

Vpliv stopnje predelave na lastnosti konti jekla

UDK: 621.771.016:620.183:620.184

ASM/SLA: F 23 p, P, D 92

D. Kmetič,¹ F. Vodopivec,¹ F. Vizjak,² F. Haler²

Stopnja predelave je pri proizvodih, izvaljanih iz kontinuirno ulitih gredic, bistveno manjša, kot če so ti izvaljani iz konvencionalnega jekla, ulitega v ingote. Razlikovati moramo stopnjo predelave, ki je potrebna za odpravo notranjih napak, in stopnjo predelave, od katere sta odvisni mikrostruktura in lastnosti jekla.

1. UVOD

V Železarni Štore že nekaj let izdelujejo kvalitetna jekla za predelovalno industrijo po postopku konti litja. Zato je pomembno, da opredelimo uporabnost konti jekel, ki je odvisna od stopnje predelave.

Konti jeklo ima v litem stanju določene značilnosti in nekatere od njih so vzrok za slabšo kvaliteto jekel. To so predvsem notranje razpoke, porozna sredina in neugodna porazdelitev večjih nekovinskih vključkov. Te napake se pri zadostni stopnji vroče predelave večinoma zavaljajo, oz. tako porazdelijo po preseku, da ne vplivajo na uporabnost jekla.

Stopnja predelave vpliva tudi na mikrostrukturo jekla. Zato mora minimalna stopnja predelave zagotoviti rekristalizirano mikrostrukturo s potrebno velikostjo primarnih in sekundarnih kristalnih zrn. Za velikost kristalnih zrn je pomembna predvsem stopnja predelave po zadnjem ogrevanju za valjanje, končna temperatura valjanja in hitrost ohlajanja po koncu valjanja.

Iz teh razlogov je potrebno obravnavati stopnjo predelave z več stališč:

— eno je stopnja predelave, ki zagotavlja odpravo notranjih napak ali njihovo zmanjšanje na mejo, ki ne vpliva na uporabnost jekla,

— drugo je minimalna stopnja predelave, ki zagotavlja rekristalizirano strukturo s potrebno velikostjo kristalnih zrn,

— tretje je hitrost ohlajanja po valjanju; pri počasni hitrosti ohlajanja rekristalizirana zrna avstenita lah-

ko nezanemarljivo zrastejo, zaradi česar je bolj groba tudi mikrostruktura v valjanem stanju.

2. EKSPERIMENTALNO DELO

Na osnovi proizvodnega programa Železarne Štore smo za preiskave izbrali naslednje vrste jekel:

— cementacijski jekli Č. 1221 in Č. 4320

— jekla za poboljšanje Č. 1431, Č. 1531 in Č. 4830

— vzmetni jekli Č. 2331 in Č. 4230

Kemična sestava jekel je prikazana v tabeli 1.

Časovno-temperaturni pogoji valjanja na valjarniški progi ne dovoljujejo, da bi istočasno zajeli stopnjo predelave, potrebno za zmanjšanje notranjih napak na sprejemljivo mejo, in minimalno stopnjo redukcije, ki zagotavlja ustrezno velikost primarnih in sekundarnih kristalnih zrn.

Homogenost jekel smo opredelili v litem in valjanem stanju. Brušene gredice, dimenzije 100 × 100 mm, smo v devetih vtikih zvaljali v palice Ø 36 mm. Homogenost valjancev smo zasledovali na vzorcih, ki smo jih prestregli po tretjem, petem, sedmem in zadnjem vtiku. Gredice so bile pred valjanjem ogrete na 1150 °C. Temperature valjancev pri vtikih, kjer smo rezali vzorce, so se med seboj le malo razlikovale, ker je valjanje potekalo brez zastojev. Dimenzije valjancev, stopnja redukcije in njihove povprečne temperature pri teh vtikih so prikazane v tabeli 2.

