. Sherby³ in sodel. so valjali evtektoidno jeklo pri 500 °C vse do logaritmičnih deformacij 200 %. Pri deformacijah 100 % so dobili delno sferoidizirane strukture, pri deformacijah 200 % pa popolnoma in zelo drobno sferoidizirane strukture, pri katerih je bila razdalja med delci okoli

* Dr. A. Kveder, dipl. ing. metal., SZ — Metalurški inštitut Ljubljana. V raziskavi je sodeloval A. Lagoja, denarna sredstva pa so prispevali RSS, SZ ŽJ in SZ ŽR.

0,3 μm . Zaradi visoke trdnosti jekla po takem valjanju je ta postopek vrsta termomehanečne obdelave, katere rezultat je zelo drobno sferoidizirana struktura.

J. L. Robbins s sodel.⁴ je izvajal torziranje vzorcev evtektoidnega jekla pri 700° C in ugotovil, da je sferoidizacija končana v prej kot 3 minutah.

Termomehanečno obdelavo pred gama/alfa transformacijo, med njo in po njej obravnava delo⁵. Edino deformacija perlita med 650 in 700° C vodi do nastanka feritne podstrukture in drobnih sferoidalnih cementitnih delcev.

V literaturi je še vrsta del s podobnimi rezultati, pa tudi del, ki obravnavajo matematične modele in teoretične osnove sferoidizacije in poveza ve med strukturo in lastnostmi jekel⁶⁻¹¹.

Iz navedenega pregleda sledi, da se od klasičnih postopkov mehkega žarjenja (izotermično žarjenje, nihanje okoli A_1 točke, interkritično žarjenje in počasno ohlajanje) iščejo nove poti v smereh hladnih predhodnih deformacij in termomehanečnih obdelav pod A_1 točko.

C. EKSPERIMENTALNI DEL

I. DEL

1. Program

Program I. dela je obsegal naslednje raziskave vplivov na stopnjo in hitrost sferoidizacije:

— vpliv dušika (taline z različnimi N, brez Al) (Opomba: Jekla so vsebovala 0,47 % Si, ki je tudi nitridotvorec. Sferoidizacijo brez nitridotvorcev obravnava II. del te raziskave);

— vpliv Al (talina z 0,05 % Al za vezavo N);

— vpliv Cr (taline z različnim Cr);

— vpliv časa izotermičnega žarjenja na 700° C;

— vpliv predhodne hladne deformacije (50 %);

— medkritična žarjenja in različne hitrosti ohlajanja.

2. Materiali in priprava vzorcev

Vsa jekla so bila izdelana v 18-kilogramski SF indukcijski peči. Taline so vsebovale 0,35 do 0,4 % C.

a) Postopek izdelave vzorcev z različnimi gradacijami dušika:

Ulita je bila talina iz zelo čistega vložka z malo dušika (Darby ŽJ + švedski Fe prah). Razen Si ni bil dodan noben nitridotvoren dodatni element. Talina je imela sestavo:

0,37 % C
0,47 % Si
0,95 % Mn
0,003 % N
brez Al

Sledil je naslednji postopek do vzorcev z različnimi količinami N:

- vroče valjanje na trak debeline 6 mm,
- izrezovanje ploščic velikosti okoli 70 × 40 milimetrov,
- poskobljanje in brušenje na debelino 4 mm,
- nitriranje (teniferiranje) 10, 30, 60, 120 in 240 minut,
- odbrušenje bele spojinske plasti,
- homogeniziranje 15 ur na 1080° C v čiščenem N_2 ,
- kontrole homogenosti razporeditve dušika,
- normalizacija ploščic,
- del ploščic hladno valjan na debelino 2 mm (deformacija 50 %).

Po tem postopku smo dobili ploščice enake matične taline in sestave, vendar z različnimi količinami dušika:

Oznaka	% N
1.0	0,003 (matična talina brez nitriranja)
1.1	0,009
1.2	0,014
1.3	0,019
1.4	0,027
1.5	0,032

Te ploščice smo narezali na manjše kose za nadaljne preiskave mehkega žarjenja.

V zvezi z navedenim postopkom izdelave dušičenih vzorcev je vredno omeniti dve težavi, ki sta lahko tudi izkušnji:

— Znano je, da je težko pridobiti bolj ali manj močno nadušičeno jeklo z dodajanjem dušika v talino, razen z zlitino FeCrN, kar pa v našem primeru ni prišlo v poštev, ker bi dobili v talinah preveč Cr. Dušik namreč naglo izhaja iz taline. Ker pa nam je uspelo dobiti z nitriranjem železove gobe zlitino s 3 % N, smo vseeno izvedli ustrezna taljenja z dodajanjem te zlitine. Toda tudi z dodajanjem velikega prebitka N nam ni uspelo povečati količino N v talini od 0,003 na več kot 0,009 % N. Zato je v primerih, ko želimo večje razpone v količinah N, nujen postopek nitriranja in homogeniziranja.

— Za osnovo nitriranja in homogeniziranja smo vzeli metodo, ki jo je uporabil G. Langenscheid¹², ki je raziskoval vpliv dušika na rekristalizacijo nepomirjenega jekla. 2 mm debele ploščice je nitriral različno dolgo in nato izvedel homogenizacijo z žarjenjem 10 ur pri 500° C. Razlika v količini N na površini in v jedru je znašala največ 0,001 % N. Pri naših preizkusih smo izvedli več homogenizacij, med drugim tudi 100 ur dolgo na 590° C, kjer je v feritu največja topnost dušika. Analize površinskih in notranjih slojev pa so pokazale zelo počasno napredovanje difuzijske homogenizacije. Uspel ni niti preizkus homogeniziranja 12 ur na 1000° C. Sele z žarjenjem 15 ur na 1080° C (v dobro čiščenem N_2) smo dobili praktično popolnoma ho-

mogeno nadušičene vzorce, katerih sestave smo že navedli. Vzrok za razliko v zmožnosti homogeniziranja vzorcev Langenscheida in naših je, kot kaže, v sestavi jekel. Čisto feritno in nesilicirano jeklo se lahko homogenizira, ker ima dušik v feritu dokaj veliko difuzijsko hitrost. V našem jeklu pa je v strukturi okoli 50 % perlita, ki lahko predstavlja oviro za difuzijski tok dušika, povrhu pa vsebuje jeklo 0,47 % Si, ki po mnogih podatkih¹³⁻¹⁵ tvori nitride. (O tem bo še govor v razpravi o rezultatih).

b) *Talina z dušikom in Al*: Primerjalna talina, pri kateri je dušik vezan v AlN.

Oznaka: 2	Sestava:
	0,39 % C
	0,31 % Si
	0,67 % Mn
	0,0048 % N
	0,05 % Al

c) *Taline z različnimi vsebnostmi Cr* za raziskave vpliva Cr na hitrost sferoidizacije: Osnovna sestava je bila

0,35 % C
0,49 % Si
0,62 % Mn

Z ulivanjem v male 3-kilogramske bloke in vmesnim dodajanjem Cr pa smo dobili parcialne taline z naslednjimi količinami Cr:

Oznaka taline	% Cr
3.1	—
3.2	0,16
3.3	0,62
3.4	1,15
3.5	1,80

Po vročem valjanju in normalizaciji smo narezali vzorce za nadaljnje preiskave mehkega žarjenja.

3. Način preiskovanja

Zaradi večinoma dolgotrajnih žarjenj so bili vzorci vedno v ostružkih sive litine. Po izteku izotermičnih žarjenj ali kontinuirnih ohlajanj (do 600° C) smo vzorce ohladili na zraku. Uporabili smo naslednje načine mehkih žarjenj:

— izotermična žarjenja na 700° C, 3, 6, 10, 23 in 50 ur,

— isto — s hladno deformiranimi vzorci (50 %),

— kontinuirno ohlajanje od 760 do 600° C s hitrostjo 15° C na uro,

— isto — ohlajanje s hitrostjo 7,5° C na uro.

Metalogrfska določevanja stopnje sferoidizacije smo izvajali vizuelno pri povečavi 500 × in s pomočjo primerjalne skale (iz revije Draht 30 (1979), 6, str. 346: Richtreihe für die Zementitein- formung beim Stahl C 85 (500:1).

Vsaka določitev je poprečje 4 do 6 merilnih mest.

Stopnja sferoidizacije je kvocient med površinskim deležem sferoidizirane in lamelarne strukture, omejena le na površino, na kateri je tak ali drugačen perlit.

4. Rezultati preiskav

Na slikah 1 do 4 so prikazane nekatere strukture preizkušanih jekel. Normalizacije smo izvršili iz višjih temperatur, kot so običajne za ta jekla in z nekoliko počasnejšim hlajenjem. Strukture so zato bolj grobozrnate, kar je dalo manj težav pri mikroskopskem določanju stopnje sferoidizacije. Jekla s kromom (3.2 do 3.5) so kljub temu precej bolj drobnozrnata kot ostala nelegirana.

Strukture v mehko žarjenih stanjih prikazujemo v številnih metalografskih posnetkih na slikah 5 do 20. Rezultati določitev stopnje sferoidizacije pa so zbrani v diagramu na sliki 21 v koordinatah »stopnja sferoidizacije/čas žarjenja«. Metalografski posnetek ne predstavlja vedno dejanske določitve, ki je povprečje pregleda več mest.

a) *Vpliv dušika* (jekla 1.0 do 1.5): Na slikah 5 do 10 je prikazan potek sferoidizacije jekla 1.0 z najmanj dušika in jekla 1.5 z največ dušika po 3,6 in 10 urah žarjenja. Sferoidizacija dobro napreduje, 90 do 100 % sferoidizacija je pri teh jeklih dosežena prej kot v 20 urah. Razlike v jeklih z različnimi količinami dušika ni opaziti. Rezultati določitev sicer nihajo, vendar brez jasne odvisnosti od dušika; zato smo v diagramu na sliki 21 rezultate označili s pasom. Očitno je torej, da v jeklih s kemično sestavo, kot so preizkušana, dušik nima vpliva na hitrost sferoidizacije.

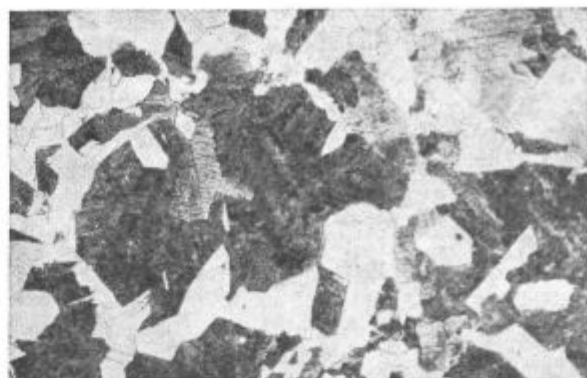
b) *Vpliv N + Al* (jeklo 2): glede na ugotovitev, da dušik ne vpliva na hitrost sferoidizacije, je razumljivo, da ne bo vplival tudi v primeru, ko je vezan v AlN. Dejansko smo ugotovili, da kaže to jeklo približno enako sferoidizacijsko intenzivnost kot jekla z dušikom in brez Al.

c) *Vpliv Cr* (jekla 3.1 do 3.5): Jeklo 3.1, ki je brez Cr, se ne loči od tistih pod a) in b), pri ostalih pa se zelo jasno kaže vpliv Cr na upočasnitev sferoidizacije. To je razvidno iz metalografskih posnetkov (slike 11 do 14) in iz premic v diagramu na sliki 21. Ta vpliv je posebno izrazit pri jeklih z nad 1 % Cr (jekli 3.4 in 3.5), ki se 90 do 100 %-no sferoidizirajo šele po 50 urah žarjenja.

d) *Vpliv kontinuirnega ohlajanja iz interkritičnega področja* (760° C) s hitrostma 15° C/h in 7,5° C/h je prikazan na slikah 15 do 18. V nasprotju z uveljavljenim mišljenjem in tudi prakso mehkega žarjenja je sferoidizacija po takem načinu izredno slaba, posebno pri nelegiranih jeklih. Pri jeklih s kromom je sferoidizacija boljša, posebno pri tistem z 1,8 % Cr (jeklo 3.5, slika 18). Tudi ni



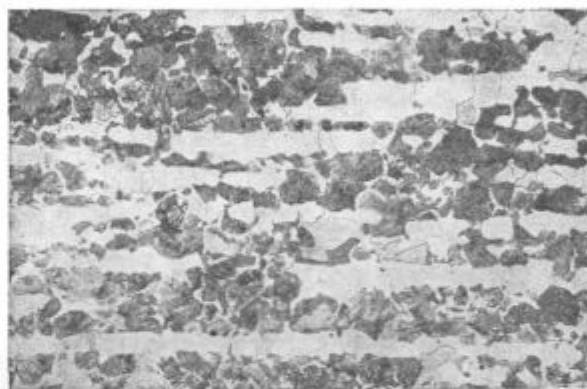
Slika 1
Struktura jekla 1.1 v normaliziranem stanju (500 ×)
Fig. 1
Structure of steel 1.1 as normalized (500 ×)



Slika 2
Struktura jekla 1.5 v normaliziranem stanju (500 ×)
Fig. 2
Structure of steel 1.5 as normalized (500 ×)



Slika 3
Struktura jekla 2 v normaliziranem stanju (500 ×)
Fig. 3
Structure of steel 2 as normalized (500 ×)



Slika 4
Struktura jekla 3.3 v normaliziranem stanju (500 ×)
Fig. 4
Structure of steel 3.3 as normalized (500 ×)

nobene razlike med večjo hitrostjo 15° C/h in manjšo 7,5° C/h.

e) *Vpliv hladne deformacije* (50 %) pred mehkim žarjenjem je zelo izrazit; prikazan je za jeklo 1.1 na slikah 19 in 20 za 3-urno in 6-urno žarjenje. Že po 3 urah je sferoidizacija bolj izrazita kot pri nedeformiranih jeklih po 10 in celo 20 urah. Tudi pri hladno deformiranih vzorcih ni opaziti vpliva količine dušika v jeklu. Kaže, da je hladna deformacija pred mehkim žarjenjem edini realni način pospešitve sferoidizacije.

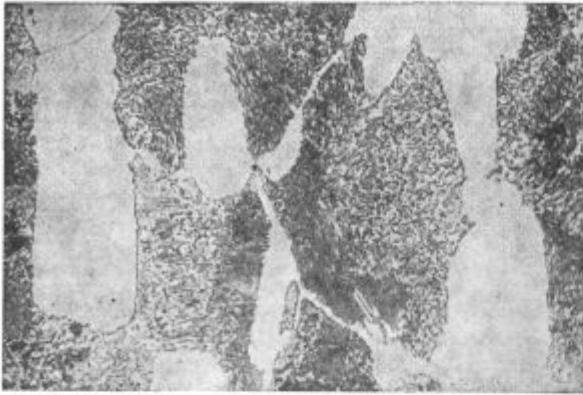
Navedeni vpliv hladne deformacije velja le za izotermično žarjenje pod A_1 točko. Deformirane vzorce smo žarili tudi po načinu kontinuirnega ohlajanja, vendar je nastal pretežno lamelarni perlit. Segretje na interkritično temperaturo in počasno ohlajanje torej izniči vpliv hladne deformacije.

5. Razprava o rezultatih

Preizkuse vpliva dušika na sferoidizacijsko hitrost smo izvršili z vzorci iste matične taline, ven-

dar z velikim razponom v količinah dušika (1:11). V primeru, da bi dušik v takem jeklu vplival na sferoidizacijsko hitrost, bi to morali prav gotovo zaznati. Na drugi strani pa je težko verjeti, da bi dušik v takih količinah ne vplival na difuzijski proces, kar v bistvu je sferoidizacija. Mnogo literaturnih podatkov, npr.¹³⁻¹⁵, dokazuje, da je Si sorazmerno močan nitridotvorec, v prisotnosti Mn se tvorijo celo Si-Mn-N nitridi. Temperatura mehkega žarjenja je obenem optimalna temperatura tvorjenja Si-nitridov. Zaključek, da dušik ne vpliva na sferoidizacijsko hitrost, velja torej le za industrijske sestave jekel, ki vsebujejo Si in Mn. Dejanski vpliv raztopljenega dušika je ostal torej še odprto vprašanje. Potrebno je bilo izdelati čisto Fe-C zlitino (brez Si, Mn, Al in drugih nitridotvorcev) in ugotoviti vpliv raztopljenega dušika na sferoidizacijsko hitrost.

Vpliv kroma na upočasnitev sferoidizacije je v slikah in v diagramu na sliki 21 dovolj jasno izražena. Dalj časa je potrebno, da se sferoidizacija začne, oziroma, da jo metalografsko lahko začne-



Slika 5

Jeklo 1.0 (0,003 % N), žarjeno 3 ure, 700° (500 ×)

Fig. 5

Steel 1.0 (0.003 % N), annealed 3 hours, 700° C (500 ×)



Slika 8

Jeklo 1.5 (0,032 % N), žarjeno 3 ure, 700° (500 ×)

Fig. 8

Steel 1.5 (0.032 % N), annealed 3 hours, 700° C (500 ×)

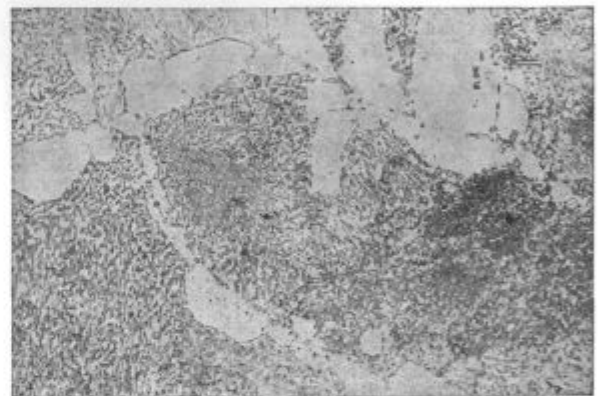


Slika 6

Jeklo 1.0 (0,003 % N), žarjeno 6 ur, 700° (500 ×)

Fig. 6

Steel 1.0 (0.003 % N), annealed 6 hours, 700° C (500 ×)

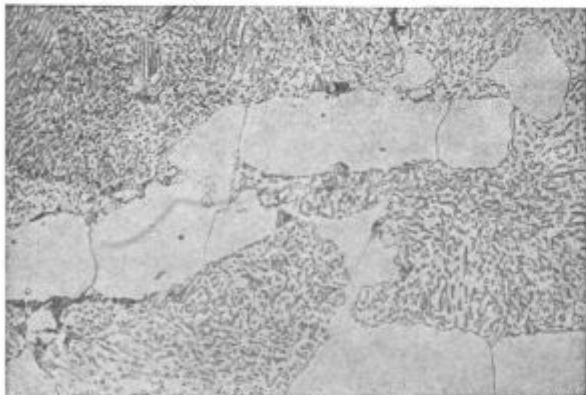


Slika 9

Jeklo 1.5 (0,032 % N), žarjeno 6 ur, 700° (500 ×)

Fig. 9

Steel 1.5 (0.032 % N), annealed 6 hours, 700° C (500 ×)

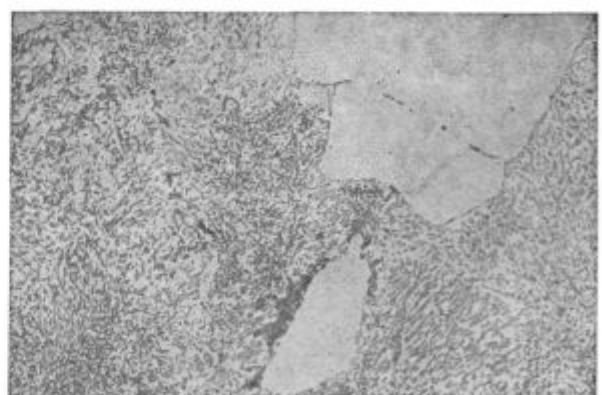


Slika 7

Jeklo 1.0 (0,003 % N), žarjeno 10 ur, 700° (500 ×)

Fig. 7

Steel 1.0 (0.003 % N), annealed 10 hours, 700° C (500 ×)

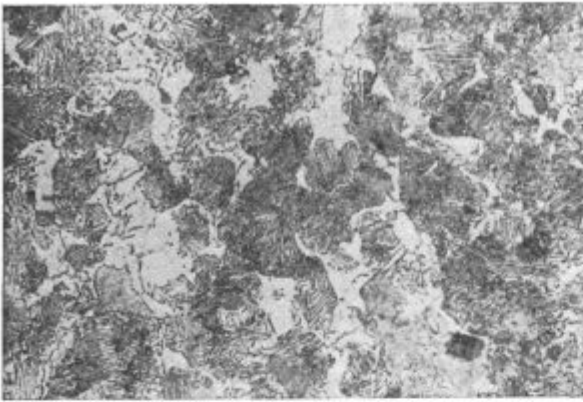


Slika 10

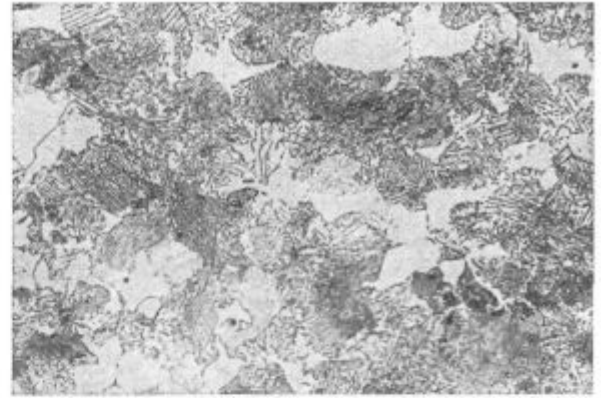
Jeklo 1.5 (0,032 % N), žarjeno 10 ur, 700° (500 ×)

Fig. 10

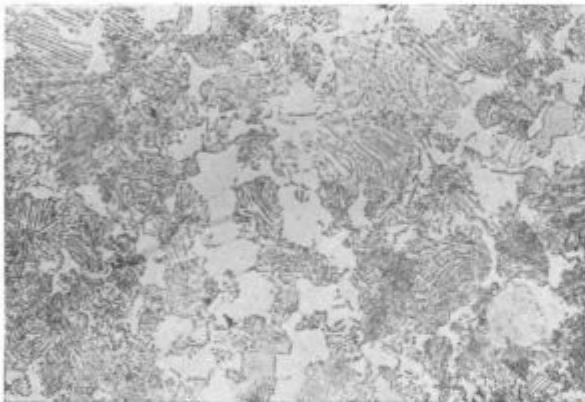
Steel 1.5 (0.032 % N), annealed 10 hours, 700° C (500 ×)



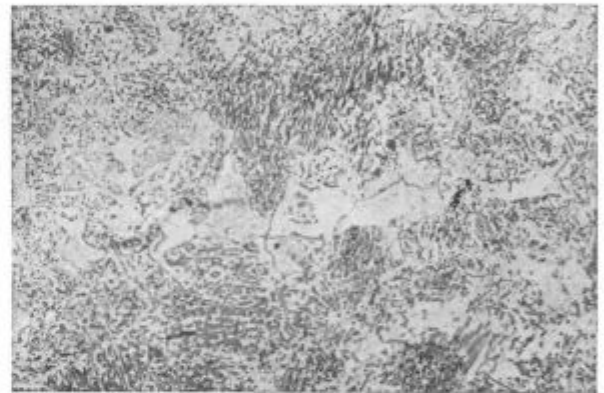
Slika 11
 Jeklo 3.5 (1,80 % Cr), žarjeno 3 ure, 700° (500 ×)
 Fig. 11
 Steel 3.5 (1.80 % Cr), annealed 3 hours, 700° C (500 ×)



Slika 12
 Jeklo 3.5 (1,80 % Cr), žarjeno 6 ur, 700° (500 ×)
 Fig. 12
 Steel 3.5 (1.80 % Cr), annealed 6 hours, 700° C (500 ×)



Slika 13
 Jeklo 3.5 (1,80 % Cr), žarjeno 10 ur, 700° (500 ×)
 Fig. 13
 Steel 3.5 (1.80 % Cr), annealed 10 hours, 700° C (500 ×)



Slika 14
 Jeklo 3.5 (1,80 % Cr), žarjeno 50 ur, 700° (500 ×)
 Fig. 14
 Steel 3.5 (1.80 % Cr), annealed 50 hours, 700° C (500 ×)

mo ugotavljati, obenem pa je tudi hitrost sferoidizacije manjša (naklon premic se manjša). Med jekli z 1,15 in 1,8 % Cr ni več opaziti razlike.