Tabela 2

Vtik	Dimenzija valjanca (mm)	Stopnja redukcije	Temperatura valjanca (°C)
3	100 × 100	—	1150
5	65 × 65	2,4:1	1060
7	49 × 49	4,2:1	1050
9	40 × 40	6,3:1	990
9	Ø36	9,8:1	960

Tabela 1: kemična sestava jekel v odstotkih

Oznaka	Vrsta jekla	C	Si	Mn	P	S	Cr	V	Nb	Cu
1	Č.1221	0.17	0.34	0.44	0.013	0.027	—	—	—	0.24
2	Č.4320	0.14	0.26	1.0	0.015	0.019	0.85	—	0.02	0.18
3	Č.4320	0.17	0.28	1.03	0.017	0.015	1.04	—	—	0.11
4	Č.1431	0.33	0.34	0.65	0.013	0.045	—	—	—	0.33
5	Č.1531	0.43	0.40	0.68	0.011	0.013	—	—	—	0.16
6	Č.1531	0.46	0.33	0.56	0.011	0.023	—	—	—	0.30
7	Č.4830	0.50	0.28	0.82	0.008	0.011	0.94	0.15	—	0.25
8	Č.2331	0.58	1.50	0.81	0.008	0.019	—	—	—	0.16
9	Č.4230	0.64	1.34	0.57	0.011	0.027	0.48	—	—	0.20

1 SŽMetalurški Inštitut

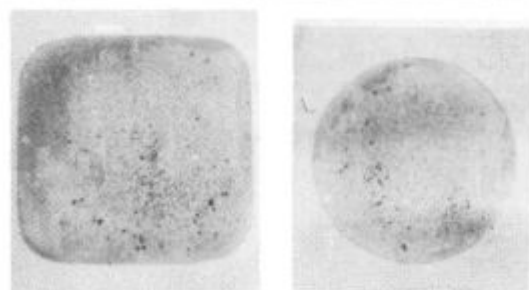
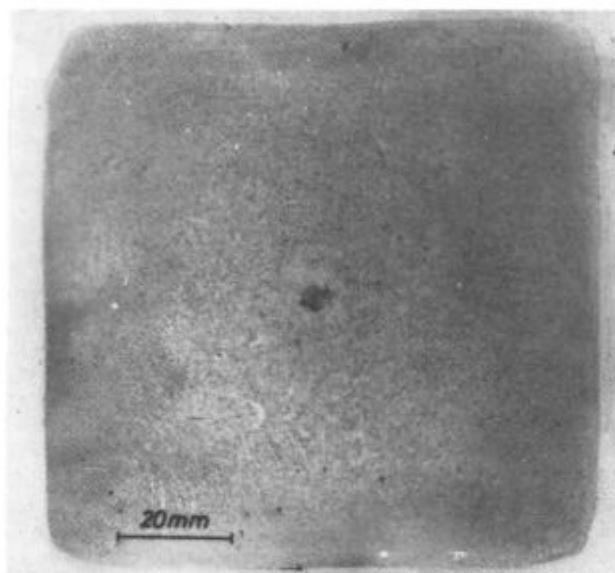
2 SŽ Železarna Štore

Na vzorcih smo pri stopnjah redukcije 2,4:1 in 9,8:1 določili, kako različna stopnja predelave vpliva na velikost avstentitnih zrn in na normalizirano mikrostrukturo.

Velikost avstentitnih zrn, rast avstentitnih zrn po rekristalizaciji in vpliv primarne strukture na normalizirano pa smo analizirali na vzorcih, skovanih na 8×16 mm, ki smo jih po 30 % deformaciji v temperaturnem intervalu od 1200 do 900°C takoj gasili v vodi oz. zadržali na deformacijski temperaturi in nato ohladili.

3. HOMOGENOST JEKEL

Baumannovi odtisi so pokazali, da gredice nimajo izrazitega likvacijskega kvadrata. Večji sulfidni ali kompleksni vključki se najpogosteje pojavljajo ob tisti strani, kjer je talina dalj časa tekoča, in sicer na meji med hitro strjeno robno in transkristalno cono. Posamezne večje vključke smo opazili tudi na sredini, pogosteje v porozni sredini, in ob radialnih razpokah (sl. 1, 2). Pri valjanju se oblika vključkov spremeni.