Ohlajanje iz temperature med kritičnima točkama (760° C) ni dalo pričakovanih rezultatov. Kljub drugi, zelo majhni ohlajevalni hitrosti, 7,5° C/h, se je pretežni del cementita izoblikoval v lamelarni obliki.

Hladna deformacija pred mehkim žarjenjem je izredno učinkovita. Nekajurno žarjenje da popolnoma sferoidizirano strukturo.

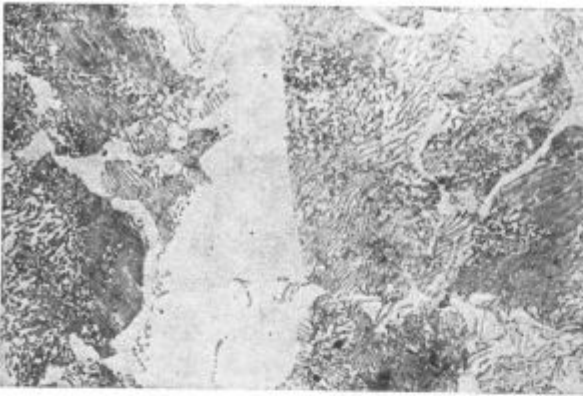
II. DEL

1. Uvod

V I. delu smo izdelali raziskave o vplivih na stopnjo in hitrost sferoidizacije. Program je obsegal vplival N, Al, Cr, vpliv izotermičnega in medkritičnega žarjenja ter vpliv predhodne hladne deformacije. Sklepi so bili naslednji: Dušik (imeli

smo pet gradacij od 0,003 do 0,032 % N) ne vpliva na hitrost sferoidizacije. Krom že pri majhnih količinah (do 1 % Cr) upočasnjuje sferoidizacijo za več kot 100 %. Posebno zanimiv je bil rezultat, da počasno ohlajevanje iz interkritičnega področja (med A₁ in A₃ točko) ne pospeši sferoidizacije in da se je ogljik izločil pretežno v lamelarno cementitno obliko, in to tudi pri zelo majhni ohlajevalni hitrosti 7,5° C/h. To nasprotuje ugotovitvam nekaterih drugih avtorjev. Kljub vsemu pa je počasno ohlajevanje iz interkritičnega področja, npr 7,5° C/h od 750 do 600° C, še vedno zelo dolgotrajen postopek, posebno če gre za velike količine materiala, ki ga je potrebno na medkritični temperaturi dobro pregrejeti. Končno smo ugotovili (v skladu z več literaturnimi podatki), da hladna deformacija pred mehkim žarjenjem vpliva izredno močno in da je to edini realni način za občutno pospešitev sferoidizacije.

Poseben problem je bil, da dušik, ki smo ga imeli v vzorcih v velikem količinskem razponu (1:11), ne bi mogel vplivati na sferoidizacijsko



Slika 15

Jeklo 1.0, hlajeno iz 760° s hitrostjo 7,5° C/h (500 ×)

Fig. 15

Steel 1.0, cooled from 760° C, rate 7.5° C/h (500 ×)

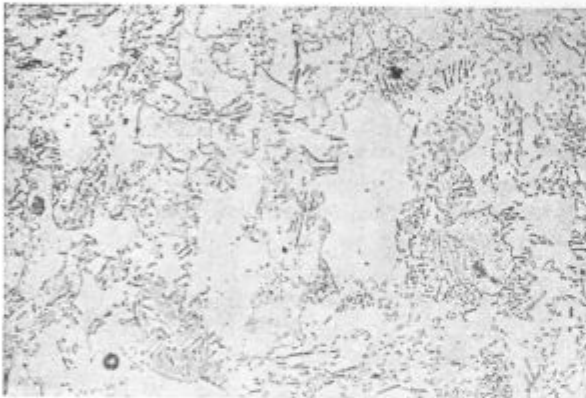


Slika 16

Jeklo 3.1, hlajeno iz 760° s hitrostjo 7,5° C/h (500 ×)

Fig. 16

Steel 3.1, cooled from 760° C, rate 7.5° C/h (500 ×)

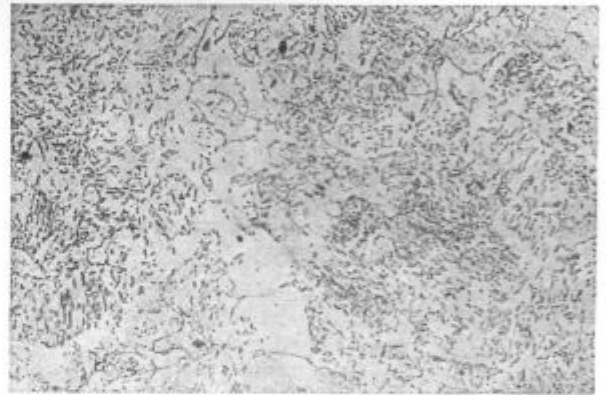


Slika 17

Jeklo 3.3, hlajeno iz 760° s hitrostjo 7,5° C/h (500 ×)

Fig. 17

Steel 3.3, cooled from 760° C, rate 7.5° C/h (500 ×)



Slika 18

Jeklo 3.4, hlajeno iz 760° s hitrostjo 7,5° C/h (500 ×)

Fig. 18

Steel 3.4, cooled from 760° C, rate 7.5° C/h (500 ×)

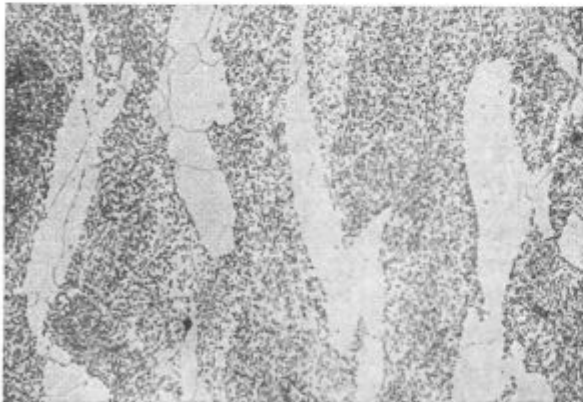
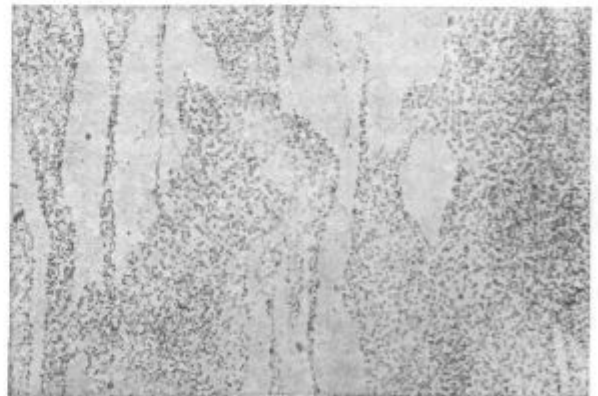


Fig. 19

Steel 1.1, cold deformed 50%, annealed 3 hours, 700° C (500 ×)

Slika 19

Jeklo 1.1, hladno deformirano 50%, žarjeno 3 ure, 700° C (500 ×)

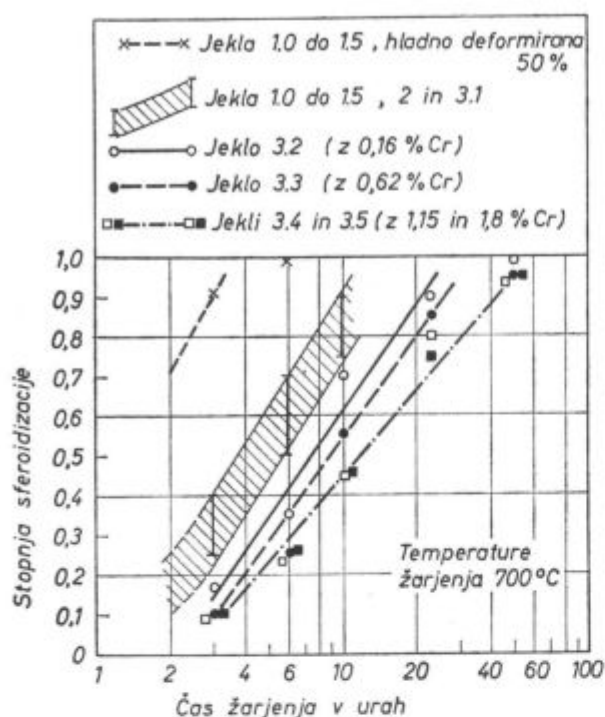


Slika 20

Jeklo 1.1, hladno deformirano 50%, žarjeno 6 ur, 700° C (500 ×)

Fig. 20

Steel 1.1, cold deformed 50%, annealed 6 hours, 700° C (500 ×)



Slika 21

Odvisnost stopnje sferoidizacije od časa žarjenja na 700°C

Fig. 21

Relationship between the annealing time at 700°C and the degree of spheroidisation

hitrost. Postavili smo tezo, da dušik zato ne vpliva na difuzijske procese sferoidizacije, ker se ne nahaja v trdni raztopini, temveč v obliki drobnih vključkov nitridov. Čeprav smo uporabili jekla brez Al, ki je eden od najmočnejših nitridotvorcev, smo imeli v jeklih okoli 0,5 % Si in 1 % Mn. Literaturni podatki in tudi raziskave na MI pa kažejo, da tudi Si tvori nitride in skupaj z Mn tudi SiMn-nitride. Temperatura sferoidizacijskega (mehkega) žarjenja je celo optimalna temperatura za izločanje teh nitridov. Menili smo, da bi bilo zanimivo vedeti, kako vpliva dušik na sferoidizacijsko hitrost, če je v trdni raztopini, torej v jeklu, ki ne vsebuje nitridotvorcev. Zato smo nadaljnje delo usmerili v ugotavljanje vpliva dušika, ki je v trdni raztopini. Izdelati je bilo potrebno čisto Fe-C zlitino (brez Si, Mn, Al in drugih nitridotvorcev) z različnimi vsebnostmi dušika.

Tehnična jekla v večini primerov vsebujejo enega ali več nitridotvornih elementov, zato bo še vedno veljal naš rezultat iz prvega dela te raziskave, da dušik ne vpliva na sferoidizacijsko hitrost. S tega stališča bi bila raziskava o vplivu raztopljenega dušika čisto osnovnega, ne pa tudi praktičnega pomena. Vendar pa je znano, da pri nekaterih vrstah toplotnih obdelav ostane v jeklih, kljub prisotnosti nitridotvorcev, še dovolj raztopljenega dušika, da s kasnejšim izločanjem vpliva na nekatere bistvene lastnosti jekla. V obsegu te

tematike naj bi imela svoj pomen tudi kakršnakoli ugotovitev o vplivu dušika na sferoidizacijsko hitrost.

Pri delu, ki ga bomo opisali, smo naleteli predvsem na dve težavi, ki nekoliko omejujeta natančnost rezultatov. Prva je bila predvsem pridobitev zelo čistega materiala brez nitridotvorcev in s čim nižjo osnovno vsebnostjo dušika, kar se nanaša predvsem na našo slabo opremljenost s čistimi materiali in ustreznimi talilnimi agregati. Druga težava je bila pridobiti v vzorcih iste matične taline različne količine dušika v velikem razponu, da bi bil lahko njegov učinek dovolj očiten. O tem več v eksperimentalnem delu.

2. Osnove sistema Fe-C-N: Binarni sistem Fe-N je znan in do približno 2,5 % N zelo podoben sistemu Fe-C (M. Hansen, K. Añderko, po F. Rapatz: Die Edelstahle). V alfa železu je pri sobni temperaturi dušik skoraj netopen, pri višjih temperaturah pa se topnost naglo povečuje. Maksimalno topnost doseže pri 590°C, in sicer 0,1 %. Pri višjih temperaturah ali višjih vsebnostih N prehaja ferit v $\alpha + \gamma$ oziroma γ področje. Pri počasnem ohlajanju iz teh področij se izloča nitrid Fe_4N v značilni igličasti obliki.

O trojnem sistemu Fe-C-N je manj znanega. Dobili smo sicer dva temperaturna preseka trojnega sistema (Metals Handbook), vendar so količine C in N na straneh tako velike, da si s slikama nismo mogli pomagati. Znano je, da dušik povečuje obstojnost avstenita, nismo pa mogli dobiti podatkov, kako vpliva na transformacijske temperature ogljikovih jekel.

3. Priprava osnovne taline

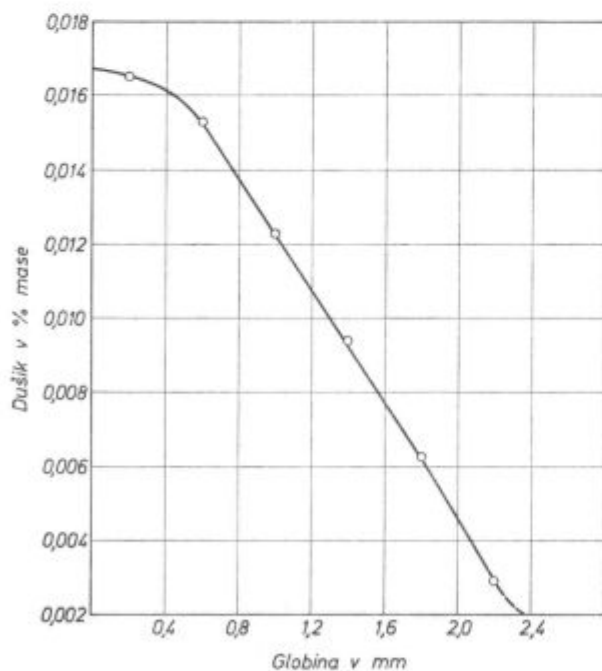
Kot smo že povedali v uvodu, je bilo najbolj problematično delo pri tej raziskavi priprava ustreznih vzorcev. Namen je bil dobiti čim bolj čisto Fe-C zlitino (s približno evtektoidno sestavo) in isto matično talino nitrirati in homogenizirati do zelo različnih koncentracij dušika (od nekaj tisočink do približno 0,1 % N). Znano je, da je dušik v staljenem jeklu in pri visokih temperaturah zelo malo topen in na ta način ni mogoče dobiti Fe-N zlitin z več N, razen če je v jeklu prisotnega več Cr. Zato je edino možno gradiranje čistega jekla z N preko nitriranja in homogenizacije.

Na razpolago smo imeli manjšo količino zelo čistega švedskega železa z manj kot 0,01 % C, praktično brez Si, Mn, Al (0 % Al, manj kot 0,002 % Al_{net}, 0,004 % Si) in drugih elementov, oziroma nitridotvorcev. Najbolj pomembno je bilo, da je železo vsebovalo pod 0,001 % N, kar je bila dobra osnova za nadaljnje višje gradacije N. Železo je bilo v palicah, premera 8 mm. Možnosti smo imeli dve: prvič, prevaljanje v tanjšo ploščato obliko, cementacija in različno močno nitriranje, in končno homogenizacija ogljika in dušika. Cementacije smo preizkušali v granulatu, mestnem plinu, ki bolj slabo cementira, in v mešanici mestnega plina in

butan-propana. Naključno (pri metalografski kontroli cementiranih vzorcev) smo v feritu za cementirano plastjo opazili iglice nitrída Fe_3N , zato smo po cementacijah ponovno kontrolirali vsebnost dušika in ugotovili, da se je v vseh vzorcih povečala tudi količina dušika. Na ta način torej nismo mogli ohraniti nizkih gradacij N. Za primer navajamo količine N po cementaciji v granulatu in po plasteh 0,4 mm od površine navznoter:

0—0,4 mm	0,0165 % N
0,4—0,8 mm	0,0153 % N
0,8—1,2 mm	0,0123 % N
1,2—1,6 mm	0,0094 % N
1,6—2,0 mm	0,0063 % N
2,0—2,4 mm	0,0029 % N

Na sliki 22 je na diagramu prikazano, da so se vzorci zraven naogljčenja tudi naduščili — krivulja N v globino vzorca je tipična za obogatitvene površinske difuzijske procese. Železo se torej nitrira, tudi če je v atmosferi prisoten le dušik, ki ga je v granulatu atmosferi gotovo dovolj. Vendar je treba upoštevati, da je šlo v tem primeru za zelo čisto železo z nizko osnovno vsebnostjo dušika. Količina N je na površini sicer zrasla za $15 \times$ proti sredini, vendar zato ni pričakovati, da se tudi pri cementaciji tehničnih jekel dogajajo sorazmerno tako velike obogatitve N. Pomeni pa to, da čista površina železa pri visoki temperaturi lahko katalitično vpliva na razpad molekularnega dušika, čistost železa pa je še pospešila difuzijo v notranjost.



Slika 22

Nadušičenje čistega Fe pri cementaciji v granulatu

Fig. 22

Nitrification of pure Fe during carburising in granulate

Pri cementaciji v mestnem plinu je bilo naduščenje manjše, pri cementaciji v mešanici mestnega plina in butan-propana pa ponovno večje. Ker druge možnosti nismo imeli (npr. cementacija v mešanici H_2 in čistega CO), smo to pot opustili.

Drugi način je bil pretalitev čistega švedskega Fe v vakuumu z dodatkom ustrezne količine ogljika. V keramičnem lončku smo v indukcijski peči in v vakuumu pretalili okoli 1 kg čistega Fe z ustreznim dodatkom ogljika. Dobili smo torej precej majhen kos taline s sestavo:

0,83 % C
0,0023 % N

Jeklo je bilo torej točno eutektoidne sestave, z zadovoljivo nizko izhodno vsebnostjo dušika. Zanimivo pa je, da se je kljub vakuumu pri pretaljevanju količina dušika nekoliko povečala.

4. Priprava vzorcev

Zaradi lunckerja smo morali omenjeni mali ingot razrezati in iz kompaktnih delov izrezati in izbrusiti ploščice, debeline 6 mm in širine okoli 15 mm. Da bi se izognili eventualni mikroporoznosti, smo ploščice hladno izvaljali na debeline 4 mm.

Fino brušene ploščice smo nato nitrirali v mešanici, približno 50 % N_2 in 50 % NH_3 pri temperaturi 570°C. Časi so bili 1, 6,24, 48 in 90 ur. Po pobrušenju bele spojinske plasti smo nitrirane ploščice homogenizirali 48 ur pri temperaturi 570°C.

Ker smo imeli premalo vzorcev za kontrolo homogenizacije (morali bi skoblati ostanke plasti od površine navznoter in analizirati N), smo le-to izvršili z merjenjem mikrotrdot. Pri vzorcih, ki smo jih nitrirali 1 in 6 ur, ni bilo opaziti bistveno trše nitrirne plasti; pri ostalih, dalj časa nitriranih vzorcih, pa smo z merjenjem mikrotrdot jasno odčitali tršo nitrirano plast. Tik pod površino so bile trdote okoli 370 do 400 HV, ki so v notranjost padle na 220 do 250 HV. Po homogenizacijskem žarjenju so bile v vseh vzorcih trdote enake skozi vso debelino, zato smo domnevali, da je bila homogenizacija N zadovoljiva. (Pri metalografskih raziskavah po mehkih žarjenjih smo kljub temu opazili določene manjše strukturne razlike med zunanjim in notranjim delom vzorcev).

Povprečne količine N v vzorcih pred zaključnimi preizkusi mehkega žarjenja so bile take:

Oznaka vzorca	% N
0	0,0023
1	0,0087
2	0,015
3	0,043
4	0,066
5	0,15

Vzorec z oznako 0 ni bil nitriran, ostali, 1 do 5, pa različno dolgo.

Zaradi enake izhodne strukture smo vse vzorce pred mehkim žarjenjem normalizirali.

5. Mehka žarjenja

Mehka, sferoidizacijska žarjenja smo izvršili po klasičnem postopku, to je izotermično na 680°C različne čase, 10, 25 in 50 ur. Temperatura je nekoliko nizka iz naslednjega vzroka: V prvem delu te raziskave, ko smo mehka žarjenja izvajali na 700°C, smo opazili pri nekaterih dolgo žarjenih vzorcih, da je struktura začela prehajati v dvofazno — opaziti je bilo otočke transformiranega avstenita. Kaže, da dušik znižuje Ac_1 točko, zato smo se odločili za nekoliko nižjo temperaturo, kot je sicer optimalna za izotermično žarjenje.

En preizkus smo izvršili tudi s počasnim ohlajanjem iz avstenitnega področja, in sicer s hitrostjo 10°C/h od 750 do 600°C.