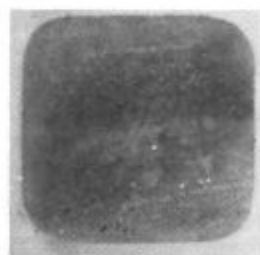
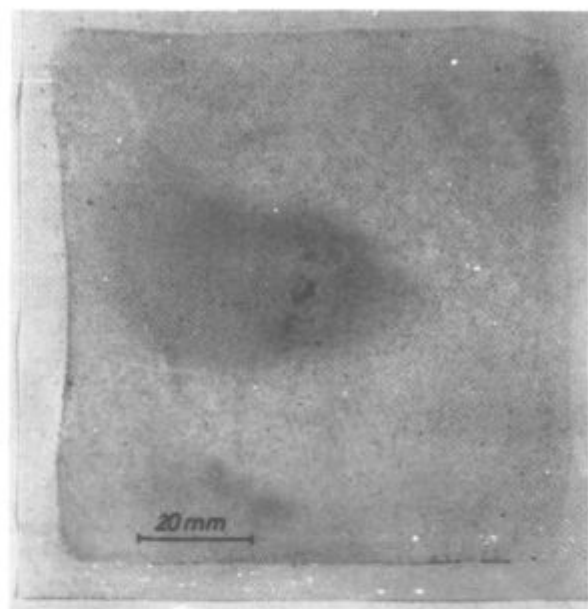
Slika 1

Baumannovi odtisi lite gredice in valjancev po sedmem in devetem vtiku — jeklo Č. 4320 (vzorec 2)

Fig. 1

Sulphur printing of cast billet and the rollings after the seventh and the ninth pass — Č. 4320 steel (sample 2)

Ker se razpotegnejo v smeri deformacije, se njihova debelina zmanjša, razporeditev vključkov po preseku pa se bistveno ne spremeni, le v posameznih primerih se zaradi toka materiala v kalibrih vključki premaknejo



Slika 2

Baumannovi odtisi lite gredice in valjancev po tretjem in sedmem vtiku — jeklo Č. 1221

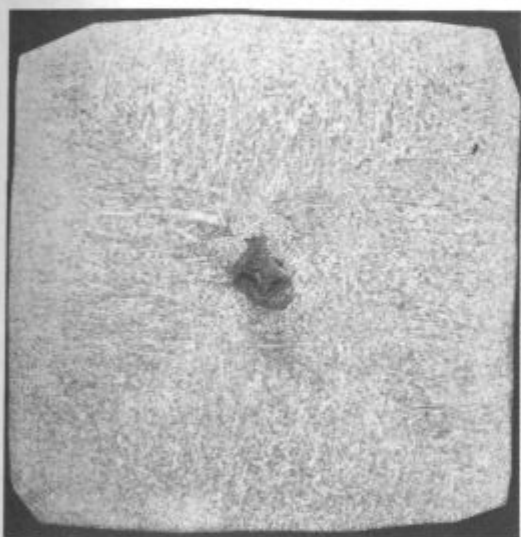
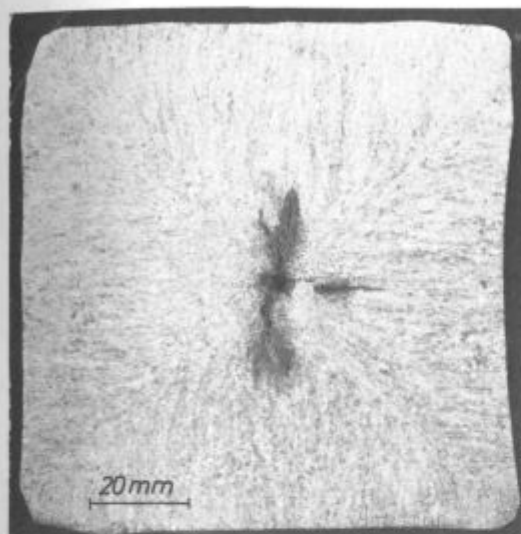
Fig. 2

Sulphur printing of cast billet and the rollings after the third and the seventh pass — Č. 1221 steel

proti površini. Če so vključki zbrani ob porozni sredini ali ob radialnih razpokah, lahko ostane ta razporeditev vidna tudi do končne dimenzije valjancev (sl. 2).

Na jedkalnih ploščah so se še močneje odkrile iste napake kot na Baumannovih odtisih, dobro pa se vidijo tudi kristalizacijske značilnosti. Gredice so brušene, zato je na površini le tanka cona globularnih kristalov, ki se nadaljuje v približno 10 mm debelo plast drobnih podolgovatih kristalov, ki so že pravokotno usmerjeni

na površino. Tej hitro strjeni plasti sledijo veliki stebrasti kristali transkristalne cone. Oblika teh con, pa tudi cone poligonalnih kristalov na sredini gredic, je odvisna od pogojev strjevanja in vrste jakla, zato je pri vzorcih različno izrazita (sl. 3). Pri valjanju se lita struktura



Slika 3

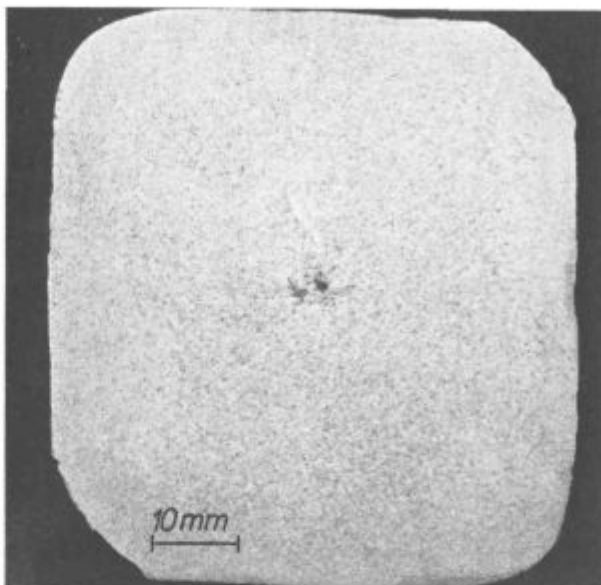
Makrostruktura litih gredic jekel Č. 1221 in Č. 2331

Fig. 3

Macrostructure of cast billets of Č. 1221 steel and Č. 2331 steel

že po tretjem vtiku močo zabriše, ali pa je sploh več ne opazimo, odvisno od tega, kako izrazito je bila izoblikovana transkristalna cona. Po petem vtiku, ko znaša stopnja redukcije 4,2:1, pa lite strukture ne opazimo v nobenem primeru (sl. 4, 5).

Večina jedkalnih plošč ima porozno sredino in tudi radialne razpoke so pogoste. Makrojedkanje vzorcev, odrezanih med valjanjem, je pokazalo, da se radialne razpoke in porozna sredina hitro zavarijo. Že pri stopnji redukcije 2,4:1 teh napak večinoma nismo več opazili, vendar pa je gostota in velikost nekovinskih vključkov na teh mestih pogosto večja. Na nekaterih valjancih se po tretjem, petem, sedmem in tudi po zadnjem



Slika 4

V makrostrukturi valjanca se po tretjem vtiku opazijo znaki lite strukture (Č. 2331)

Fig. 4

In the macrostructure of the rolling after the third pass, the remnants of the cast structure can be seen (Č. 2331)

vtiku vidi, kot da se po sredini vlečejo razpoke (sl. 5, Č. 1221). Natančnejši pregled z biokularnim mikroskopom je pokazal, da je na teh mestih gostota jamic, ki so nastale pri makrojedkanju, nekajkrat večja kot sicer po ostalem vzorcu. Tudi na obrusih, ki smo jih naredili na teh mestih, nismo opazili nobenih razpok. Ta mesta ne predstavljajo diskontinuitete materiala, pač pa le mesta, bogata z nekovinskimi vključki in oligoelementi, ki se zato močneje jedkajo. Prave razpoke nastanejo v valjancih le na mestih, kjer je površina razpok ali porozne sredine pri ogrevanju gredic oksidirala in se zato pri valjanju niso zavarila.

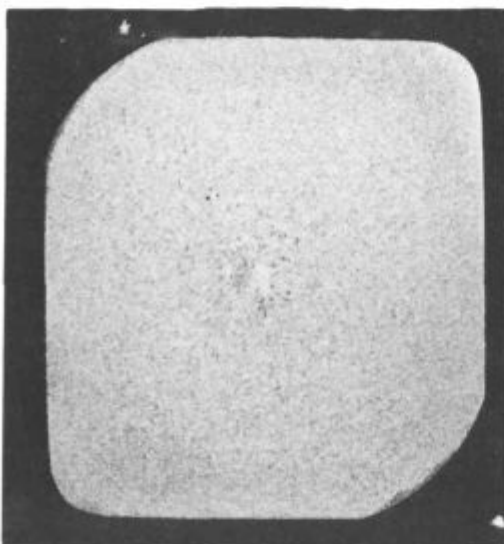
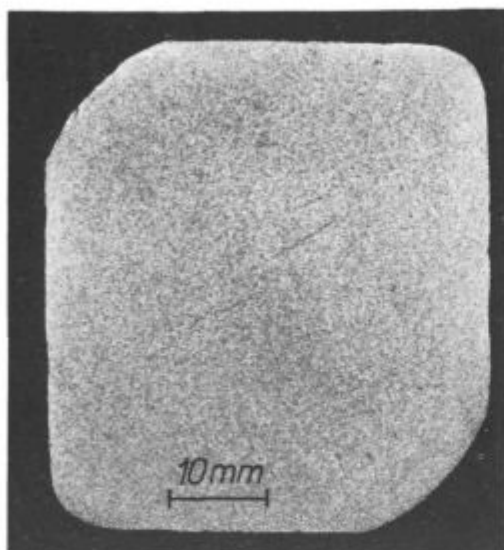
Razporeditev nekovinskih vključkov na meji med robno in transkristalno cono, ob porozni sredini in radialnih razpokah kažejo, da pri valjanju ne pride do opaznejše prerazporeditve materiala po preseku valjanca. Le v posameznih primerih privede tok materiala večje nekovinske vključke na površino ali tik pod njo (sl. 6). Oblika radialnih razpok, porozne sredine in gostota vključkov se od mesta do mesta močno spreminjajo in so različne tudi pri različnih jeklih. To kaže, da so te značilnosti odvisne predvsem od pogojev litja.