6. Rezultati mehkega žarjenja

Po mehkih žarjenjih (680°C, 10, 25, 50 ur) smo stopnjo sferoidizacije pregledovali s svetlobnim mikroskopom. Kot smo že omenili, smo pri metalografskih pregledih ugotovili manjše ali večje strukturne razlike med podpovršinskimi področji in sredinami vzorcev, kar kaže, da homogeniziranje dušika čez celotne preseke vzorcev le ni bilo popolno. Kvantitativna ocena stopnje sferoidizacije zato ni popolna. Razen tega je iz strukturnih slik razvidno, da sferoidizacija ne poteka enakomerno v vseh strukturnih področjih, deli strukture so popolnoma sferoidizirani, zraven pa področja s še jasno lamelarno strukturo. Vzrok je gotovo v predhodni lamelarni strukturi, ki je imela področja s tanjšimi in debelejšimi cementitnimi lamelami. Rezultati stopenj sferoidizacije in vpliva dušika, ki sledijo, temelje torej na vizualni mikroskopski oceni. Kolikor je bilo mogoče, tudi metalografske slike predstavljajo povprečje strukturnih značilnosti.

Na slikah 23 do 28 so predstavljene strukture po 10-urnem mehkem žarjenju. Začetke sferoidizacije pri vzorcu 0 z najnižjim N (slika 23) je že opaziti, vendar pa jo je kvantitativno težko oceniti, ker so področja s popolno ali delno sferoidizacijo, pa tudi še s čisto lamelarno strukturo. Pri vzorcih 1, 2 in 3 s stopnjevano večjo količino N (slike 24 do 26) je vidna večja stopnja sferoidizacije, medtem, ko je pri vzorcu 5 z najvišjo količino N (slika 28) sferoidizacija najmanjša, oziroma je skorajda ni opaziti.

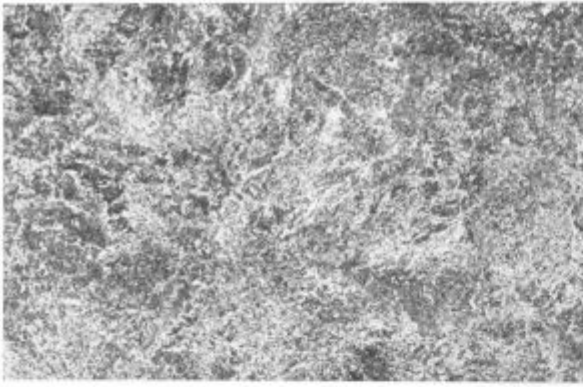
Na slikah 29 do 34 so prikazane še sferoidizacijske strukture po 25-urnem žarjenju. Jasno so tudi opazne razlike med strukturami vzorcev z različnimi količinami dušika. Najbolj normalno sferoidizirani strukturi imata vzorec 0 in 1 (0,0023 in 0,0087 % N), lamele se preoblikujejo v drobna sferična zrna cementita. Pri ostalih strukturah vzorcev z več N (2, 3, 4, 5) je opaziti, da poteka sferoidizacija vedno bolj v groba cementitna zrna manj sferičnih oblik, kot pri vzorcih z manj dušika. Struktura ni enakomerna sferoidizirana. Očitno pa je, da manjše količine dušika pospešujejo sferoidi-

zacija, večje količine N, kot je primer pri vzorcih 4 in 5, pa povzročajo obnormalno strukturo, ki sestoji iz lamel, drobnih in bolj grobih zrn cementita in polj ferita.

Po 50 urah žarjenja sferoidizacija ni bistveno napredovala, pri jeklu 0 z najmanj dušika je komaj približno 70-odstotna. To potrjuje podatke iz literature, da je napredovanje sferoidizacije odvisno od logaritma časa¹, obenem pa tudi rezultate Chojnovskega in Tegarta², ki sta prav tako delala preizkuse z nelegiranim evtektoidnim jeklom in ugotovila 90-odstotno sferoidizacijo pri izotermičnem žarjenju pri 700°C šele po 500 urah. Ponovno pa je opaziti, da manjše in srednje količine dušika pospešujejo sferoidizacijo, značilna primera za to sta jekli 2 in 3 z 0,015 in 0,043 % N, pri katerih je sferoidizacija občutno močnejša, čeprav je tudi v teh primerih opazno, da dušik povzroča določeno abnormalnost v strukturi — perlit se ne preoblikuje v drobna sferična cementitna zrna, temveč v zrna nedoločenih oblik. Večje količine dušika te nenormalnosti v strukturi še povečajo, obenem pa zavro sferoidizacijo. Po literaturnih podatkih (vendar le za čiste Fe-N sestave) je 680°C topnega v alfa Fe okoli 0,07 % N, zato je verjetno, da višji dušik, izločen v obliki Fe_4N , vpliva na potek sferoidizacije.

7. Ohlajanje iz avstenitnega področja

V prvem delu te raziskave smo ugotovili, da medkritično žarjenje (žarjenje med Ac_1 in Ac_3 , kar velja za padevtektoidna jekla) in počasno ohlajanje (15 in 7,5°C/h) ni dalo ustreznih rezultatov glede stopnje sferoidizacije. Ogljik se je izločal v pretežno lamelarno strukturo. Poskus smo ponovili tudi z jekli v tej raziskavi, torej z evtektoidnimi jekli z različnimi količinami dušika (jekla z evtektoidno sestavo nimajo medkritičnih temperatur, temveč nad Ac_1 popolno premenijo v avstenit). Vzorce vseh jekel smo segreti na 760°C v avstenitno področje in jih ohlajevali s hitrostjo 10°C/h do 600°C. Najbolj značilne strukture vzorcev 0, 2, 4 in 5 so prikazane na slikah 35 do 38. Struktura jekla 0 (slika 35) z najmanj dušika je normalno lamelarna brez večjih sledi sferoidizacije. Strukture jekel z več dušika (slike 36, 37 in 38) pa so delno ali že popolnoma nenormalne, niti sferoidizirane niti popolnoma lamelarne. Podobne so strukturam, ki jih imenujemo »spaçene« in so se včasih zelo pogosto pojavljale v cementacijskih jeklih v naogljčeni plasti tik pod površino. nZačilnost take spačene strukture je, da se centit izloča le delno v lamelarni perlit, večinoma pa v grobe delce deregularnih oblik, po kristalnih mejah ali pa tudi ne, obdaja jih pa ferit. Ni nam znano, ali je bil kdaj problem spačenih struktur v cementacijskih jeklih raziskan, vendar so strukture, ki jih omenjene slike prikazujejo, popolnoma identične z znanimi spačenimi strukturami v cementiranih jeklih.

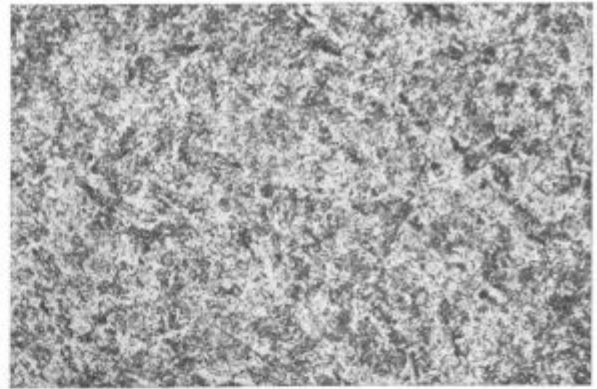


Slika 23

Mehko žarjenje 10 ur, 680°, vzorec 0 (0,0023 % N) (200 ×)

Fig. 23

Soft annealing 10 hours, 680° C, sample 0 (0.0023 % N) (200 ×)

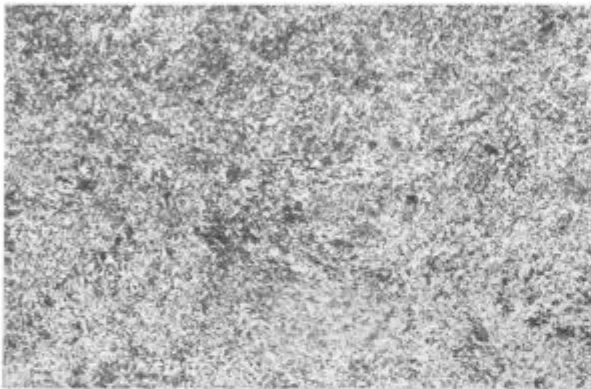


Slika 24

Mehko žarjenje 10 ur, 680°, vzorec 1 (0,0087 % N) (200 ×)

Fig. 24

Soft annealing 10 hours, 680° C, sample 1 (0.0087 % N) (200 ×)

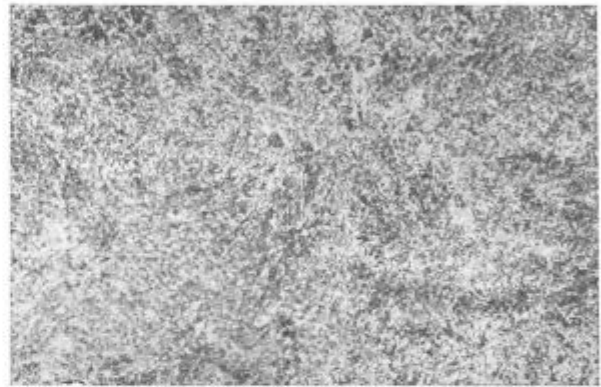


Slika 25

Mehko žarjenje 10 ur, 680°, vzorec 2 (0,015 % N) (200 ×)

Fig. 25

Soft annealing 10 hours, 680° C, sample 2 (0.015 % N) (200 ×)

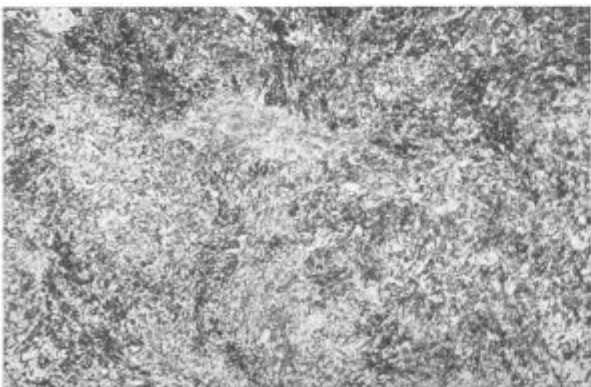


Slika 26

Mehko žarjenje 10 ur, 680°, vzorec 3 (0,043 % N) (200 ×)

Fig. 26

Soft annealing 10 hours, 680° C, sample 3 (0.043 % N) (200 ×)

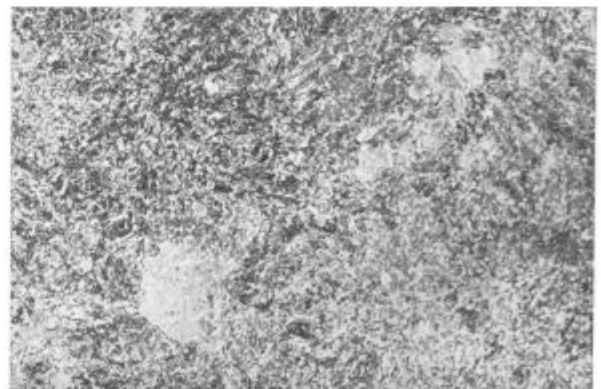


Slika 27

Mehko žarjenje 10 ur, 680°, vzorec 4 (0,066 % N) (200 ×)

Fig. 27

Soft annealing 10 hours, 680° C, sample 4 (0.066 % N) (200 ×)

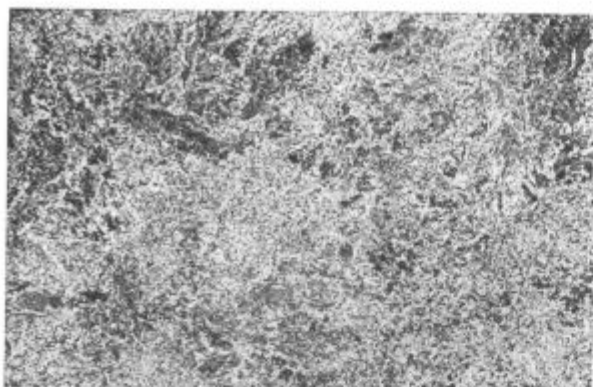


Slika 28

Mehko žarjenje 10 ur, 680°, vzorec 5 (0,15 % N) (200 ×)

Fig. 28

Soft annealing 10 hours, 680° C, sample 5 (0.15 % N) (200 ×)

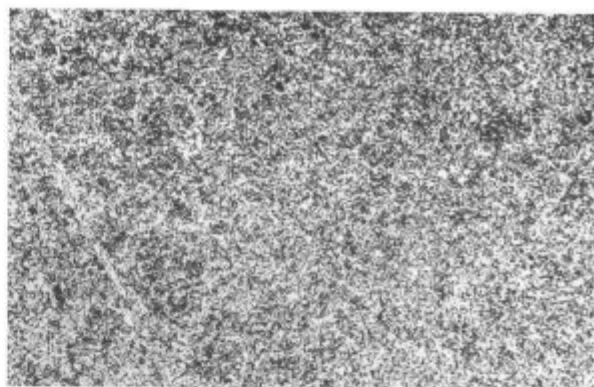


Slika 29

Mehko žarjenje 25 ur, 680°, vzorec 0 (0,0023 % N) (200 ×)

Fig. 29

Soft annealing 25 hours, 680° C, sample 0 (0.0023 % N) (200 ×)

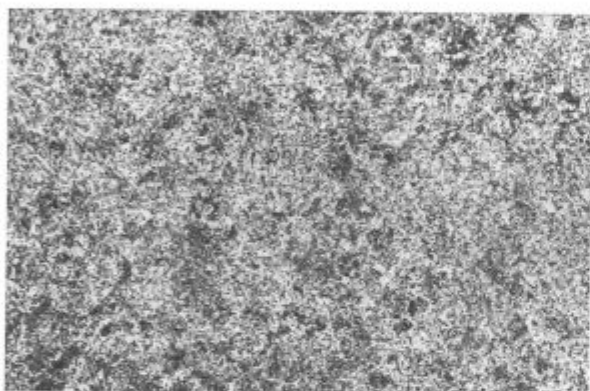


Slika 30

Mehko žarjenje 25 ur, 680°, vzorec 1 (0,0087 % N) (200 ×)

Fig. 30

Soft annealing 25 hours, 680° C, sample 1 (0.0087 % N) (200 ×)

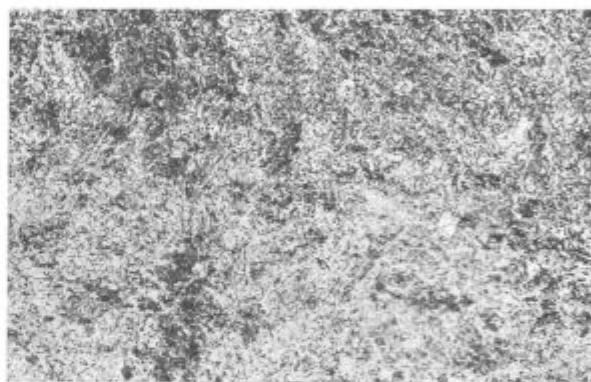


Slika 31

Mehko žarjenje 25 ur, 680°, vzorec 2 (0,015 % N) (200 ×)

Fig. 31

Soft annealing 25 hours, 680° C, sample 2 (0.015 % N) (200 ×)

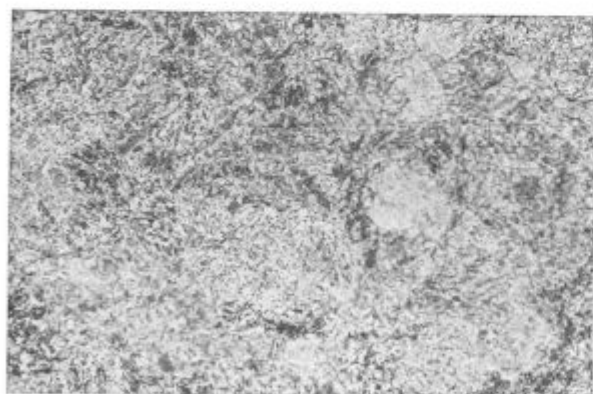


Slika 32

Mehko žarjenje 25 ur, 680°, vzorec 3 (0,043 % N) (200 ×)

Fig. 32

Soft annealing 25 hours, 680° C, sample 3 (0.043 % N) (200 ×)

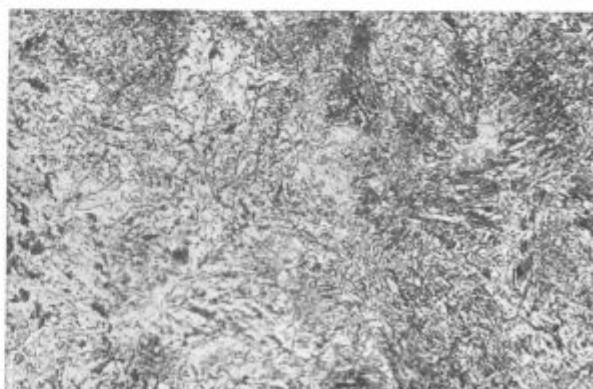


Slika 33

Mehko žarjenje 25 ur, 680°, vzorec 4 (0,066 % N) (200 ×)

Fig. 33

Soft annealing 25 hours, 680° C, sample 4 (0.066 % N) (200 ×)



Slika 34

Mehko žarjenje 25 ur, 680°, vzorec 5 (0,15 % N) (200 ×)

Fig. 34

Soft annealing 25 hours, 680° C, sample 5 (0.15 % N) (200 ×)

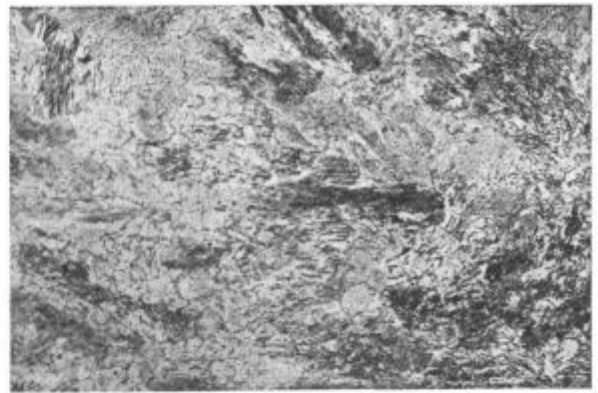


Slika 35

Ohlajanje iz avstenitnega področja, vzorec 0, hitrost 10°/h (200 ×)

Fig. 35

Cooling from austenitic region, sample 0, rate 10°/h (200 ×)

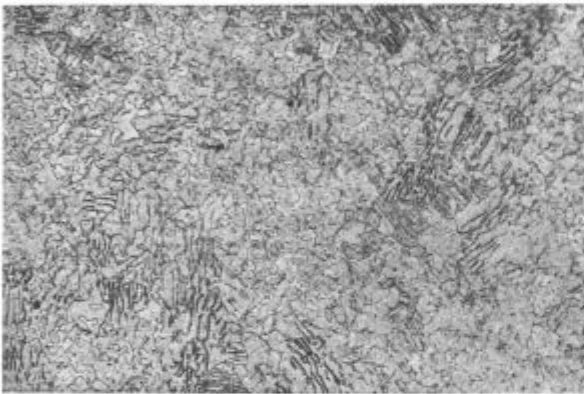


Slika 36

Ohlajanje iz avstenitnega področja, vzorec 2, hitrost 10°/h (200 ×)

Fig. 36

Cooling from austenitic region, sample 2, rate 10°/h (200 ×)

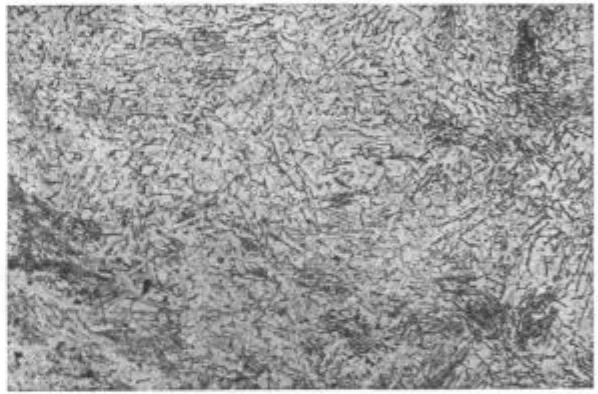


Slika 37

Ohlajanje iz avstenitnega področja, vzorec 4, hitrost 10°/h (200 ×)

Fig. 37

Cooling from austenitic region, sample 4, rate 10°/h (200 ×)



Slika 38

Ohlajanje iz avstenitnega področja, vzorec 5, hitrost 10°/h (200 ×)

Fig. 38

Cooling from austenitic region, sample 5, rate 10°/h (200 ×)

Značilno je, da se v jeklih 0 in 1, ki vsebujeta 0,0023, oziroma 0,0087 % N, pojavlja normalna lamelarna perlitna struktura, medtem ko je že v jeklu 2 (0,015 % N) opaziti področja s spačeno strukturo (slika 36). V jeklu 4 z 0,066 % (slika 37) je večina strukture že spačene, prav tako pa tudi v jeklu 5, pri katerem so v feritu že jasno vidne iglice izločenega nitrida Fe_4N . Na osnovi tega lahko sklepamo, da je nedvoumen vpliv dušika na tvorbo transformacijske strukture v tem smislu, da N povzroči nastajanje grobih, nepravilno oblikovanih zrn cementita. Kakršnakoli razlaga tega pojava v okviru te raziskave bi bila hipotetična.

Zelo verjetno je, da je ta pojav povezan tudi s posebnim oblikovanjem sferoidizirane strukture vzorcev v jeklih, ki imajo več dušika, kar smo omenili v prejšnjem poglavju.

D. SKLEPI

1. Talino iste matične sestave smo z nitriranjem in homogeniziranjem razdelili v šest talin, ki v sičen enaki sestavi vsebujejo od 0,003 % N do 0,032 % N. Pri preizkusih izotermičnega žarjenja na 700° C ni bilo mogoče ugotoviti nikakršnih razlik v hitrosti sferoidizacije. Na osnovi ugotovitev iz strokovne literature sklepamo, da se dušik veže v Si ali SiMn nitrid in v taki obliki ne more vplivati na sferoidizacijo.

2. Krom v jeklu zavira sferoidizacijo, že manjše količine Cr (do pribl. 1 % Cr) upočasnijo sferoidizacijo pri izotermičnem žarjenju na 700° C za več kot 100 %.

3. Sferoidizacija s počasnim hlajenjem iz interkričnega temperaturnega območja (med A_1 in A_3 točko) je predmet mnogih raziskav in tudi ugotov

vitev, da s tem lahko skrajšamo mehko žarjenje in racionaliziramo ta postopek toplotne obdelave jekla. Z našimi preizkusi teh ugotovitev ne moremo potrditi. Tudi pri zelo majhni ohlajevalni hitrosti — $7,5^{\circ}\text{C/h}$ — se je cementit izoblikoval v pretežno lamelarni obliki.

4. Hladna deformacija pred mehkim žarjenjem močno pospeši sferoidizacijo. Za prakso mehkega žarjenja bi veljala ugotovitev, da je to edini način pospešitve sferoidizacije, ki dejansko v celem redu velikosti skrajša to toplotno obdelavo.

S taljenjem zelo čistega železa z dodatkom ogljika smo dobili zelo čisto eutektoidno Fe-C zlitino z zelo nizko vsebnostjo dušika (0,0023 % N). Več vzorcev te zlitine smo nitrirali različne čase in jih nato homogenizirali 48 ur pri 570°C . Zraven nitriranega vzorca z 0,0023 % N smo tako dobili še 5 vzorcev istega matičnega jekla z naslednjimi količinami dušika: 0,0087, 0,015, 0,043, 0,066 in 0,15 % N. Nato smo izvršili sferoidizacijska mehka žarjenja pri 680°C , in sicer 10, 25 in 50 ur. Potek sferoidizacije in pri tem vpliv dušika smo zasledovali metalografsko. Naredili smo tudi preizkus počasnega ohlajevanja iz avstenitnega področja. Rezultate lahko sklenemo takole:

5. Sferoidizacija pri 680°C poteka pri jeklu z nizkim N zelo počasi, tudi po 50 urah je sferoidizirane največ 70 % strukture. Lamele perlita se preobrazijo v drobne kroglice cementita.

6. Nekoliko večje količine dušika (vzorca 1 in 2 z 0,0087 in 0,015 % N), ki so še normalne za tehnična jekla, pospešujejo sferoidizacijo, vendar je nastala struktura manj jasno krogličasta.

7. Večje količine N (0,043 do 0,15 %) ponovno zavrejo sferoidizacijo, obenem pa povzročijo določene nenormalnosti v strukturi, npr. mešanico drobnih in bolj grobih cementitnih delcev, nesferične oblike teh delcev, polja ferita itd.

8. Pročasnno ohlajanje iz avstenitnega področja (10°C/h) ne pospeši sferoidizacije. Pri jeklih z nizkim dušikom nastaja normalna lamelarna struktura.

9. Pri jeklih z več dušika (0,015 % in več) pa postaja struktura po počasnem ohlajanju iz avstenita vedno bolj spačena. Cementit se delno skeplja v grobe delce nedoločene oblike, ki jih obdaja ferit.

10. Rezultati te naloge kažejo, da je še vedno najbolj aktualna hladna deformacija pred mehkim žarjenjem, ki edina zelo učinkovito pospeši sferoidizacijo. V svetu tudi zelo iščejo poti v nekaterih vrstah termomehanske vroče predelave, vendar je vprašanje, če imamo za to tudi tehnične možnosti.

Literatura

1. H. J. Köstler: Mathematische Beschreibung der Bildung von globularem Zementit in Stahl Cq 35 in Abhängigkeit von Kaltverformung, Glüh Temperatur und Glühdauer, Arch. f. d. Eisenhüttenwesen, 46, (1975), št. 3, marec, str. 229—233.
2. E. A. Chojnowski, W. J. McG. Tegart: Accelerated Spheroidization of Perlite, Metal Science Journal, 1968, vol. 2, str. 14—18.
3. O. D. Cherby in sodel.: Development of Fine Spheroidized Structures by Warm Rolling of High Carbon Steels, Trans. of the ASM, 1969, vol. 62, str. 575—580.
4. J. L. Robbins in sodel.: Accelerated spheroidization of eutectoid steels by concurrent deformation, Journal of the Iron and Steel Institute, oktober 1964, str. 804—807.
5. H. Paqueton, A. Pineau: Acceleration of pearlite spheroidization by thermomechanical treatment, Journal of the Iron and Steel Institute, december 1971, str. 991—998.
6. G. T. Eldis: Accelerated annealing of high hardenability carburizing steels, J. Metals, marec 1978, str. 5—10.
7. K. M. Vedula, R. W. Heckel: Spheroidization of Binary Fe-C Alloys over a Range of Temperatures, Metallurgical Transactions, 1970, vol. 1, str. 9—18.
8. R. W. Heckel, R. L. DeGregorio: The Growth and Shrinkage Rates of Second-Phase Particles of Various Size Distributions, Trans. of the Metal Society of AJME, vol. 233, nov. 1965, str. 2001—2011.
9. G. P. Airey in sodel.: The Growth of Cementite Particles in Ferrite, Trans. of the Metal Society of AJME, vol. 242, sept. 1968, str. 1853—1863.
10. C. Pavlidis in sodel.: Zementiteinformung und Stahleigenschaften, Draht, 30, 1979, 6, str. 343—348.
11. A. K. Gogia, A. M. Gokhale: Spheroidization of Pearlite, Metal Transactions A, junij 1980, vol. 11 A, str. 1077—1080.
12. G. Langenscheid: Der Einfluss des Stickstoffgehaltes auf die Rekristallisation unberuhigten Tiefzestahles, Arch. Eisenhüttenwesen, 50, 1979, št. 10, okto., str. 443—448.
13. E. O. Hall: Yield point phenomena in metals and alloys, 1970, str. 68—71.
14. H. J. Eckstein: Wärmebehandlung von Stahl, VEB 1971, str. 242—244.
15. W. Roberts in sod.: Precipitation of silicon nitrides and manganese-silicon nitrides in steel, Journal of the Iron and Steel Institute, dec. 1972, str. 931—937.

ZUSAMMENFASSUNG

Das Grundthema dieser Untersuchung war die Einformung der Karbide beim Weichglühen von Stahl, wobei der Einfluss einiger Legierungselemente wie auch verschiedener Weichglühtechnologien studiert worden ist. Es ist festgestellt worden, dass der Stickstoff in technischen Stählen, die nitridbildende Elemente wie Al, Si, Mn... enthalten, auf die Karbideinformungsgeschwindigkeit keinen Einfluss hat. Im Gegenteil kann der Stickstoff wenn er in Überschuss enthalten und noch in harten Lösung ist, in kleineren Mengen die Einformung der Karbide beschleunigen, kann aber andererseits auch ein unförmliches Gefüge verursachen. Ein solches Gefüge besteht aus grossen Karbidteilchen und grösseren Ferritfeldern.

Chrom hemmt die Einformung von Karbiden, in Mengen bis zu 1% Cr oder mehr, und kann die Glühzeit auch bis zu 100% verlängert werden.

Das interkritische Glühen mit langsamer Abkühlung von diesen Temperaturen hat keine genügend wirksame Einformung der Karbide zur Folge.

Eine Kaltverformung vor dem Weichglühen beschleunigt stark die Karbideinformung. Für die praktische Weichglühtechnologie kann festgestellt werden, dass die Kaltverformung die einzige Art zur Beschleunigung der Karbideinformung darstellt, welche tatsächlich in ganzer Grössenordnung die Zeit dieser Wärmebehandlung verkürzt.

SUMMARY

Basic point of the investigation was the spheroidisation of steel where the influence of some alloying elements and the way of soft annealing were studied. It was found that nitrogen in technical steel containing nitride forming elements (Al, Si, Mn, etc) does not influence the spheroidisation rate. On contrary, in steel not containing those elements or with the excess nitrogen in solid solution, the nitrogen can influence in small quantities on the acceleration of the spheroidisation, and on the other side it can cause «the distorted structure». Such a structure consists of coarse carbide particles and greater ferrite areas.

Chromium retards the spheroidisation, in amounts up to 1% or more the soft annealing time can be prolonged even for 100%.

Intercritical annealing and slow cooling from those temperatures does not cause enough effective spheroidisation.

Cold deformation before soft annealing highly accelerates the spheroidisation. For practical soft annealing is valid that this is the only method to accelerate the spheroidisation, and actually the period of this heat treatment is thus reduced for the whole order of magnitude.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Основная тема исследований представляла сфероидизация сталей. При этом изучали влияние некоторых легирующих элементов, также способ выполнения неполного отжига. Установлено, что азот в технических сталях, которые содержат нитридообразующие элементы (Al, Si, Mn...) не влияет на быстроту сфероидизации. Наоборот в сталях без содержания этих элементов но имея избыток азота, который еще находится в твердом растворе может, при небольших количествах влиять на ускорение сфероидизации. С другой стороны же может вызвать возникновение

«изуродованной структуры». Такая структура состоит из грубых частиц карбидов и более крупных полей феррита.

Хром как сплавный элемент замедляет сфероидизацию. При содержании до и свыше 1% время неполного отжига может быть продолжено даже и на 100%.

Межкритический отжиг и медленное охлаждение с этих температур не вызывает достаточно существенную сфероидизацию. Можно сказать, что единственный способ ускорения сфероидизации представляет выполнение неполного отжига с всеми оттенками этой термической обработки.



n. sol. o. KRANJ, Nazorjeva 1

- izvaja vse vrste visokih, nizkih in hidrotehničnih gradenj
- izdeluje investicijske elaborate, projektira, izdeluje tehnično dokumentacijo in inženiringe (izvajalski in investitorski)
- opravlja strojne storitve, prevoze in Transporte vseh vrst, izvaja ključavničarska, kleparska in mizarska dela
- proizvaja vse vrste gradbenega materiala, polizdelke, izdelke in elemente
- prodaja na debelo in drobno gramozne agregate vseh vrst
- opravlja vse vrste storitev za nastanitev, prehrano in rekreacijo za lastne potrebe in tretje osebe

Raziskave vpliva temperature valjanja na mikrostrukturo krom manganovega jekla za cementacijo

UDK: 669.14.018.292; 621.771.01
ASM/SLA: F23, 1—66, CN, 3—71

F. Vodopivec, A. Rodič in J. Rodič

Jeklo z 0.16 C, 1.2 Mn, 1 Cr in 0.011 do 0.037 Al, temperatura valjanja med 1250 in 840° C. Med valjanjem se izloča le malo AlN. Pri nizki temperaturi valjanja je mikrostruktura bolj fino zrnata, vendar je manj enakomerna, večje pa je tudi število austenitnih zrn, ki nadpovprečno zrastejo pri ponovni austenitizaciji. Vpliv temperature valjanja se pokaže v jeklu z malo aluminija pri austenitizaciji pri normalni temperaturi cementacije, v jeklu z mnogo Al pa šele pri višjih temperaturah cementacije.

1. UVOD

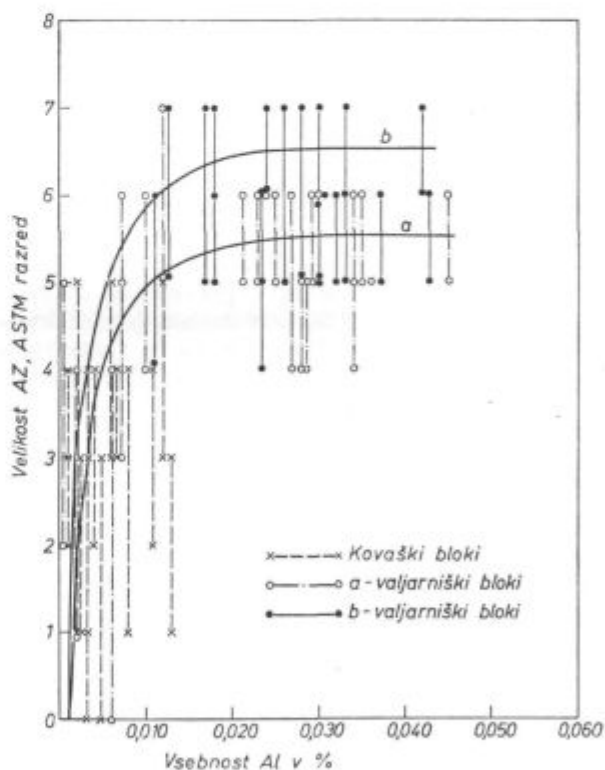
Aluminij se splošno uporablja kot afinator za avstenitna zrna (AZ) v konstrukcijskih jeklih in v jeklih za cementacijo. Praksa kaže, naj bi se količina aluminija (mišljen je tako imenovani topni aluminij, torej tisti aluminij, ki se lahko veže v aluminijev nitrid) v jeklu držala nad 0,01 %, da bi dobili velikost AZ najmanj razred 5 po ASTM, vendar ne nad 0,025 %, da bi jeklu zagotovili enakomerno kaljivost in strjevalno strukturo, ki je čim manj občutljiva za pokanje v začetku vročega valjanja ali kovanja.

Na voljo je veliko podatkov o topnosti aluminijevega nitrída (AlN) v avstenitu v konstrukcijskih jeklih (1, 2, 3) in poznan je mehanizem kontrole velikosti AZ z izločki AlN (3). Mnogo manj vemo o tem, kako proces deformacije med vročim valjanjem jekla vpliva na tvorbo izločkov AlN. Že prej je bilo dokazano, da valjanje jekla v eni redukciji pospeši izločanje AlN (4) in da je količina AlN, ki nastane med vročo torzijo jekla, sorazmerna številu vrtljajev, torej celokupni deformaciji jekla (5), oz. pravilneje povedano, času, ko je jeklo v deformiranem stanju. V razpoložljivih virih pa ni podatkov o vplivu deformacije na velikost izločkov in njihovo rast v deformiranem avstenitu.

Bogatejši so empirični podatki o izločanju niobijevega karbonitrída med vročo deformacijo konstrukcijskih jekel, ki so mikrolegirana z niobijem. V glavnem dobro razumemo vpliv deforma-

cije na tvorbo in rast karbonitridnih izločkov (6, 7, 8, 9, 10). Razložili ga bomo kasneje, ko bomo razpravljali o izsledkih našega dela.

Iz prakse vemo, da često pokažejo jekla pri enakih količinah aluminija in dušika različno povprečno velikost zrn in še posebej različno enakomernost zrn avstenita. Pri 0,02 % topnega Al lahko zagotovimo v jeklu vrste Č 4320 z 0,009 % N povprečno velikost AZ 5 do 6 po ASTM (sl. 1), vendar ni mogoče zagotoviti, da v teh jeklih ne bo posamičnih zrn avstenita z velikostjo 1 do 3 po



Slika 1

Razmerje med količino topnega Al v jeklu in velikostjo avstenitnih zrn v kovaških in v valjarniških blokih. Po Erženu (11)

Fig. 1

Relation between the amount of acid soluble Al in steel and the size of austenite grains in forge and rolling ingots. By Eržen (11)

Tabela 1: Sestava preizkusnih jekel v %

Jeklo	C	Mn	Si	Cr	Ni	Mo	Cu	S	P	Al*	N	Al/N
A	0,16	1,1	0,29	0,95	0,18	0,06	0,24	0,03	0,014	0,011	0,009	1,2
B	0,17	1,22	0,36	0,96	0,15	0,07	0,29	0,04	0,014	0,019	0,0097	2
C	0,16	1,23	0,26	1,01	0,15	0,04	0,26	0,01	0,01	0,037	0,01	3,7

* — topni aluminij

lestvici ASTM. Odvisnost na sliki 1 se dobro ujema s starejšimi podatki o jeklih za poboljšanje (17), se pa razlikuje od podatkov v viru 18.

Mehanizem rasti AZ pri ogrevanju jekla nad Ac 3 temperaturo določa, da je velikost zrn odvisna od temperature, od količine AlN v jeklu in od velikosti izločkov AlN, ali pravilneje povedano, od njihove medsebojne oddaljenosti. Izločki AlN zaustavljajo migracijo avstenitnih mej in s tem zavirajo ali blokirajo rast AZ. Vendar je težko razumeti, zakaj ima določeno jeklo v povprečju manjša AZ kot drugo jeklo iste vrste z več AlN. Eden od vplivnih dejavnikov bi lahko bil proces vročega valjanja jekla. Zato je bilo odločeno, da se opredeli, kako temperaturni interval valjanja jekla v več vtikih vpliva na deformacijsko inducirano tvorbo AlN (strain induced precipitation) in preko nje na velikost in enakomernost AZ v jeklu z določeno vsebnostjo Al in N. Naravno je, da tako raziskavo najprej opravimo na jeklu za cementacijo, saj so zahteve glede velikosti zrn najstrožje prav pri jeklih te vrste.

2. EKSPERIMENTALNO DELO

Za raziskavo smo izbrali tri industrijska elektrokajla s podobno vsebnostjo dušika in razmerjem Al/N približno 1, 2 in 4. Sestava jekel je prikazana v tabeli 1. Ingoti so bili v železarni izvaljeni v gredice s presekom približno 60×60 mm, nato pa smo gredice v 6 vtikih zvaljali na platine z debelino 15 mm. Del gredic smo pred valjanjem segreti na temperaturo 1250°C , kar je zagotovilo, da se je v vseh jeklih raztopil v avstenitu ves AlN, nato smo z valjanjem začeli pri tej temperaturi, ali pa po ohladitvi na nižjo začetno temperaturo 1150 , 1050 ali 950°C . Drugi del odrezkov smo segreti neposredno na temperaturo 950 , 1050 ali 1150°C in izvaljali na enak način kot prej. Temperaturo valjanja smo kontrolirali z infrardečim digitalnim pirometrom.

Skupna redukcija pri valjanju je dosegla 75 %, parcialne redukcije pri vtikih so bile med 14 % v prvem vtiku in 25 % v zadnjem vtiku. To je dovolj za statično rekristalizacijo avstenita med posamičnimi vtiki (19), če je seveda temperatura zadosti visoka.

Proces laboratorijskega valjanja smo pred tem uspešno preverili pri raziskavi relativne plastičnosti

inkluzij manganovega sulfida pri valjanju konstrukcijskih jekel (10).

Valjance smo po končanem valjanju ohladili na zraku na posteljici iz šamotnih opek ali kalili v vodi. Mikrostrukturalne preiskave niso pokazale na kaljenih valjancih nobenih značilnosti, katerih nismo razbrali že na valjancih, ohlajenih na zraku, zato obravnavamo v tem poročilu v glavnem le izsledke pri teh valjancih.

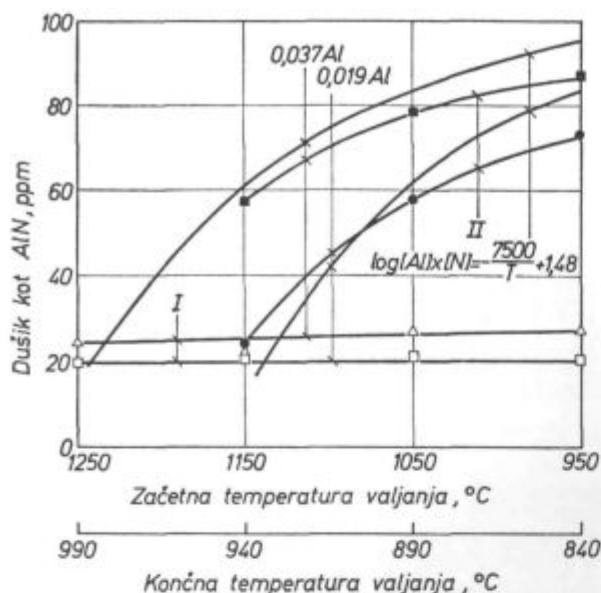
Iz srednjega dela valjancev smo izrezali preizkušance za mikrostrukturalne preiskave, za preizkuse toplotne obdelave in za analizo AlN. Ta je bila izvršena po Beeghlyjevi metodi (12) s halogen estersko ekstrakcijo in s ponovljivostjo in občutljivostjo 0,0005 % N kot AlN (13). Z opazovanjem v raster elektronskem mikroskopu smo preverili prisotnost izločkov AlN v jeklih, vendar ni bilo mogoče zanesljivo opredeliti njihove velikosti in porazdelitve, zato podatkov o izločkih v tem poročilu ne obravnavamo.

3. TVORBA AlN MED VALJANJEM

Slika 2 prikazuje vpliv temperature valjanja na količino AlN v dveh jeklih, vanjo pa smo vrisali tudi količino AlN, izračunano na osnovi topnostnega produkta v viru 3. Teoretična vrednost je nad analizirano do temperature 1150°C . To lahko razlagamo na dva načina: topnost AlN v avstenitu v CrMn jeklu za cementacijo je manjša kot v konstrukcijskih jeklih s podobno količino mangana in ogljika ali pa se izloči med valjanjem samo del AlN, ki se pri ogrevanju raztopi v avstenitu. Za naš predmet odgovor na to vprašanje ni potreben, zato ga bomo zanemarili. Pač pa lahko vzamemo relativno majhno odstopanje med analizirano količino AlN in teoretično topnostjo ter podobno temperaturno odvisnost kot indirektno potrdilo za zanesljivost analitske metode, ki je bila uporabljena za analizo AlN.

V jeklih, ki so bila valjana po ogrevanju pri 1250°C , najdemo v izločkih le majhen delež skupne količine AlN v jeklu. Izločkov je več v jeklu z 0,037 Al kot v jeklu z 0,019 Al, razlika je v sorazmerju s teoretično količino AlN.

Temperatura valjanja komajda vpliva na količino AlN, ki je nastal med valjanjem in ni v nobenem sorazmerju s topnostjo nitrida v avstenitu pri povprečnih ali pri končnih temperaturah va-



Slika 2

Vpliv temperature valjanja jekel z 0,019 Al in 0,037 Al na količino AlN, ki je nastal med valjanjem. Na tej sliki in na naslednjih označujejo prazne točke jekla, ki so bila segrevana na 1250°C in nato ohlajena na temperaturo začetka valjanja, polne točke pa jekla, ki so bila segreta na začetno temperaturo valjanja. Krivulji brez točk sta izračunani s pomočjo topnostnega produkta za AlN v avstenitu po viru 3.

Fig. 2

Influence of the rolling temperature of steel with 0.019 Al and 0.037 Al on the amount of AlN precipitated during rolling. In this and following figures circles represent steel heated to 1250°C and cooled to the initial rolling temperature, dots represent steel heated to the initial rolling temperature. Curves without markings were calculated from the solubility product of AlN in austenite according to reference 3.

ljanja obeh jekel. To potrjuje starejše izsledke na konstrukcijskem jeklu, ki smo ga deformirali z vrtenjem (5). Enake količine AlN je pokazala kontrolna analiza v nekaterih valjancih, ki so bili kaljeni s temperature valjanja. To seveda pove, da AlN, ki ga najdemo v valjancih, ki so bili po valjanju ohlajeni na zraku, ni nastal zaradi interfaznega izločanja ob premeni avstenit-ferit, temveč resnično med valjanjem jekel.

Velja, da je izločanje AlN med valjanjem precej omejeno, tudi tedaj, ko valjanje poteka pri sorazmerno nizki temperaturi. To je nekoliko presenetljivo, saj se je valjanje izvršilo precej pod temperaturo topnosti. Po topnostnem produktu, pa tudi po analizah, katere najdemo na sliki 2, vidimo, da je pri 950°C v raztopini v avstenitu le okoli 10% AlN, po valjanju pri povprečni temperaturi 900°C pa ga najdemo v raztopini še več od 70%.