4. MIKROSTRUKTURA JEKEL

Lastnosti jekel so odvisne od homogenosti gredic, ki je odvisna od kvalitete litja in stopnje predelave, pa tudi od velikosti primarnih ali sekundarnih kristalnih zrn, glede na to, kako je bilo jeklo toplotno obdelano.

Na vzorcih, odrezanih med valjanjem, je težko odkriti austenitna zrna. Da bi ugotovili, kako različna stopnja redukcije vpliva na velikost avstentnih in normaliziranih zrn, smo vzorce jekel, zvaljanih pri različnih stopnjah redukcije, toplotno obdelali pri istih temperaturah kot trgalne preizkušance.

Velikost avstentnih zrn je odvisna od stopnje predhodne deformacije. Pri stopnji predelave, manjši od



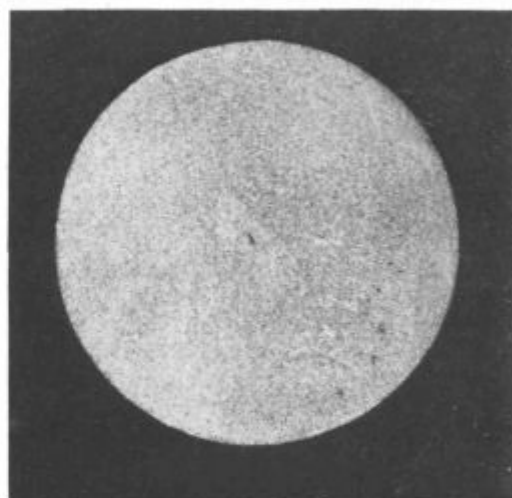
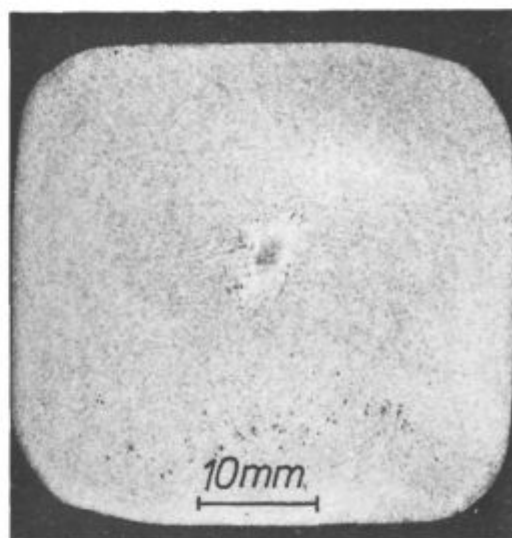
Slika 5
Makrostruktura valjancev jekel Č. 1221 in Č. 2331 po petem vtiku

Fig. 5
Macrostructure of the rollings of Č. 1221 and Č. 2331 steel after the fifth pass