Podobni preizkusi valjanja so v teku na nekaterih konstrukcijskih jeklih. Prvi rezultati kažejo nekoliko hitrejše izločanje AlN le med valjanjem mikrolegiranega jekla z niobijem, kjer je rekristalizacija avstenita med vtiki močno zavirana, če ne popolnoma preprečena zaradi prisotnega niobija (sl. 3). V jeklu s podobno osnovno sestavo,

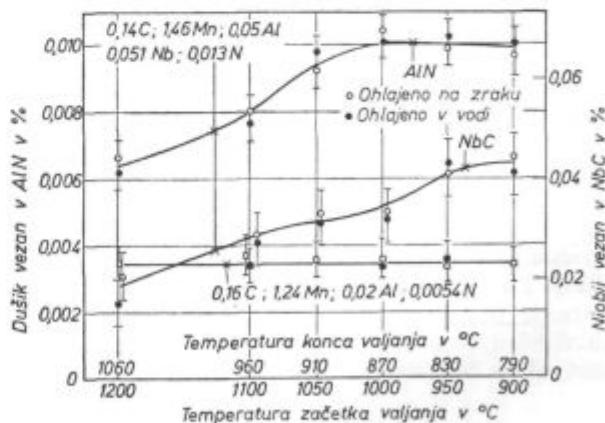
vendar brez niobija, ki je bilo izvaljano v istem temperaturnem intervalu, je tvorba AlN mnogo počasnejša. Pomembno je še, da je v mikrolegiranem jeklu intenzivna tvorba niobijevega karbonitrida potekala v istem temperaturnem intervalu kot hitro izločanje AlN. To potrjuje, da je tvorba AlN med valjanjem hitra le, če je deformacijsko inducirana, torej poteka v avstenitu, ki po vtiku ni rekristaliziral.

4. MIKROSTRUKTURA VALJANIH JEKEL

Slika 4 prikazuje vpliv temperature valjanja na linearno intercepcijsko dolžino za mikrostrukturo v jeklih, ki so bila po koncu valjanja ohlajena na zraku. Ta mikrostruktura je bila pretežno iz ferita in perlita. Jekla B ni bilo mogoče ovrednotiti na tak način kot jekla A in C. Bilo je bolj kaljivo, zato je pri ohlajanju na zraku nastala mikrostruktura pretežno iz bajnita, kjer intercepcijske dolžine ni mogoče objektivno opredeliti.

Kot splošno velja, postaja feritno-perlitna mikrostruktura vse bolj drobnozrnata, ko se znižuje temperatura valjanja. Mikrostruktura je bolj drobna v jeklu, ki je bogatejše z aluminijem in, za isti interval temperature, nekoliko bolj groba v jeklih, ki so bila pred valjanjem ogrevana pri 1250°C. To pove, da ima AlN, kljub temu da ga nastane med valjanjem relativno malo, pomemben vpliv na mikrostrukturo po valjanju. Vendar kaže, da je njegov vpliv manjši od vpliva temperature valjanja.

Po valjanju pri visoki temperaturi je mikrostruktura iz enakomernih poligonalnih zrn. Po valjanju pri nižji temperaturi opazamo, da so majhna zrna nekoliko podolgovata, bolj je poudarjena trakavost, še posebej v jeklu, ki je bilo ogreto na začetno temperaturo valjanja 950°C. V jeklih, ki

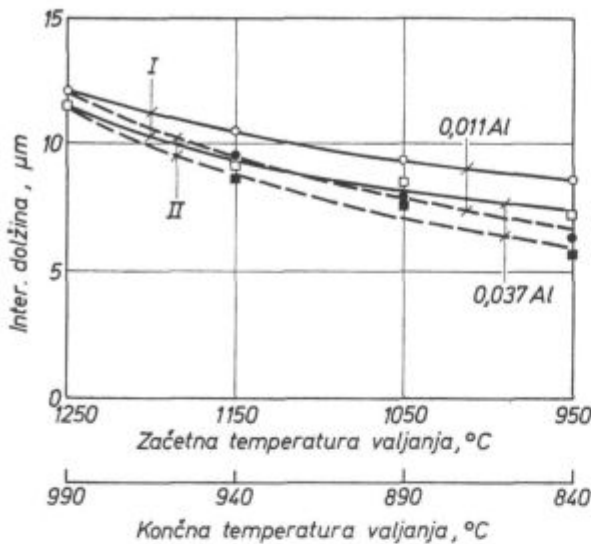


Slika 3

Vpliv temperature valjanja na tvorbo aluminijevega nitrida in niobijevega karbonitrida. Konstrukcijski jekli sta bili izvaljani na podoben način kot jekla na sl. 2 (po viru 13).

Fig. 3

Influence of rolling temperature on formation of aluminum nitride and niobium carbonitride. Structural steel was rolled in a similar way as steels in Fig. 2 (Reference 13).



Slika 4

Vpliv temperature valjanja na linearno intercepcijsko dolžino mikrostrukture, ki je nastala v jeklih pri ohladitvi na zraku s končne temperature valjanja.

Fig. 4

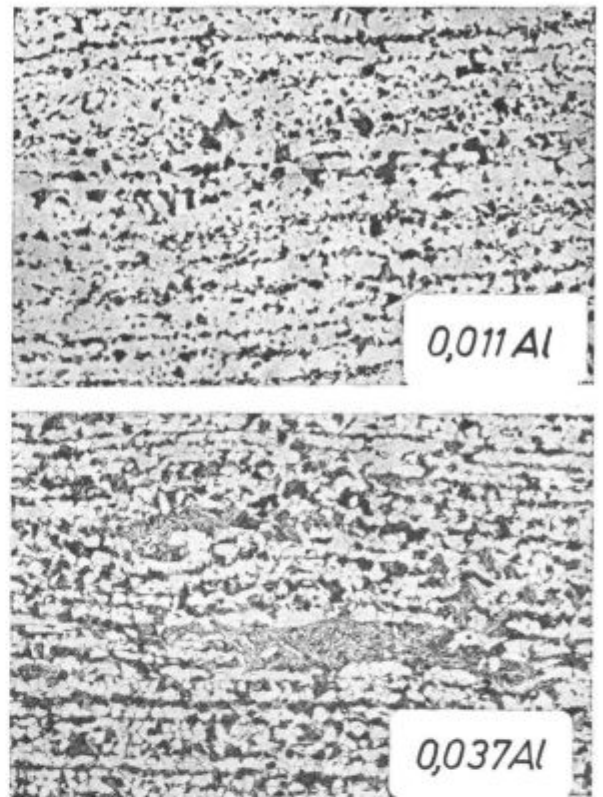
Influence of rolling temperature on the linear intercepting length of microstructure formed in steel at cooling in air from the final rolling temperature.

so bila po ogrevanju pri 1250° C zvaljana z začetkom pri 1050, in še bolj pri 950° C, često opažamo v agregatu drobnih enakomernih zrn posamična večja podolgovata bajnitna zrna in lečaste skupke zrn ferita in perlita, ki po obliki in velikosti jasno odstopajo od okolice (sl. 5). Ti skupki in velika bajnitna zrna so nastali iz avstenitnih zrn, ki po zadnjem vtiku niso rekristalizirala in so zato v deformiranem stanju dosegla temperaturo transformacije avstenita pri ohlajanju (10). Znano je, da deformirani avstenit transformira pri višji temperaturi kot nedeformirani ali rekristalizirani avstenit in nastajajo pri premeni večja feritna in perlitna zrna (15).

Če predpostavimo, da je vsa tvorba AlN posledica vroče deformacije, bi prišli na osnovi dejstva, da je količina AlN praktično neodvisna od temperature valjanja, lahko do sklepa, da temperatura valjanja ne vpliva pomembno na rekristalizacijo avstenita med vtiki. Tak zaključek je brez osnove; izločanje AlN je, čeprav ga sproža deformacija, odvisno od temperature. Kar vidimo na slikah 2 in 3, je rezultat vpliva dveh dejavnikov, znižanje temperature namreč istočasno povečuje hitrost kaljenja izločkov AlN in zmanjšuje difuzivnost Al in N, zato je rast izločkov bolj počasna.

5. VELIKOST IN ENAKOMERNOST AVSTENITNIH ZRN PRI TEMPERATURI 920° C

Jekla smo segrevali 1 uro pri 920° C in jih kalili v vodi. Na obruskih smo velikost in obliko AZ odkrili z jedkanjem v nasičeni alkoholni raztopini



Slika 5

Pov. 200 ×: Jeklo segreto na 1250° C, ohlajeno na 950° C in izvaljano. Lečasta skupina večjih zrn ferita in perlita v jeklu z 0,011 Al in podolgovato bajnitno zrno v jeklu z 0,037 Al.

Fig. 5

Magn. 200 ×: Steel heated to 1250° C, cooled to 950° C, and rolled. Lenticular group of coarser ferrite and pearlite grains in steel with 0.011 Al, and elongated bainite grain in steel with 0.037 Al.

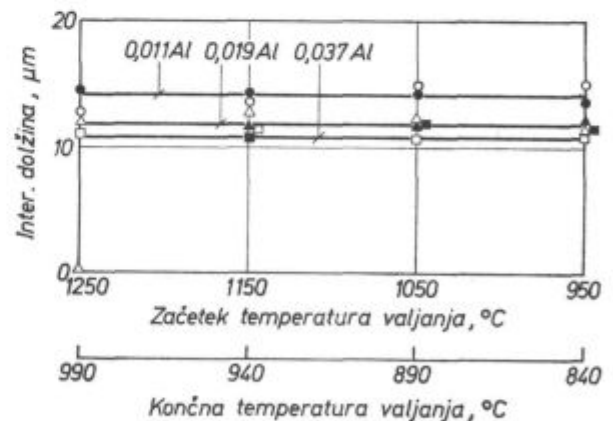
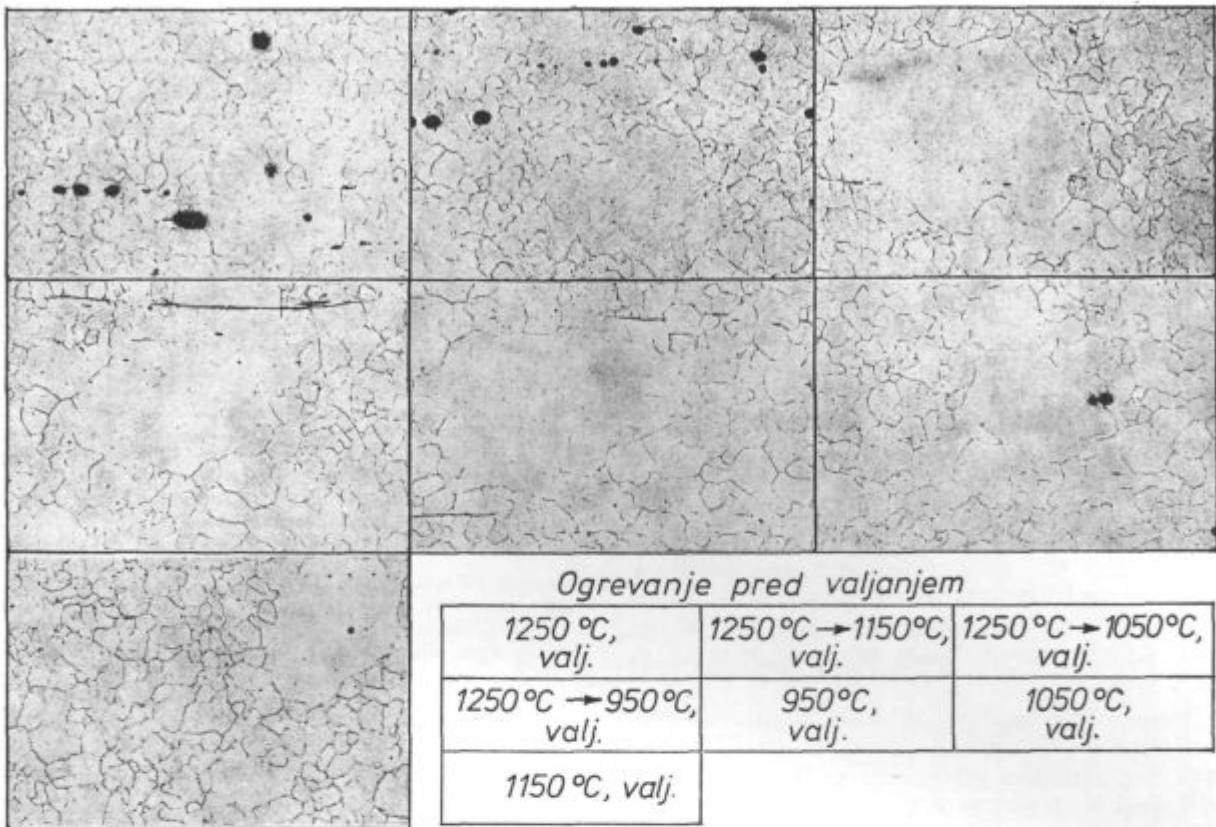


Fig. 6

Vpliv temperature valjanja na linearno intercepcijsko dolžino za nezrastla AZ. Valjana jekla so bila segrevana 1 uro pri 920° C in kaljena v vodi.

Fig. 6

Influence of rolling temperature on the linear intercepting length for uncoalesced austenite grains in steels. Rolled steel were annealed 1 hour at 920° C and quenched in water.



Slika 7

Pov. 200 ×. Avstenitna zrna v jeklu z 0,019 Al, ki je bilo valjano pri različnih temperaturah. Enaka toplotna obdelava kot na sl. 6.

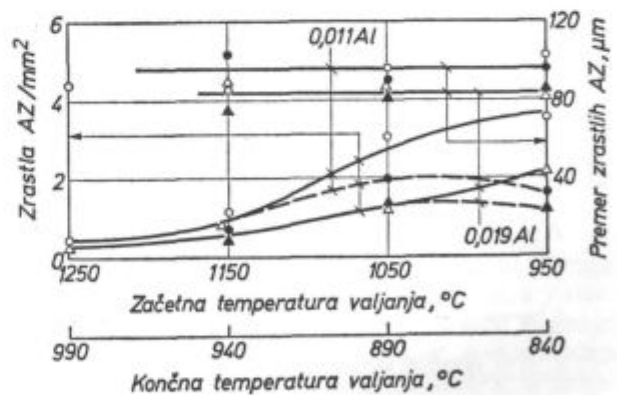
Fig. 7

Magn. 200 ×: Austenite grains in steel with 0.019 Al, rolled at various temperatures. The same heat treatment as in Fig. 6.

pikrinske kisline z dodatkom sredstva za omočenje. Na sliki 6 vidimo, da je temperatura valjanja brez opaznega vpliva na povprečno velikost enakomernih AZ in da so zrna nekoliko večja v jeklu, ki je siromašnejše z aluminijem. Pazljivejšo opazovanje pa odkrije med jekli pomembnejšo razliko, kot je tista med povprečnimi velikostmi AZ. Avstenitna zrna so drobna in enakomerna v jeklu z 0,037 Al v celotnem intervalu temperature valjanja. Nasprotno pa v jeklih, ki sta siromašnejši z aluminijem, rastejo v osnovi drobnih posamična večja AZ (sl. 7). Pri istem jeklu A ali B je povprečna velikost zrastleh zrn avstenita v območju napake določanja neodvisna od temperature valjanja, njihova povprečna velikost in število pa sta večja v jeklu A kot v jeklu B, ki je bogatejše z aluminijem. V obeh jeklih raste število zrastleh zrn AlN, ko pada temperatura valjanja jekel, ki sta bili pred valjanjem segreti na 1250° C (sl. 8).

V povprečju so zrastle zrna večja in številnejša v jeklu A z manj aluminija, kot v jeklu B. Povprečna velikost AZ pa je v obeh jeklih praktično neodvisna od temperature valjanja. Kaže, da je

V jeklu z 0,037 Al, ki je bilo valjano po neposrednem ogrevanju na začetno temperaturo valjanja 950, 1050 ali 1150° C, so AZ drobna in enakomerna v vsem intervalu temperature valjanja. Nasprotno pa se v jeklih A in B poveča število zrastleh zrn, ko se temperatura valjanja poviša od 950 na 1050° C in se nato ponovno zmanjša, ko zraste temperatura valjanja še više, na 1150° C.



Slika 8

Vpliv temperature valjanja na število zrastleh zrn avstenita in njihov poprečni premer v jeklih z 0,011 Al in 0,019 Al. Enaka toplotna obdelava kot na sl. 6.

Fig. 8

Influence of rolling temperature on the number of coalesced austenite grains and their average size in steels with 0.011 and 0.019 Al. The same heat treatment as in Fig. 6.

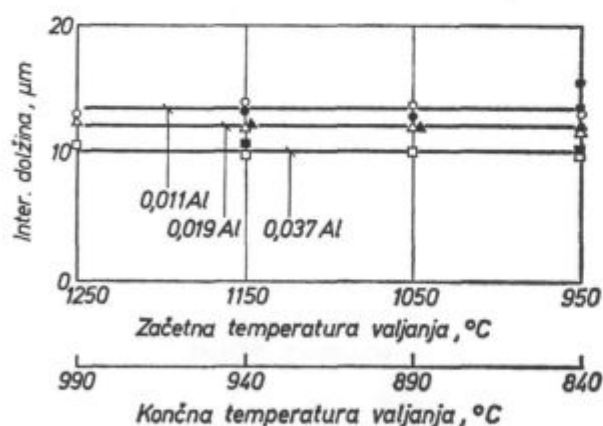
število AZ tem večje, čim bolj se začetna temperatura valjanja približuje neki temperaturi pod topnostjo AlN v avstenitu. Ne vemo, ali naj to razlagamo z vplivom neraztopljenega AlN, ki zmanjšuje količino izločkov, ki zaustavljajo rast AZ pri žarjenju za odkrivanje AZ (3), ali pa z vplivom neraztopljenih izločkov na proces tvorbe AlN med valjanjem.

Razpravo lahko na tem mestu zaključimo z ugotovitvijo, da v jeklih z majhno količino aluminija deformaicjsko inducirana tvorba AlN zaradi vročega valjanja jekla v temperaturnem intervalu nestabilnosti trdne raztopine AlN v avstenitu napravi jeklo nagnjeno k anormalni rasti posamičnih zrn avstenita pri segrevanju pri 920°C. Podobna nagnjenost k rasti zrn se razvije tudi, če jeklo pred valjanjem segrejemo na temperaturo delne topnosti AlN v avstenitu.

Logično se postavlja vprašanje, ali se nagnjenost k rasti AZ lahko zmanjša z normalizacijo, s katero dosežemo, da se izloči ves AlN, ki po temperaturi normalizacije ni topen, to pa po topnostnih produktih znaša najmanj 90 % vsega AlN v jeklu.

Primerjava slik 9 in 10 pove, da žarjenje za normalizacijo (1 uro pri 920°C in ohladitev na zraku) ne spremeni povprečne velikosti AZ in le malo zmanjša nagnjenost posamičnih zrn k anormalni rasti. Torej je predhodna normalizacija le malo učinkovit ukrep za doseg večje homogenosti AZ.

V neki starejši raziskavi (16) smo dognali, da nastanejo manjša AZ, če je bilo konstrukcijsko jeklo z mnogo disperzoidov najprej izločilno žarjeno pri 600°C in nato normalizirano, kot če je bilo jeklo samo normalizirano, čeprav je razlika

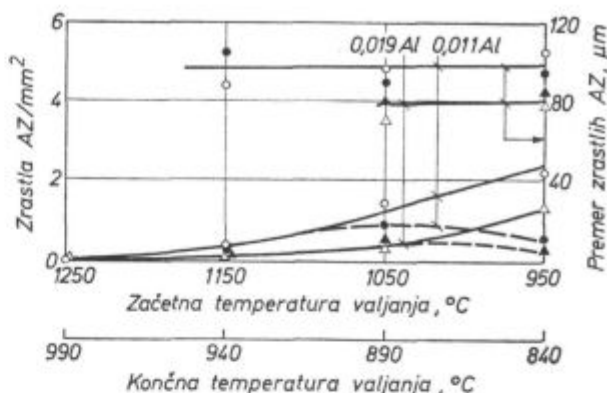


Slika 9

Vpliv temperature valjanja na velikost avstenitnih zrn. Valjani jekli z 0,011 Al in 0,019 Al sta bili najprej normalizirani (1 uro 920°C, ohlajanje na zraku) nato pa enako toplotno obdelani kot na sl. 6.

Fig. 9

Influence of rolling temperature on the size of austenite grains. Rolled steels with 0.011 and 0.019 Al were first normalized (1 hour 920°C, cooled in air), afterwards heat treated as in Fig. 6.



Slika 10

Vpliv temperature valjanja na število zrastlih zrn avstenita in njihov poprečni premer. Isti preizkušanci kot na sl. 9. Jeklo z 0,037 Al ni vrisano, ker se odvisnost pokriva z absciso diagrama.

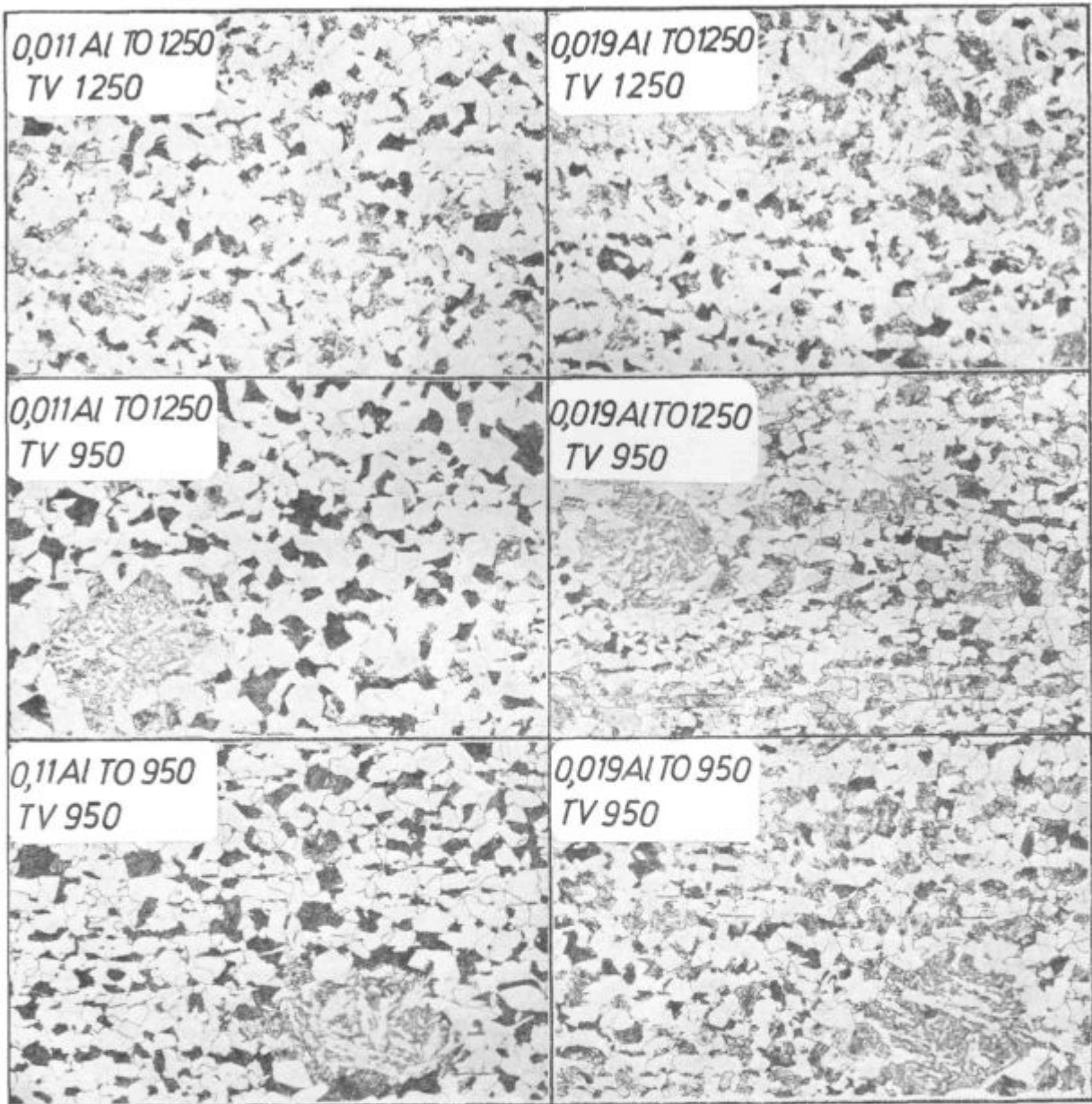
Fig. 10

Influence of rolling temperature on the number of coalesced austenite grains and their average diameter. The same test pieces as in Fig. 9. Steel with 0.037 Al is not plotted, since the relationship overlaps with the abscissa.

v velikosti izločkov po normalizaciji v obeh primerih v mejah določitve. Dognali smo tudi, da ohlajanje po vroči deformaciji (gašenje v vodi ali ohlajanje na zraku) in temperatura vroče deformacije nimata zaznavnega vpliva na velikost AZ. Zaključek je bil, da zrastejo AZ pri enakih drugih pogojih do manjše povprečne velikosti, če jeklo doseže temperaturo normalizacije z afinacijsko komponento v obliki izločkov, ki so manjši od tistih, ki nastanejo pri temperaturi normalizacije, kot če isto jeklo doseže temperaturo normalizacije z veliko afinacijske komponente v trdni raztopini v avstenitu. To implicira sklep, da je hitrost izločanja počasnejša od hitrosti premene. To je logično, izločanje namreč poteka z difuzijskim prenosom na določeno razdaljo, premena pa samo s prenosom preko reakcijske površine.

6. MIKROSTRUKTURA NORMALIZIRANIH JEKEL

Jekla smo segrevali 1 uro pri 920°C in nato kontrolirano ohladili, da bi se izvršila transformacija drobnih enakomernih zrn v poligonalni ferit in perlit ter ev. malo finega bajnita, premena zrastlih zrn avstenita pa v groba banjnitna zrna. Rezultati kažejo, kot je bilo pričakovati, drobnozrnato poligonalno mikrostrukturo, praktično neodvisno od temperature valjanja, v jeklu C, bogatem z aluminijem in mešano mikrostrukturo, drobnozrnato zmes ferita in perlita in velika bajnitna zrna, v jeklih A in B (sl. 11). Število velikih zrn bajnita je večje v jeklu A kot v jeklu B in v obeh jeklih raste, ko se znižuje temperatura valjanja po segrevanju jekel pri 1250°C pred valjanjem. Po direktnem ogrevanju na temperaturo



Slika 11

Pov. 200 \times : Mikrostruktura normaliziranih jekel z 0,011 in 0,019 % Al. TO-temperatura segrevanja pred valjanjem, TV-začetna temperatura valjanja, vse v $^{\circ}$ C.

Fig. 11

Magn. 200 \times : Microstructure of normalized steel with 0.011 and 0.019 Al. TO-temperature of heating before rolling. TV-initial rolling temperature, all in $^{\circ}$ C.

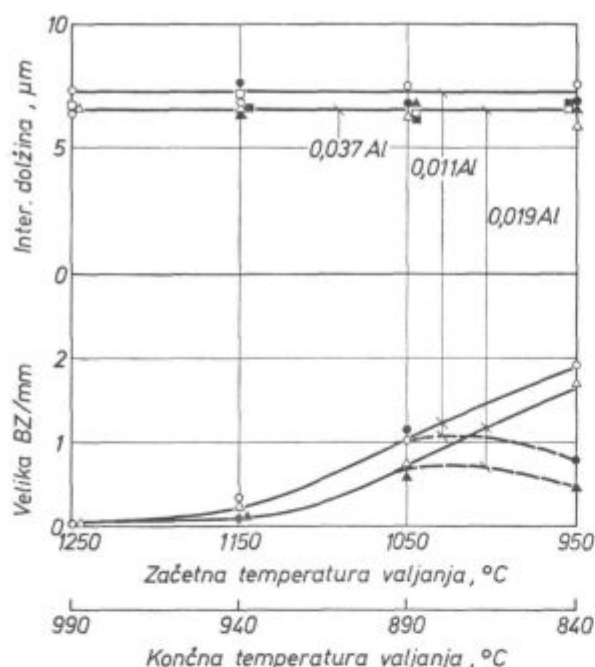
začetka valjanja se največ grobih bajnitnih zrn pojavlja pri temperaturi 1050 $^{\circ}$ C (sl. 12), podobno kot velja za zrastle avstenitna zrna.

7. VELIKOST IN ENAKOMERNOST AVSTENITNIH ZRN V JEKLU Z 0,037 % Al

Da bi preverili, ali je nagnjenost k rasti avstenitnih zrn značilnost jekla z nizkim aluminijem ali pa je splošna posledica deformacijsko inducirane tvorbe izločkov AlN, smo raziskavo dopolnili s preizkusi žarjenja jekla z 0,037 % Al. To jeklo je po 1-urni avstenitizaciji pri 920 $^{\circ}$ C imelo samo

drobna in enakomerna avstenitna zrna in seveda tudi drobno in enakomerno mikrostrukturo v normaliziranem stanju. Pri teh poizkusih smo trajanje žarjenja pri 920 $^{\circ}$ C podaljšali na 8 ur, temperaturo 1-urnega segrevanja pa dvignili do 1020 $^{\circ}$ C. Enakomernost avstenitnih zrn smo opredelili po enostavnejši metodi, tako da smo preverjali število grobih bajnitnih zrn v jeklu, ki je bilo kontrolirano ohlajeno s temperature avstenitizacije.

Po 1 uri segrevanja pri 920 $^{\circ}$ C ima jeklo C zelo drobna in enakomerna zrna iz ferita in perlita (sl. 13). Po 8-urnem ogrevanju pri isti temperaturi opazamo tem več velikih bajnitnih zrn, čim nižja



Slika 12

Vpliv temperature valjanja na poprečno intercepeljsko dolžino in na število grobih bajnitnih zrn (BG) v normaliziranih jeklih z 0,011 Al in 0,019 Al.

Fig. 12

Influence of rolling temperature on the average intercepting length and the number of coarse bainite grains (BG) in normalized steel with 0.011 and 0.019 Al.

je bila temperatura valjanja po segrevanju pred valjanjem na 1250°C in pri temperaturi začetka valjanja 1050°C, ki je bila dosežena z direktnim segrevanjem. Podobne rezultate smo dosegli po segrevanju na temperaturi 950 (sl. 14) in 980°C, po segrevanju pri 1020°C pa so bila vsa zrna velika.

Odvisnost med temperaturo valjanja in številom velikih zrn bajnita na sl. 15, na kateri so zbrane vse meritve na jeklu z 0,037 Al, je zelo podobna tistim, ki jih prikazujejo slike 8, 10 in 12. To pomeni, da je nagnjenost k rasti velikih zrn avstenita, ki je posledica valjanja jekel v temperaturnem intervalu deformacijsko inducirane tvorbe AlN, značilnost jekla neodvisna od količine aluminija v jeklu. V jeklih z malo aluminija pride do rasti AZ pri nižji temperaturi zato, ker je v teh jeklih manj izločkov AlN, ki zavirajo premikanje mej avstenitnih zrn.

8. POIZKUS RAZLAGE VPLIVA TEMPERATURE VALJANJA NA RAST AVSTENITNIH ZRN

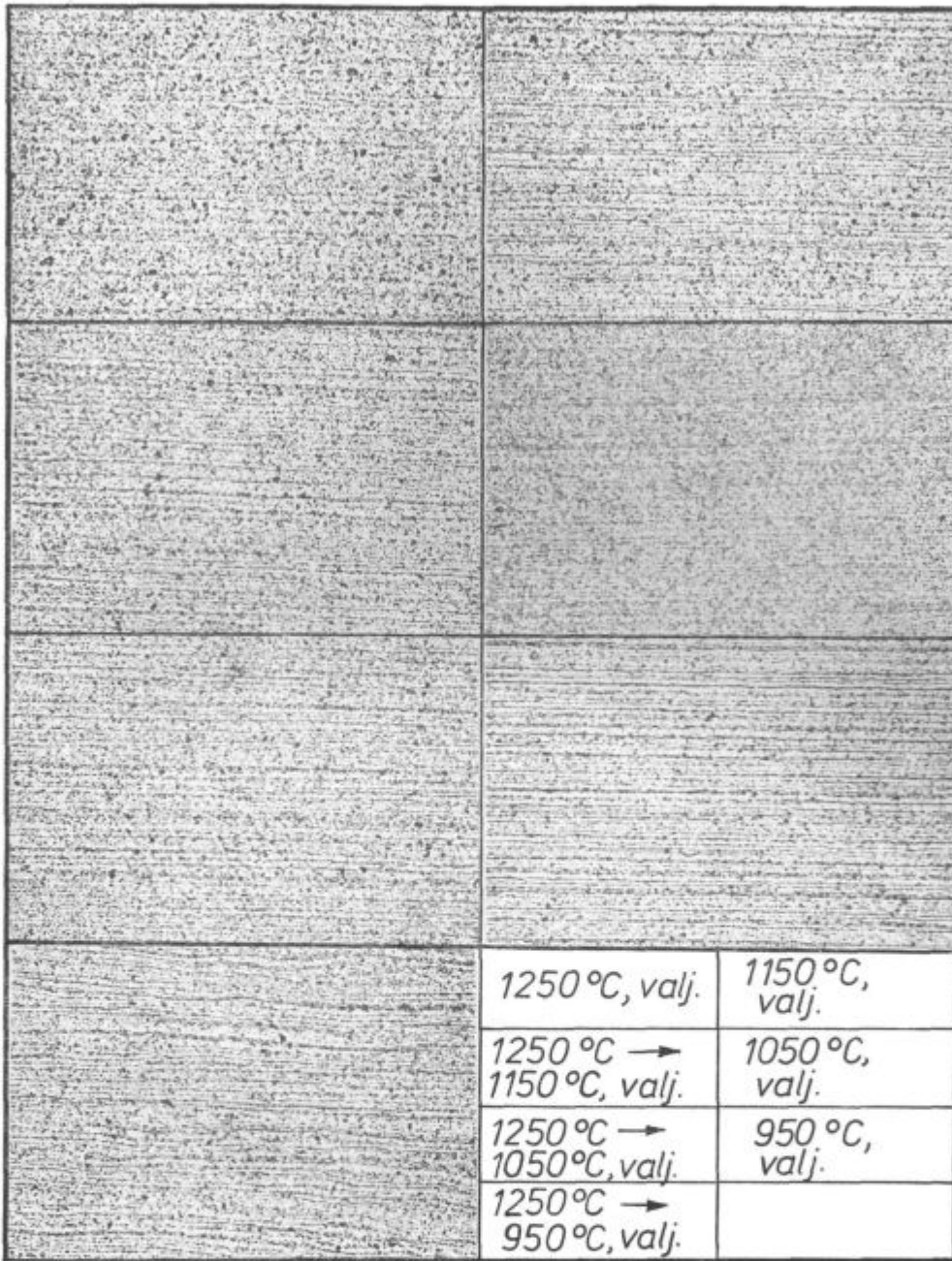
Omenili smo že, da v raziskavi nismo opazovali izločkov. V dosegljivih virih nismo našli nobenih podaktov o vplivu deformacije na velikost izločkov AlN in njihovo medsebojno oddaljenost. Sorazmerno dobro je poznan proces deformacijsko inducirane tvorbe AlN, ki zavirajo premikanje mej avstenitnih zrn.

V deformiranem jeklu je tvorba niobijevega karbonitrida najmanj za red velikosti hitrejša kot v nedeformiranem (ali rekristaliziranim) jeklu. Izločanje med deformacijo pa je hitrejše spet najmanj za red velikosti (6). V več virih je potrjeno, da so izločki niobijevega karbonitrida, ki nastajajo v deformiranem avstenitu, manjši kot izločki, ki nastajajo pri enaki temperaturi v nedeformiranem avstenitu (6, 7, 8, 9, 10). Ugotovljeno je tudi, da je hitrost rasti izločkov v deformiranem avstenitu lahko do tri rede velikosti večja kot v nedeformiranem avstenitu (8, 10). To je verjetno razloga, zakaj med valjanjem z več vtiki velikost izločkov niobijevega karbonitrida zraste v petem vtiku, če je temperatura dovolj visoka in če je zadostna tudi prenasičenost avstenita z niobijevim karbonitridom (7). To tudi lahko razlaga dvojno velikostno porazdelitev izločkov v nekaterih jeklih (10).

Iz tega zgoščenega pregleda lahko sklepamo, da nastajajo sicer v deformiranem avstenitu manjši izločki niobijevega karbonitrida, kot v nedeformiranem jeklu, vendar lahko izločki zrastejo zelo hitro, če jeklo med vtiki ne rekristalizira. Pri tem ostaja niobijev karbonitrid v raztopini v avstenitu ali pa nastanejo le majhni izločki v avstenitu, ki hitro rekristalizira med vtiki. Vemo, da različna zrna avstenita rekristalizirajo različno dolgo po vtiku, zato v jeklu nastajajo izločki z neenakomerno velikostjo.

Deformacijsko inducirana tvorba AlN poteka v istem temperaturnem intervalu kot izločanje niobijevega karbonitrida, poteka v avstenitu podobne sestave in pri tem nastajajo izločki s podobno velikostjo. Zato lahko predpostavljamo, da so zakonitosti podobne. To potrjujejo razpoložljivi izsledki o izločanju AlN v jeklu, ki je bilo valjano z enim vtikom ali deformirano z vrtenjem. V poslednjem delu ugotavljamo, kot smo že omenili, da je količina AlN, ki nastane zaradi deformacijsko inducirane tvorbe AlN, sorazmerna s številom vrtiljav, torej s časom, ko je jeklo v deformiranem stanju in da AlN nastaja v časovnem presledku, ko v nedeformiranem jeklu ni zaznani nobenega izločanja. Nadalje kaže slika 3, da se izloča med valjanjem mnogo več AlN v jeklu, kjer se med valjanjem hitreje tvori tudi niobijev karbonitrid. To je očitno dokaz, da zaviranje ali zaustavitev rekristalizacije avstenita med vtiki močno poveča hitrost izločanja obeh disperzoidnih faz.

Pri segrevanju, s katerim želimo po valjanju odkriti avstenitna zrna, se hitro izloči večina aluminijevega nitrida, ki je ostal v trdni raztopini po valjanju. Topnost AlN v avstenitu pri 920°C v jeklu z 0,02 % Al je le 0,0024 %, kar je manj od 10 % teoretične količine nitrida v jeklih. Kali izločkov nastanejo pri ohlajanju jekla po valjanju in pri ogrevanju na temperaturo normalizacije, zato je precipitacija hitra in nastajajo drobni in enakomerno porazdeljeni izločki. Pri temperaturi segrevanja končno dobimo neenakomerno porazdelitev izločkov AlN, pri čemer so izločki večji na



Slika 13

Pov. 40 ×: Jeklo z 0,037 Al valjano pri različnih temperaturah po segrevanju 1 uro pri 920° C in kontroliranem ohlajanju.

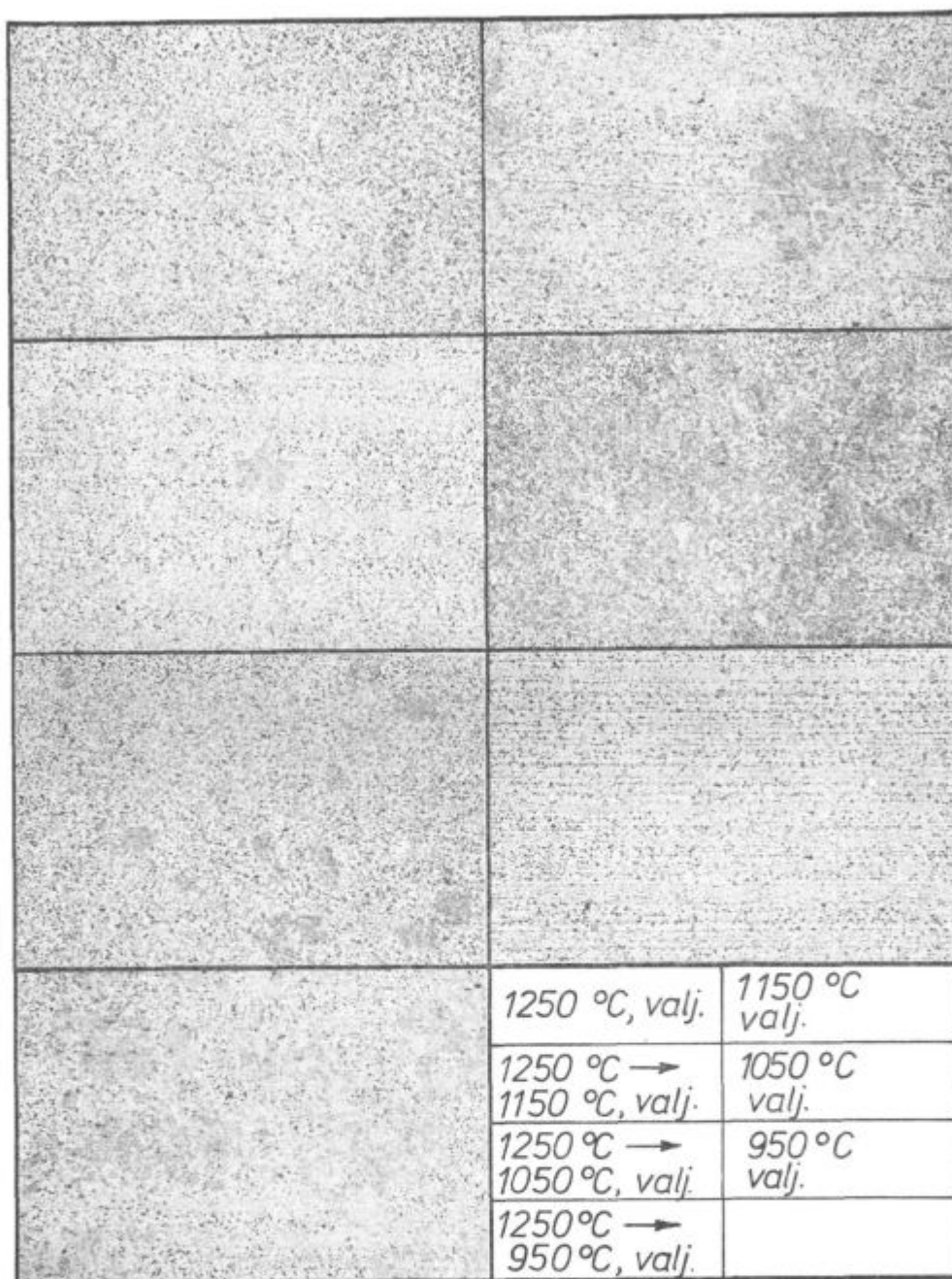
Fig. 13

Magn. 40 ×: Steel with 0.037 Al rolled at various temperatures after annealing 1 hour at 920° C and controlled cooling.

mestih, kjer je avstenit počasneje rekristaliziral pri vročem valjanju, in manjši tam, kjer je jeklo po valjanju ohranilo v raztopini pretežni del AlN.

Pri isti vsebnosti AlN v jeklu je temperatura hitre rasti AZ odvisna od velikosti in medsebojne oddaljenosti precipitativ (3). Velja, da večji precipitativi ustrezajo večjim AZ in nižji temperaturi začetka hitre rasti posamičnih AZ. Zato lahko pričakujemo v področjih, kjer so večji izločki AlN, v povprečju večja AZ, ki lahko dalje rastejo pri nižji temperaturi, kot predvidena teorija (3).

Vpliv temperature valjanja na enakomernost AZ zato lahko razlagamo s prisotnostjo mest z različno velikimi izločki AlN v jeklu, ki je segreto na temperaturo avstenitizacije. Razlog za to neenakomernost precipitativ, to smo že omenili, je deformacijsko inducirana tvorba AlN med valjanjem jekla pri temperaturi nestabilnosti trdne raztopine AlN v avstenitu. Število AZ, ki pri avstenitizaciji zrastejo, je večje pri nižji temperaturi valjanja zato, ker je pri valjanju tedaj večje število zrn avstenita, ki med vtiki ne rekristalizirajo.



Slika 14

Pov. 40 ×: Jeklo z 0,037 Al valjano pri različnih temperaturah po segrevanju 1 uro pri 950° C in kontrolirani ohladitvi.

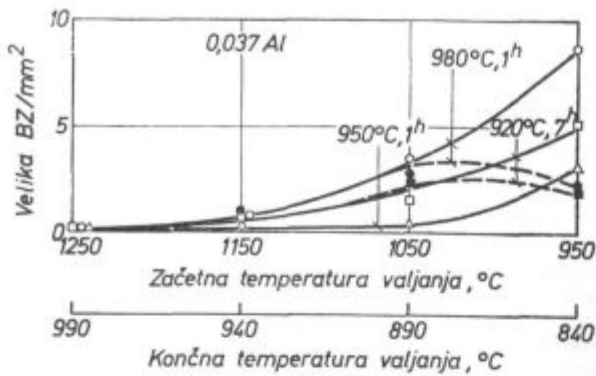
Fig. 14

Magn. 40 ×: Steel with 0.037 Al rolled at various temperatures after annealing 1 hour at 950° C and controlled cooling.