5:1, je mikrostruktura nehomogena in avstenitna zrna se med seboj razlikujejo za nekaj razredov ASTM (sl. 7). Mikrostrukturni pregled vzorcev je pokazal, da valjanci do te stopnje redukcije niso enakomerno deformirani po celem preseku. Temperature so pri začetnih redukcijah visoke in avstenitna zrna lahko občutno zrastejo. Tudi izceje vplivajo na izoblikovanje mikrostrukture. Vse to toliko vpliva na mikrostrukturo, da ta kljub ponovnemu ogretju vzorcev ni enakomerna. Pri večji stopnji redukcije pa je velikost avstentnih zrn po preseku enakomernejša, pri čemer moramo upoštevati tudi nižje končne temperature valjanja. Tudi pri vzorcih, ki smo jih normalizirali, se v mikrostrukturi pozna vpliv stopnje predhodne deformacije in končne temperature valjanja. Če je ta manjša od 5:1, so pri cementacijskih jeklih normalizirana zrna večja kot pri vzorcih, ki so bili valjani pri večjih stopnjah deformacije, in s tem tudi pri

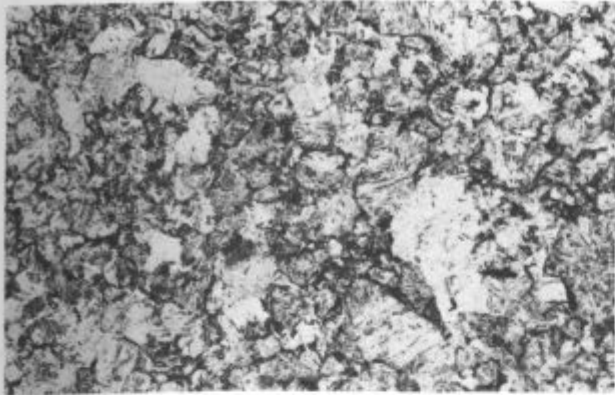
nižjih temperaturah. Pri jeklu Č. 4320 pa je bistveno drugačna tudi porazdelitev feritnih in perlitnih področij. Sele pri večjih stopnjah deformacije dobimo trakasto strukturo, ki je sicer značilna za to jeklo, ni pa nujna (sl. 8). Tudi pri jeklih za poboljšanje in vzmetnih jeklih se stopnja deformacije odraža v strukturi nehomogenosti, to je v različni velikosti posameznih zrn.

Na osnovi teh preiskav lahko zaključimo, da je pri jeklih, ki so predelana do take stopnje, da so napake, ki izhajajo iz izdelave jekla, toliko zmanjšane, da ne vplivajo na lastnosti jekla, in da je lita struktura deformirana do take stopnje, da pri toplotni obdelavi nič več ne vpliva na izoblikovanje mikrostrukture, odvisna velikost avstenitnih in tudi sekundarnih zrn od temperature zadnje deformacije. Stopnja deformacije pa mora biti večja od 15 %, da dobimo rekristalizirano strukturo. Povprečne končne temperature valjanja so pri dimenziji 49 × 49 mm (stopnja redukcije 4,2:1), ki bi, kot so pokazale preiskave, že lahko prišla v poštev kot polizdelek,



Slika 6
Makrostruktura valjancev jekla Č. 4830 po sedmem in devetem vtiku

Fig. 6
Macrostructure of the rollings of Č. 4830 steel after the seventh and the ninth pass

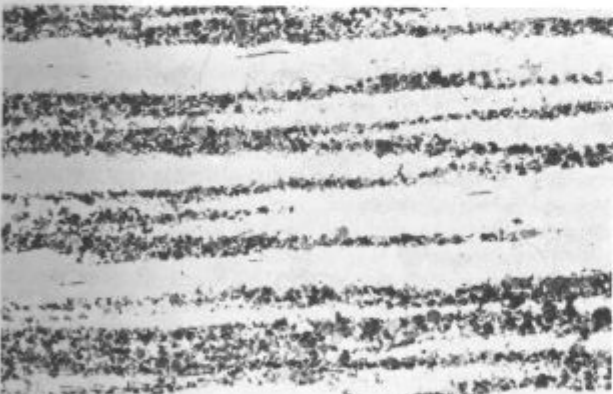
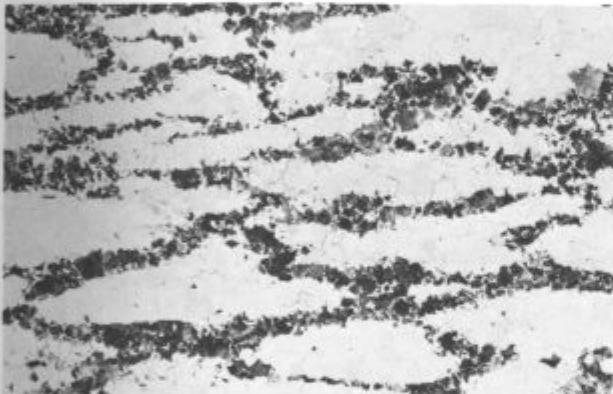