Mehanizem rasti AZ predpisuje, da je število zrastlih zrn pri določeni temperaturi in enaki velikosti izločkov tem večje, čim manj je AlN v jeklu. Zadrževanje avstenitnih mej je namreč tem bolj trdno, čim večje je število izločkov, oz. čim manjši sta njihova velikost in medsebojna oddaljenost. Ko podaljšamo segrevanje pri določeni temperaturi, rastejo AZ zato, ker zrastejo precipitanti in razdalja med njimi. Enako se dogaja, ko temperaturo dvignemo. To je razlaga, zakaj rasti zrn v jeklu, bogatem z aluminijem ni bilo pri 1-urnem

segrevanju do 920° C, ampak šele pri podaljšanju segrevanja na 8 ur ali pa pri višji temperaturi.

Predlagana razlaga vpliva temperature valjanja na velikost AZ se dobro ujema z empirijskimi dognanji v tem delu, pa tudi s podatki, ki jih lahko razberemo iz dosegljivih virov, če upoštevamo jeklo, ki je bilo pred valjanjem segreto nad temperaturo 1250° C, torej nad temperaturo popolne topnosti AlN v avstenitu. Na prvi pogled razlaga ne drži za primer jekla, ki je bilo pred valjanjem



Slika 15

Jeklo z 0,037 Al. Vpliv temperature valjanja na število velikih zrn bajnita (BZ) po žarjenju pri različnih temperaturah in kontrolirani ohladitvi.

Fig. 15

Steel with 0.037 Al. Influence of rolling temperature on the number of coarse bainite grains (BZ) after annealing at various temperatures and controlled cooling.

segreto na nižje temperature, do 1050° C. V tem primeru namreč velikost zrn raste, ko se temperatura segrevanja pred valjanjem dvigne od 950 na 1050° C in se znova zmanjša, ko se temperatura dvigne na 1150° C. Protislovje pa je le navidezno. Upoštevati moramo namreč dva dejavnika: količino AlN, ki se pri segrevanju raztopi v avstenitu, kot merilo količine AlN, ki se pri valjanju nato izloči, in vpliv neraztopljenih izločkov AlN na deformacijsko inducirano tvorbo AlN med valjanjem ter na tvorbo izločkov pri segrevanju, s katerim želimo določiti velikost avstenitnih zrn.

Neraztopljeni izločki AlN znižujejo temperaturo rasti AZ v primerjavi z izločki, ki nastanejo pri temperaturi, pri kateri želimo določiti velikost AZ (3). To je kvalitativno potrdilo za predlagano razlago vpliva temperature valjanja na velikost AZ. V celoti velja, da kombiniran učinek več dejavnikov ustvari izločevalno strukturo valjanega jekla, ki je nagnjena k rasti posamičnih zrn avstenita, če se valjanje jekla začne pod temperaturo popolne topnosti AlN v avstenitu ali če je valjanje sprožila deformacijska tvorba AlN.

SKLEP

Valjanje jekla v temperaturnem intervalu nestabilnosti trdne raztopine AlN v avstenitu je vzrok za deformacijsko inducirano izločanje AlN. To ustvarja v jeklu nagnjenost k rasti avstenitnih zrn pri segrevanju, s katerim želimo odkriti avstenitna zrna. Če je pred valjanjem jeklo segreto na temperaturo, pri kateri se ves AlN raztopi v avste-

nitru, se poveča število avstenitnih zrn tem bolj, čim nižja je temperatura valjanja. Vpliv temperature valjanja na rast avstenitnih zrn smo opazili v jeklih, bogatih in siromašnih z aluminijem, vendar je temperatura začetka rasti posameznih AZ nižja v jeklih z manj aluminija zaradi tega, ker je manjši zadrževalen vpliv izločkov na premikanje avstenitnih mej v teh jeklih.

Predlagamo razlago vpliva temperature valjanja na rast avstenitnih zrn, ki sloni na predpostavki, da valjanje in naslednje ogrevanje za odkrivanje avstenitnih zrn ustvarita v jeklu disperzijo izločkov AlN z različno velikostjo. Večji izločki so tam, kjer so avstenitna zrna med zaporednimi valjalniškimi vtiki počasneje rekristalizirala ali celo niso rekristalizirala, in manjši tam, kjer je avstenit po deformaciji hitro rekristaliziral. Na mestih, kjer so izločki aluminijevega nitrda večji, avstenitna zrna pri ponovnem segrevanju zrastejo na večjo velikost, zato ker je zadrževalni vpliv izločkov na avstenitne meje nasprotno sorazmeren njihovi velikosti.

Izsledki iz tega dela kažejo, da je temperatura valjanja jekla nezanesljivi tehnološki dejavnik, če sta velikost in enakomernost zrn avstenita med kriteriji za oceno kvalitete jekla.

Viri

1. P. König, W. Scholz in H. Ulmer: AE 1961, 32, 541.
2. K. J. Irvine, F. Pickering in T. Gladmann: JISI 1967, 205, 161.
3. T. Gladmann in F. Pickering: JISI 1967, 205, 653.
4. F. Vodopivec: JISI 1972, 210, 664.
5. F. Vodopivec: Met. Tech. 1974, 1, 151.
6. J. J. Jonas in I. Weiss: Met. Sci. 1979, 13, 238.
7. J. Irvine in T. N. Baker: Met. Sci. 1979, 13, 228.
8. I. Weiss in J. J. Jonas: Metal. Trans. A 1980, 11 A, 403.
9. M. J. Luton, R. Dorvel in R. A. Petković: Metall. Trans. A, 1980, 11 A, 411.
10. S. S. Hansen, J. B. Vander Sande in M. Cohen: Metall. Trans. A, 1980, 11 A, 387.
11. P. Eržen: Poročilo Metalurškega inštituta v Ljubljani, 1980.
12. H. F. Beeghly: Anal. Chem. 1949, 21, 1513.
13. A. Osojnik, T. Lavrič in F. Vodopivec: Železarski Zbornik, 1980, 14, 87.
14. F. Vodopivec, bo objavljeno.
15. M. Kmetič, F. Vodopivec in M. Gabrovšek: Železarski Zbornik, 1980, 14, 39.
16. F. Vodopivec in M. Gabrovšek: Härt. Techn. Mitt 1977, 32, 284.
17. F. Vodopivec in J. Megušar: Rudarsko Metalurški Zbornik, 1964, št. 3, 297.
18. V. Prešern in V. Macur: Žel. Zbornik 12, 1978, 17.
19. T. Tanaka in sodelavci: Microalloying 75, Union Carbide Corporation, 1977, 399.

ZUSAMMENFASSUNG

Stähle mit 0,16 % C, 1,2 % Mn, 1 % Cr und 0,011 bis 0,037 % Al sind in einem Temperaturintervall zwischen 1250 und 840° C in sechs Stichen ausgewalzt worden. Während dem Walzen ist nur wenig AlN ausgeschieden worden. Bei niedrigeren Temperaturen rekristallisieren während dem Walzen die einzelnen Austenitkörner nicht. Das ist die Ursache für ein heterogenes, Mikrogefüge des Stahles welcher nach dem Walzen an der Luft abkühlt. Bei niedriger Walztemperatur wird die Korngrösse kleiner, jedoch etwas mehr in Stählen mit höherem Aluminiumgehalt. Bei der Erniedrigung der Walztemperatur wird die Zahl der Austenitkörner, die bei der wiederholten Austenitbildung

nicht normal wachsen um so grösser, je weniger Aluminium enthält der Stahl. Im Stahl mit 0,011 und 0,017 % Al zeigt sich der Einfluss der Walztemperatur auf die Häufigkeit der überdurchschnittlich gewachsenen Austenitkörner schon bei kurzzeitiger Erwärmung bei normalen Einsatzhärtungstemperaturen und im Stahl mit höherem Aluminiumgehalt erst nach längerer Erwärmung, oder bei höheren Temperaturen. Die grössere Neigung zum abnormalen Austenitkornwachstum wegen der Walztemperatur wird durch die Ungleichmässigkeit im Prozess der Verformungsinduzierten Bildung von AlN während dem Walzen erklärt.

SUMMARY

Steel with 0.16 C, 1.2 Mn, 1 Cr and 0.011 to 0.037 Al was rolled in 6 passes in the interval 1250 to 840° C. Small amount of AlN precipitated during the rolling. At lower temperatures single austenite grains do not recrystallize during the rolling. It causes the heterogeneity of the microstructure of steel cooled in air after the rolling. Reduced rolling temperature reduces the grain size, the phenomenon is more pronounced in steel richer in aluminium. The reduced temperature increases the number of austenite grains which grow unnormally in re-austenitisation the more,

the lower is aluminium. In steel with 0.011 and 0.017 Al the influence of the rolling temperature on the frequency of coarsened austenite grains appears already after a short annealing at the normal carburising temperature, while it appears in steel with high aluminium only after a longer annealing and at higher temperatures. The increased propensity to unnormal growth of austenite grains due to the rolling temperature can be explained by the non-uniformity of AlN formation induced by the deformation during the rolling.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

В темп-ом интервале между 1250 и 840° C была выполнена прокатка сталей, легированных с 0,16 C, 1,2 Mn, 1 Cr и 0,011 до 0,037 Al при применении 6-ти пропусков. Во время прокатки выделялась только незначительное количество AlN. При прокатки при более низких темп-ах рекристаллизация отдельных аустенитных зерен не происходит. Причина этого гетерогенность микроструктуры стали в случае, если охлаждение стали после прокатки происходило на воздухе.

При понижении темп-ры прокатки величина зерен уменьшается. При понижении темп-ры увеличивается число аустенитных зерен причем зёрна чрезмерно возрастают при последующей аусте-

нитизации тем более, если в стали меньше алюминия. В стали с содержанием 0,011 и 0,017 % алюминия выражается влияние темп-ры прокатки на учащение чрезмерно выращенных зерен аустенита уже при непродолжительном согревании при нормальных темп-ах цементации. В стали же с большим содержанием алюминия — лишь после продолжительного согревания или при более высоких темп-ах.

Повышение склонности к аномальному увеличению аустенитных зерен в связи с темп-ой прокатки можно объяснить как последствие неоднородности в процессе индуцированного образования AlN во время прокатки.

Temperaturna ovisnost rastvorljivosti ugljika u troskama

UDK: 669.189:669.587.6
ASM/SLA: D5a, D114

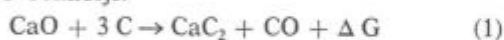
Dragica Šević, D. Čurcija

Rastvorljivost ugljika u troskama u obliku kalcijeva karbida izražena je matematički u temperaturnom intervalu od 1773 K do 1873 K, i parcijalnom pritisku CO, od $p_{CO} = 101,325$ kPa.

Vežanje ugljika u kalcijev karbid preko reakcije sa kalcijevim oksidom, kako je pokazano u radu, ovisi o aktivitetu CaO, bazicitetu troske i temperaturi. Usporedba izvedene jednadžbe s eksperimentom dala je dobre rezultate.

UVOD

U redukcijском periodu topljenja čelika, pri višim vrijednostima baziciteta troske moguće su reakcije stvaranja karbida, prvenstveno karbida kalcija po reakciji:



U radu [1] detaljno je analizirana promijena termodinamičkog potencijala reakcije (1) koja je omogućila da se konstanta ravnoteže te reakcije izrazi u funkciji aktiviteta CaO i baziciteta troske:

$$\log K_p^\ominus = \log \left[\frac{26,106 a_{\text{CaO}}^\ominus}{(0,755 B - 0,04)^3} - 0,96 \right] \quad (2)$$

Ova konstanta ravnoteže određena je na temperaturi 1873 K i pritisku 101,325 kPa. Cilj ovoga rada je da se odredi rastvorljivost ugljika po reakciji (1) u temperaturnom intervalu od 1773 K do 1873 K, jer se u literaturi uglavnom u tome temperaturnom području mogu naći vrijednosti za aktivitete CaO.

TEMPERATURNA OVISNOST RASTVORLJIVOSTI UGLJIKA U TROSKAMA U OBLIKU CaC₂

U radu [2] je izvedena sledeća formula za računanje stvorljivosti ugljika po reakciji (1):

$$[\% \text{C}] = \frac{24 n_{\text{CaO}}}{(K_p + 1)} = \frac{24 n_{\text{CaO}}^*}{(K_p + 1)} a_{\text{CaO}} \quad (3)$$

Znajući konstantu ravnoteže reakcije (1) na temperaturi 1873 K, može se odrediti konstanta na bilo kojoj temperaturi koristeći poznatu Hoffovu jednadžbu:

$$\log K_p^T - \log K_p^\ominus = - \frac{\Delta H (T - 1873)}{19,151 \cdot T \cdot 1873} \quad (4)$$

gdje je ΔH definirana termodinamičkim potencijalom po [2]:

$$\Delta G = 431\,158 - 204,7 T \text{ [J]} \quad (5)$$

Za izraz (3) potrebno je još poznavati zasićenje aktiviteta CaO u sistemu CaO—Al₂O₃, koje prema [3] na pojedinim temperaturama iznosi:

T	zasićenje CaO	n_{CaO}^*
1873 K	61 %	1,089
1823 K	60 %	1,071
1773 K	59,5 %	1,063

Razvijajući izraz (3) po prirodnom logaritmu i uvrštavajući izraze (4) (5) i (6) dobiva se:

$$\begin{aligned} 1873 \\ \ln [\% \text{C}] &= \ln 26,106 + \ln a_{\text{CaO}} - \ln (1 + K_p^\ominus) \\ 1823 \\ \ln [\% \text{C}] &= \ln 25,678 + \ln a_{\text{CaO}} - \\ &\quad - \ln (1 + 2,136 K_p^\ominus) \end{aligned} \quad (7)$$

$$1773 \\ \ln [\% \text{C}] = \ln 25,464 + \ln a_{\text{CaO}} - (1 + 4,764 K_p^\ominus)$$

Razvijajući izraze na desnoj strani u (7) u Taylorov red u okolišu točke K_p^\ominus koja slijedi iz (5) dobiva se za $T = 1873$ K,

$$\begin{aligned} \ln (1 + K_p^\ominus) &= 3,091 + 4,545 \cdot 10^{-2} (K_p^\ominus - 21) - \\ &\quad - \frac{2,066 \cdot 10^{-3}}{2} (K_p^\ominus - 21)^2 \end{aligned} \quad (8)$$

Analogno su razvijeni i drugi izrazi pa u konačnom obliku jednadžbe (7) mogu se pisati:

$$\begin{aligned} 1873 \\ \ln [\% \text{C}] &= 1,581 + \ln a_{\text{CaO}} - 8,884 \cdot 10^{-2} K_p^\ominus + \\ &\quad + 1,033 \cdot 10^{-3} (K_p^\ominus)^2 \\ 1823 \\ \ln [\% \text{C}] &= 0,128 + \ln a_{\text{CaO}} - 4,283 \cdot 10^{-2} K_p^\ominus + \\ &\quad + 2,316 \cdot 10^{-4} (K_p^\ominus)^2 \end{aligned} \quad (9)$$

$$1773 \\ \ln [\% \text{C}] = -1,455 + \ln a_{\text{CaO}} - 1,955 \cdot 10^{-2} K_p^\ominus + 4,786 \cdot 10^{-5} (K_p^\ominus)^2$$

Predstavljajući formule (9) u općem obliku:

$$\begin{aligned} T \\ \ln [\% \text{C}] &= A(T) + \ln a_{\text{CaO}} - B(T) K_p^\ominus + \\ &\quad + C(T) (K_p^\ominus)^2 \end{aligned} \quad (10)$$

analizom se došlo do zaključka da se koeficijenti $A(T)$ u funkciji temperature mogu izraziti linearnom korelacijom u sistemu: $[(1/T) 10^3; A(T)]$.

Pripadna jednadba uz koeficijent korelacije $r = -0,9999362$ glasi:

$$A(T) = -\frac{100\,879}{T} + 55,450 \quad (11)$$

Za koeficijente $B(T)$ i $C(T)$ u funkciji temperature linearna korelacija ne zadovoljava.

Zato je za koeficijente $B(T)$ i $C(T)$ primljena Newtonova interpolaciona formula u prvoj aproksimaciji, koja razvijena poprima oblik:

$$B(T) = -8,884 \cdot 10^{-2} - 4,601 \cdot 10^{-2} \frac{(T-1873)}{50} - \frac{2,273 \cdot 10^{-2} (T-1873)(T-1823)}{2(50)^2} \quad (12)$$

$$C(T) = 1,033 \cdot 10^{-3} + 8,014 \cdot 10^{-4} \frac{(T-1873)}{50} - \frac{6,1766 \cdot 10^{-4} (T-1873)(T-1823)}{2(50)^2} \quad (13)$$

Uvrštavajući u (10) izraze (11), (12) i (13) i nakon uređenja dobiva se formula koja daje temperaturnu ovisnost rastvorenog ugljika u troskama u obliku kalcijeva karbida:

$$\begin{aligned} \ln [\% C] = & -\frac{100\,879}{T} + 55,450 + \ln a_{CaO} + \\ & + (-13,8875 + 1,5882 \cdot 10^{-2} T - 4,546 \cdot 10^{-6} T^2) K_p^\ominus + \\ & + (3,9279 \cdot 10^{-1} - 4,4054 \cdot 10^{-4} T + \\ & + 1,2353 \cdot 10^{-7} T^2) (K_p^\ominus)^2 \quad (14) \end{aligned}$$

Gdje je K_p^\ominus definiran izrazom (2). Bazicitet troske dat je u težinskim postotcima a definiran je kao: $B = \% CaO / (\% SiO_2 + \% Al_2O_3)$.

Stavljajući u (14) $K_p^\ominus = 21,446$ koja slijedi iz (5) dobiva se izraz (14) u prvoj aproksimaciji:

$$\ln [\% C] = -\frac{100\,879}{T} - 61,690 + \ln a_{CaO} + 1,379 \cdot 10^{-1} T - 4,067 \cdot 10^{-5} T^2 \quad (15)$$

U tablici 1. data je usporedba između formula (14) i (15) za troske različitog sastava, u odnosu na eksperimentalne rezultate /4/.

Formula (15) kao aproksimativni izraz jednadbe (14) daje dobre rezultate za temperature 1873 K i 1823 K ali za niske sadržaje SiO_2 . Međutim na temperaturi 1873 K i pri sadržaju SiO_2 od 28 % formula (15) čini veliku grešku. To se može objasniti činjenicom da u formuli (15) nema utjecaja baziciteta troske a time i posredno sadržaja SiO_2 . Formula (15) uzima u obzir samo temperaturu i aktivitet CaO u sistemu $CaO - Al_2O_3$, te konstantu ravnoteže po izrazu (5).

Sa druge strane formula (14) daje točnije rezultate jer u odnosu na izraz (15) uzima u obzir utjecaj baziciteta troske definiran preko konstante ravnoteže u jednadbi (2). Riješenja jednadbe trokomponentnog sistema $CaO - Al_2O_3 - SiO_2$. Tada je aktivitet CaO 0,045 umjesto 0,05 u dvokomponentnom sistemu $CaO - Al_2O_3$. Time jednadba

Tablica 1: Usporedba formula (14) i (15) i eksperimenta (4) u određivanju rastvorljivosti ugljika u troskama u obliku CaC_2 .

Table 1: Comparison between the Equations (14) and (15), and the Experiment (4) in Determining the Carbon Solubility in Slags in Form of CaC_2 .

Temperatura	Sastav troske u tež. %	a_{CaO}	[% C] eksp. u tež. %	[% C] po (14)	[% C] po (15)	Aproksimac. Trećeg reda
1873 K	33,32 CaO 28,0 SiO ₂ 38,68 Al ₂ O ₃	0,05	0,036	0,040	0,053	0,037
1873 K	39,65 CaO 0,12 SiO ₂ 60,23 Al ₂ O ₃	0,125	0,120	0,100	0,133	0,100
1823 K	49,46 CaO 0,24 SiO ₂ 50,30 Al ₂ O ₃	0,340	0,150	0,151	0,154	0,151

(14) daje rastvorljivost ugljika do 0,037 umjesto ranijeg od 0,040. Time je eksperimentalni rezultat gotovo potvrđen.

Prema iznešenoj usporedbi izraz (15) možemo uspješno koristiti za male sadržaje SiO_2 u troskama (do 5 %). Izraz (14) koji je precizniji, možemo uspješno koristiti do 20 % SiO_2 u troskama. Naime taj sadržaj SiO_2 još nije u stanju da direktnije utječe na aktivitet CaO , koji se može uzimati iz sistema $CaO - Al_2O_3$. Za veće sadržaje SiO_2 aktivitet CaO treba se očitavati iz trokomponentnog sistema $CaO - Al_2O_3 - SiO_2$.

Jednadba (14) izvedena je za temperaturni interval od 1773 K do 1873 K, ali uz mogućnost ekstrapolacije može se primijeniti i od 1753 K do 1893 K pri čemu je potrebno poznavati aktivite CaO na tim temperaturama. Ona je ujedno funkcija triju parametara: temperature, aktivite CaO i baziciteta troske. Može se ispitati da li u ovome temperaturnom području postoje vezani ekstremi među ovim parametrima.

Izražavajući rastvoreni ugljik eksplicitno iz (14) i derivirajući po temperaturi može se dobiti relacija za vezani ekstrem između temperature i konstante ravnoteže:

$$\begin{aligned} & 100\,879 + [1,5882 \cdot 10^{-2} (K_p^\ominus)^2 - \\ & - 4,4054 \cdot 10^{-4} (K_p^\ominus)^2] T^2 + [2,4706 \cdot 10^{-7} (K_p^\ominus)^2 - \\ & - 9,092 \cdot 10^{-6} (K_p^\ominus)^2] T^3 = 0 \quad (16) \end{aligned}$$

Da bi riješenje ove kubne jednadbe bilo pozitivno po temperaturi trebaju biti zadovoljene slijedeće nejednadbe:

$$1,5882 \cdot 10^{-2} (K_p^\ominus)^2 - 4,4054 \cdot 10^{-4} (K_p^\ominus)^2 < 0 \quad (17)$$

$$2,4706 \cdot 10^{-7} (K_p^\ominus)^2 - 9,092 \cdot 10^{-6} (K_p^\ominus)^2 < 0 \quad (18)$$

Riješenje nejednadžbe (17) je $K_p^\ominus > 36,1$ dok je riješenje (18) $K_p^\ominus < 36,8$. Unija ovih riješenja

ležala bi u izuzetno širokom intervalu, dakle presijek bi bio u intervalu (36,1 — 36,8). Zato je bolje u uvjetnu jednadžbu uvrstiti konkretnu temperaturu i tražiti vezani ekstrem po K_p^\ominus .

Uvrštavajući u (16) $T = 1873$ K slijedi kvadratna jednadžba $100\,879 - 4025 K_p^\ominus + 77 (K_p^\ominus)^2 = 0$ koja ima konjugirano kompleksna rješenja $K_p^\ominus = 25,8 (1 + i)$. Ono što je bitno, to je da u području svoje primjene izraz (14) nema ekstrema. Međutim to ne znači da se vezani ekstrem ne može pojaviti nekom drugom temperaturnom području.

ZAKLJUČAK

U radu je izvedena formula za računanje rastvorljivosti ugljika u troskama različitog sastava za temperaturni interval od 1773 K do 1873 K. Pri tome se mogu koristiti aproksimacije: prvoga, drugoga i trećega reda, a koja aproksimacija će se kada upotrebiti daje sledeća shema:

Sadržaj SiO_2	Aproksimacija	Uzima u obzir
u tež. % $\text{SiO}_2 < 5\%$	Prvoga reda	Jednadžba (15) i aktivitet CaO u sistemu $\text{CaO-Al}_2\text{O}_3$
$5\% < \text{SiO}_2 < 20\%$	Drugoga reda	Jednadžba (14) i aktivitet CaO u sistemu $\text{CaO-Al}_2\text{O}_3$
$\text{SiO}_2 > 20\%$	Trećega reda	Jednadžba (14) i aktivitet CaO u sistemu $\text{CaO-Al}_2\text{O}_3\text{-SiO}_2$

U radu su date primjene izvedene jednadžbe (tablica 1.) u odnosu na eksperimentalne rezultate gdje je potvrđeno dobro slaganje eksperimenta i teorije.

Sto se tiče vezanih ekstrema jednadžbe (14) dobiven je izraz (16) koji može dati pozitivna rješenja po temperaturi samo u slučaju da je zadovoljena bar jedna od nejednadžbi (17) ili (18). Po rješenjima nejednadžbi koeficijenti uz T^2 i T^3 ne mogu biti istovremeno obadva negativna. Naime dok je jedan koeficijent negativan drugi je pozitivan i obratno. Za slučaj $K_p^\ominus \cong 36$ koeficijenti postaju jednaki nuli uz T^2 i T^3 a eventualni uski presijek rješenja nejednadžbi u uskom intervalu (36,1 — 36,8) K_p^\ominus je »lažno« rješenje koje se javlja kao posljedica razvoja u Taylorov red i Newtonove interpolacione formule.

Uvrštavajući u (16) vrijednost $K_p^\ominus = 29,596$ a to je konstanta ravnoteže reakcije (1) za slijedeći sastav troske 49,46 % CaO, 0,24 % SiO_2 i 50,30 % Al_2O_3 i $T = 1873$ K dobiva se:

$$100\,879 + 7,997 \cdot 10^{-2} T^2 - 5,035 \cdot 10^{-5} T^3 = 0 \quad (19)$$

Rješenja kubne jednadžbe su: $T_1 = 2060$ K, $T_2 = -22$ K i $T_3 = -450$ K. Vidimo da je samo prvo rješenje blisko intervalu (1773 — 1873) K a da ostala dva rješenja nemaju ni fizičkog značenja.

Ovdje treba napomenuti da bi eventualno rješenje jednadžbe (16) koje bi ležalo u intervalu (1773 — 1873) K značilo postojanje nekog relativnog maksimuma koji sa stanovišta prakse vjerovatno ne bi imao većega značenja. Naime sa porastom temperature vrlo brzo raste rastvorljivost ugljika i teško je vjerovati da bi za isti bazicitet troske rastvorljivost bila recimo veća na $T = 1823$ K od rastvorljivosti na temperaturama 1873 K ili 1900 K.

Literatura

1. D. Sević, D. Čurčija, *Železarski Zbornik*, 16 (1982) N° 3.
2. Čujko N. M., *Izvestija Černaja metalurgija* (1977) N° 7.
3. Eliot, Glejzer, Ramakrišina, *Termohimija staleplavilnih procesov*, Metalurgija, Moskva 1969, s. 194i 197.
4. Ponomarenko A. G., Kozlov Ju. E., *Izvestija ANSSSR Metali* (1974) N° 5.

ZUSAMMENFASSUNG

Im Artikel wird eine Gleichung ausgeführt welche die Ausrechnung der Löslichkeit von Kohlenstoff in Schlacken in Form von Kalziumkarbid für den Temperaturbereich von 1773 K bis 1873 K und einem Druck von 101,325 k Pa ermöglicht. Die Gleichung wird im Text unter Nr (14) dargestellt.

Der gelöste Kohlenstoff wird in Gewichtsprozenten wiedergegeben, die Konstante K_p^\ominus wird für die Temperatur 1873 K angegeben:

$$K_p^\ominus = \left[\frac{26.106 a_{CaO}^\ominus}{(0.755 B - 0.04)^2} - 0.96 \right]$$

in der Gleichung bedeutet:

$B = (\% \text{ CaO}) / (\% \text{ SiO}_2 + \% \text{ Al}_2\text{O}_3)$ — Schlackenbasizität a_{CaO}^\ominus ist die CaO Aktivität im System $\text{CaO} - \text{Al}_2\text{O}_3$ für die Schlacken mit einem SiO_2 gehalt höher als 20 %. Die ausgeführte Gleichung hat im Vergleich, zu den Experimentellen Werten gute Ergebnisse gegeben.

SUMMARY

The equation was deduced which enables the calculation of carbon solubility in slags in form of calcium carbide for the temperature region between 1773 K and 1873 K, and the pressure $p_{CO} = 101.325$ kPa. The dissolved carbon is given in weight percents, and the constant K_p^\ominus is defined as ($T = 1873$ K):

$$K_p^\ominus = \left[\frac{26.106 a_{CaO}^\ominus}{(0.755 B - 0.04)^2} - 0.96 \right]$$

where $B = (\% \text{ CaO}) / (\% \text{ SiO}_2 + \% \text{ Al}_2\text{O}_3)$, i. e. slag basicity, while a_{CaO}^\ominus is the CaO activity in the $\text{CaO}-\text{Al}_2\text{O}_3$ system for slags with less than 20 % SiO_2 , or CaO activity in the $\text{CaO}-\text{Al}_2\text{O}_3-\text{SiO}_2$ system for slags with over 20 % SiO_2 . The deduced equation (14) gave good agreement with the experimental results.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

В работе выведено уравнение, которое позволяет вычислить растворимость углерода в шлаках в форме карбида кальция для температурного интервала от 1773 K до 1873 K и давление $P_{CO} = 101,325$ кПа по уравнению (14) в тексте.

Растворимый углерод приведен в весовых процентах, а константа K_p^\ominus , определена в виде: ($T = 1873$ K)

$$K_p^\ominus = \left[\frac{26,106 a_{CaO}^\ominus}{(0,755 B - 0,04)^2} - 0,96 \right]$$

при $B = (\% \text{ CaO}) / (\% \text{ SiO}_2 + \% \text{ Al}_2\text{O}_3)$, основность шлака, между тем как a_{CaO}^\ominus означает активность CaO в системе $\text{CaO} - \text{Al}_2\text{O}_3$ для шлаков в содержании менее чем 20 % SiO_2 относительно активность в системе $\text{CaO} - \text{Al}_2\text{O}_3 - \text{SiO}_2$ для шлаков в содержании SiO_2 над 20 %.

Выведенное уравнение в отношении на экспериментальные данные дало хорошие результаты.

Vsebina XVI. letnika *Železarskega zbornika*

	stran		stran
Rodič Jože, M. Lečnik, A. Zalesnik, I. Gros, S. Hrnčič — Železarna Ravne		Arh Joža — Železarna Jesenice	
Jekla za pnevmatska orodja — osnovne lastnosti in zagotavljanje kakovosti	1	Tehnologija izdelave jekla v Jeklarni II Železarne Jesenice	57
Bratina Janez — Železarna Ravne		Prešern Vasilij — Metalurški inštitut Ljubljana	
Gospodarnost vodno hlajenih kablov pri elektro-obločnih pečeh	9	Teoretična analiza procesov pri vpihovanju CaSi v ponev — I. del	65
Grešovnik Ferdo — Železarna Ravne		Mlakar Franc, V. Tucić — Železarna Store	
Rentgenska strukturna analiza površinske plasti jekla	15	Raziskave za termično obdelavo valjev iz indefinitne litine	71
Arh Joža — Železarna Jesenice		Zalar Bogdan, B. Potočki, I. Wohinz — Metalurški inštitut Ljubljana	
Drugo posvetovanje o kontinuirnem vlivanju pod naslovom: Continuous Casting Conference 1981		Študija možnosti izkoriščanja filtrskih in sorodnih prahov iz pretaljevalnih agregatov barvnih kovin in zlitin bogatih na cinku	79
Linz 12.—16. oktobra 1981	21	Kveder Aleksander, J. Žvokelj — Metalurški inštitut Ljubljana	
Vodopivec Franc		Vpliv bora na mikrostrukturo in lastnosti jekel	85
Mednarodna konferenca: Advances in the Physical Metallurgy and Application of Steel,		Kveder Aleksander — Metalurški inštitut Ljubljana	
Liverpool 21.—24. septembra 1981	23	Mehko žarjenje, stopnja sferoidizacije strukture in vpliv legirnih elementov	95
Koroušić Blaženko — Metalurški inštitut Ljubljana		Vodopivec Franc — Metalurški inštitut Ljubljana	
Kisikova sonda — novi koncept pri kontroli in meritvah toplotehničnih procesov — I. del	29	A. Rodič, J. Rodič — Železarna Ravne	
Uranc Franc — Železarna Ravne		Raziskava vpliva temperature valjanja na mikrostrukturo krommanganovega jekla za cementacijo	111
Vpliv pretaljevanja pod žlindro in kaljenja v solni kopeli na lastnosti visokotrdnega jekla Č 5432-VCNMo 200	37	Sevič Dragica, D. Čurčija — Metalurška fakulteta Sisak	
Uranc Franc — Železarna Ravne		O topnosti ogljika v žlindrah	123
Zboljšanje žilavosti jekel s kaljenjem v vroči kopeli	45		
Sevič Dragica, D. Čurčija — Metalurška fakulteta Sisak			
O topnosti ogljika v žlindrah	53		

Odgovorni urednik: Jože Arh, dipl. inž. — Clani dr. Jože Rodič, dipl. inž., Franc
Mlakar, dipl. inž., dr. Aleksander Kveder, dipl. inž.,
Darko Bradaškja, 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: ZPSŽ — Železarna Jesenice, 64270 Jesenice, tel. št. 81-341
int. 800 — Tisk: TK »Gorenjski tisk«, Kranj

VSEBINA

UDK: 669.14.018.298
ASM/SLA: CN-g, EG-j 40

Metalurgija — konstrukcijska jekla — Vpliv bora

A. Kveder, J. Zvokelj

Vpliv bora na mikrostrukturo in lastnosti jekel

Železarski zbornik 16 (1982) 4 s 85—93

Vpliv bora na lastnosti nizkoogljicnih konstrukcijskih jekel. Rezultati so prikazani kot mehanske lastnosti in s posnetki mikrostruktur.

Avtorski izvleček

UDK: 621.785.33; 669-151
ASM/SLA: I23, EG-P, N82

Metalurgija — dušik v jeklu — sferoidizacija

A. Kveder

Mehko žarjenje, stopnja sferoidizacije strukture in vpliv legirnih elementov

Železarski zbornik 16 (1982) 4 s 95—109

Raziskovan je bil vpliv časa, temperature, načina ohlajevanja in vpliv legirnih elementov (N, Al, Cr) na hitrost sferoidizacije pri mehkem žarjenju.

Avtorski izvleček

UDK: 669.14.018.292; 621.771-01
ASM/SLA: F 23, 1—66; CN, 3—71

Metalurgija — valjanje — mikrostruktura — cementacijsko jeklo

F. Vodopivec, A. Rodič, J. Rodič

Raziskava vpliva temperature valjanja na mikrostrukturo krom manganovega jekla za cementacijo

Železarski zbornik 16 (1982) 4 s 111—122

Jeklo z 0.16 C, 1.2 Mn, 1 Cr in 0.011 do 0.037 Al, temperatura valjanja med 1250 in 840° C. Med valjanjem se izloča le malo AlN. Pri nizki temperaturi valjanja je mikrostruktura bolj fino zrnata, vendar je manj enakomerna, večje pa je tudi število austenitnih zrn, ki nadpoprečno zrastejo pri ponovni austenitizaciji. Vpliv temperature valjanja se pokaže v jeklu z malo aluminija pri austenitizaciji pri normalni temperaturi cementacije, v jeklu z mnogo Al pa šele pri višjih temperaturah cementacije.

Avtorski izvleček

UDK: 669.189:669.587.6
ASM/SLA: D5a, D114

Metalurgija — topljenje čelika — troske — kalcijev karbid

D. Sević, D. Čurčija

Temperaturna odvisnost rastvorljivosti ugljika u troskama

Železarski zbornik 16 (1982) 4 s 123—126

Izvedena je jednačba temperaturne rastvorljivosti ugljika u troskama različitog sastava u temperaturnom intervalu od 1773 K do 1873 K.

U usporedbi sa eksperimentalnim rezultatima na temperaturama 1873 K i 1823 K izvedena jednačba dala je dobre rezultate. Rastvoreni ugljik koji se pri višim bazicitetima troske veže u obliku kalcijeva karbida prikazan je kao funkcija: temperature, aktiviteta CaO u sistemu CaO-Al₂O₃ i baziciteta troske. Izvedena jednačba u intervalu od 1773 K do 1873 K nema vezanih ekstrema između navedenih parametara.

Avtorski izvleček

INHALT

UDK: 621.785.33; 669-151
ASM/SLA: I23, EG-P, N82

Metallurgie — Stickstoff im Stahl — Weichglühen

A. Kveder

Weichglühen, Einformungsgrad der Karbide im Gefüge und der Einfluss der Legierungselemente

Zelezarski zbornik 16 (1982) 4 S 95—109

Der Einfluss der Zeit, der Temperatur der Abkühlungsart, wie der Einfluss der Legierungselemente (N, Al, Cr) auf die Geschwindigkeit der Einformung von Karbiden beim Weichglühen ist untersucht worden.

Auszug des Autors

UDK: 669.14.018.298
ASM/SLA: CN-g, EG-J 40

Metallurgie — Konstruktionsstähle — Einfluss von Bor

A. Kveder, J. Žvokelj

Einfluss von Bor auf das Mikrogefüge und die Eigenschaften von Stahl

Zelezarski zbornik 16 (1982) 4 S 85—93

Einfluss von Bor auf die Eigenschaften der Kohlenstoffarmen Konstruktionsstähle. Die Ergebnisse sind als Werte der mechanischen Eigenschaften und durch die Gefügebildungen dargegeben.

Auszug des Autors

UDK: 669.189:669.587.6
ASM/SLA: D5a, D114

Metallurgie — Erschmelzung von Stahl — Schlacken — Kalziumkarbidbildung

D. Šević, D. Čurčija

Temperaturabhängigkeit der Löslichkeit von Kohlenstoff in Schlacken

Zelezarski zbornik 16 (1982) 4 S 123—126

Eine Gleichung für die Temperaturabhängigkeit der Löslichkeit von Kohlenstoff in Schlacken verschiedener Zusammensetzung im Temperaturintervall von 1773 K bis 1873 K ist ausgeführt worden.

Im Vergleich zu den Experimentellen Werten bei den Temperaturen von 1873 K und 1823 K, sind mit der ausgeführten Gleichung gute Ergebnisse erhalten worden. Der gelöste Kohlenstoff bindet sich bei höherer Schlackenbasizität als Kalziumkarbid in der Schlacke und wird als eine Funktion: der Temperatur, der CaO Aktivität im System CaO — Al₂O₃ und der Schlackenbasizität gezeigt. Die ausgeführte Gleichung hat im Intervall von 1773 K bis 1873 K zwischen den genannten Parametern keine gebundene Extreme.

Auszug des Autors

UDK: 669.14.018.292; 621.771-01
ASM/SLA: F 23, 1—66; CN, 3—71

Metallurgie — Walzen — Mikrogefüge — Einsatzstahl

F. Vodopivec, A. Rodič, J. Rodič

Untersuchungen über den Einfluss der Walztemperatur auf das Mikrogefüge eines Chrom-Mangan Einsatzstahles

Zelezarski zbornik 16 (1982) 4 S 111—122

Die Stahlzusammensetzung: 0,16 % C, 1,2 % Mn, 1 % Cr und 0,011 bis 0,037 % Al; die Walztemperatur: zwischen 1250 und 840° C. Während dem Walzen wird nur wenig AlN ausgeschieden. Bei niedriger Walztemperatur ist das Mikrogefüge feiner jedoch ungleichmässiger, grösser wird auch die Zahl der Austenitkörner, die bei der wiederholten Austenitsierung überdurchschnittlich aufwachsen. Der Einfluss der Walztemperatur zeigt sich im Stahl mit wenig Aluminium bei der Austenitsbildung bei normalen Einsatzhärtungstemperaturen und im Stahl mit höherem Aluminiumgehalt erst bei höheren Einsatzhärtungstemperaturen.

Auszug des Autors

CONTENTS

<p>UDK: 669.14.018.298 ASM/SLA: CN-g, EG-j 40</p> <p>Metallurgy — Structural Steel — Influence of Boron</p> <p>A. Kveder, J. Zvokelj</p> <p>Influence of Boron on the Microstructure and Properties of Steel Zelezarski zbornik 16 (1982) 4 S 85—93</p> <p>Influence of boron on the properties of low-carbon structural steel. Results are presented as mechanical properties and pictures of microstructures.</p> <p style="text-align: right;">Author's Abstract</p>	<p>UDK: 621.785.33; 669-151 ASM/SLA: I23, EG-P, N82</p> <p>Metallurgy — Nitrogen in Steel — Spheroidisation</p> <p>A. Kveder</p> <p>Soft Annealing, Degree of Spheroidisation of Structure, and Influence of Alloying Elements Zelezarski zbornik 16 (1982) 4 S 95—109</p> <p>Influence of time, temperature, way of cooling and influence of alloying elements (N, Al, Cr) on the spheroidisation rate in soft annealing was investigated.</p> <p style="text-align: right;">Author's Abstract</p>
<p>UDK: 669.14.018.292; 621.771-01 ASM/SLA: F 23, 1—66; CN, 3—71</p> <p>Metallurgy — Rolling — Microstructure — Carburising Steel</p> <p>F. Vodopivec, A. Rodič, J. Rodič</p> <p>Investigation on Influence of Rolling Temperature on the Microstructure of Chromium-Manganese Carburising Steel Zelezarski zbornik 16 (1982) 4 S 111—122</p> <p>Steel with 0.16 C, 1.2 Mn, 1 Cr, and 0.011 to 0.037 Al, rolling temperature 1250 to 840° C. During rolling only small amount of AlN is precipitated. At lower rolling temperatures the microstructure is finer but less uniform, greater is also the number of austenite grains which overgrow in reaustenitisation. Influence of rolling temperature appears in low-aluminium steel during austenitisation at normal carburising temperature while in high-carbon steel only at higher carburising temperatures.</p> <p style="text-align: right;">Author's Abstract</p>	<p>UDK: 669.189:669.587.6 ASM/SLA: D5a, D114</p> <p>Metallurgy — Steelmaking — Slags — Calcium Carbide</p> <p>D. Sević, D. Čurčija</p> <p>Temperature Influence on the Solubility of Carbon in Slags Zelezarski zbornik 16 (1982) 4 S 123—126</p> <p>The equation for temperature influence on the solubility of carbon in slags with various compositions and for the temperature interval 1773 to 1873 K was deduced.</p> <p>Comparison with the experimental results at 1873 and 1823 K gave good agreement. The dissolved carbon which is bound in slag with higher basicity in form of calcium carbide is presented as a function of: temperature, CaO activity in the CaO-Al₂O₃ system and the slag basicity. The obtained equation in the 1773 to 1873 K interval has no bound extremes between the mentioned parameters.</p> <p style="text-align: right;">Author's Abstract</p>

СОДЕРЖАНИЕ

UDK: 621.785.33; 669-151
ASM/SLA: I23, EG-P, N82

Металлургия — азот в стали — сфероидизация

A. Kveder

Неполный отжиг, степени сфероидизации структуры и влияние легирующих элементов.

Zelezarski zbornik 16 (1982) 4 С 95—109

Исследовано влияние времени, температуры, способа охлаждения и влияние легирующих элементов (N, Al, Cr) на быстроту сфероидизации при неполном отжиге стали.

Автореф.

UDK: 669.14.018.298
ASM/SLA: CN-g, EG-j 40

Металлургия — конструкционные стали — влияние бора

A. Kveder, J. Žvokelj

Влияние бора на микроструктуру и свойства сталей.

Zelezarski zbornik 16 (1982) 4 С 85—93

Рассмотрено влияние бора на свойства малоуглеродистых конструкционных сталей. Приведены результаты механических свойств с приложением снимков микроструктур.

Автореф.

UDK: 669.189:669.587.6
ASM/SLA: D5a, D114

Металлургия — выплавка стали — шлаки — карбид кальция.

D. Šević, D. Čurčija

Температурная зависимость растворимости углерода в шлаках.

Zelezarski zbornik 16 (1982) 4 С 123—126

Изложено уравнение для температурной растворимости углерода в шлаках различного состава в температурном интервале между 1773 К и 1873 К.

При сравнении с экспериментальными результатами при температурах 1873 К и 1823 К приведенное уравнение дало хорошие результаты.

Растворенный углерод, который при более высоких основностях шлака соединен в форме карбида кальция, приведен как функция температуры, активности CaO в системе CaO — Al₂O₃/ для SiO₂ < 20 %, относительно для SiO₂ свыше 20 % в системе CaO — Al₂O₃-SiO₂ и основность шлака.

Выведенное уравнение в примененном интервале не имеет связанных крайних значений между приведенными параметрами.

Автореф.

UDK: 669.14.018.292; 621.771-01
ASM/SLA: F 23, 1—66; CN, 3—71

Металлургия — прокатка — микроструктура — цементуемая сталь.

F. Vodopivec, A. Rodič and J. Rodič

Исследование влияния температуры прокатки на микроструктуру хромомарганцовистой стали для цементации.

Zelezarski zbornik 16 (1982) 4 С 111—122

С прокаткой при температурах между 1250 и 840°С рассмотрено микроструктурное поведение хромомарганцовистой стали с содержанием 0,16 % С, 1,2 % Mn, 1 % Cr и от 0,011 до 0,037 % Al. Во время прокатки выделяется только незначительное количество AlN. При прокатки при низкой температуре микроструктура более мелкозернистая, хотя менее равномерная. Отмечено также увеличение числа аустенитных зерен, которое чрезмерно увеличивается при последующей аустенитизации. Влияние температуры прокатки выражается в стали с незначительным содержанием алюминия при аустенитизации при нормальной температуре цементации, а в стали с большим содержанием алюминия только при более высоких температурах цементации.

Автореф.