Slika 7

Austenitna zrna na vzorcu jekla Č. 1221 po stopnji redukcije 2,4:1 (pov. 100 ×)

Fig. 7

Austenite grains on the sample of Č. 1221 steel after the 2.4 to 1 reduction (magn. 100 ×)



Slika 8

Normalizirana mikrostruktura jekla Č. 4320 (vzorec 2). Stopnja redukcije je znašala 2,4:1 in 9,8:1 (pov. 100 ×)

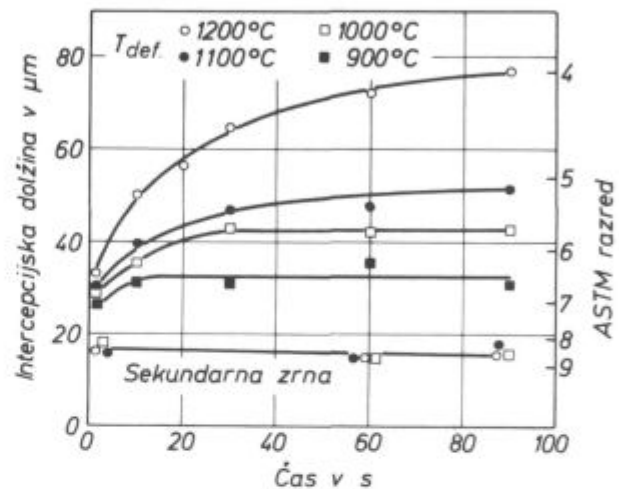
Fig. 8

Normalized microstructure of Č. 4320 steel (sample 2). Reductions were 2,4 to 1 and 9.8 to 1. Magn. 100 ×.

1050°C. Valjanci, zvaljani na končno dimenzijo, pa so imeli povprečno temperaturo 960°C. V tem temperaturnem intervalu je rast kristalnih zrn že počasna, oz. se, kot so pokazale meritve ohlajanja vzorcev preseka

45 × 45 mm, valjanci hitro ohladijo na tako temperaturo, kjer je rast zrn že precej počasna. Upoštevati pa moramo, da imajo ta jekla malo aluminija. Pri cementacijskih in konstrukcijskih jeklih se uporablja kot afinator 0.01 do 0.025 % Al. Ta količina aluminija, vezanega v nitrid, zagotavlja velikost avstentnih zrn najmanj razred 5 po ASTM klasifikaciji. Preiskana jekla imajo aluminij na spodnji meji željene vsebnosti ali pod njo.

Velikost in rast avstentnih zrn po deformaciji smo določili po metodi linearne intersepcije na vzorcih, ki smo jih po avstentizaciji pri 1200°C deformirali (30 %) v temperaturnem intervalu 1200 do 900°C in nato zadržali na temperaturi deformacije. Struktura po rekristali-

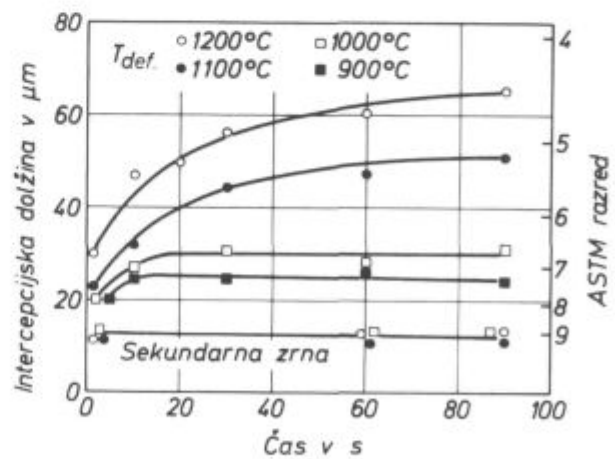


Slika 9

Odvisnost velikosti primarnih in sekundarnih kristalnih zrn od temperature deformacije in zadržanja na deformacijski temperaturi za jeklo Č. 1221 (vzorec 1)

Fig. 9

Relationship between the size of the primary and the secondary crystal grains, and the deformation temperature and the holding time at the deformation temperature for Č. 1221 steel (sample 1)



Slika 10

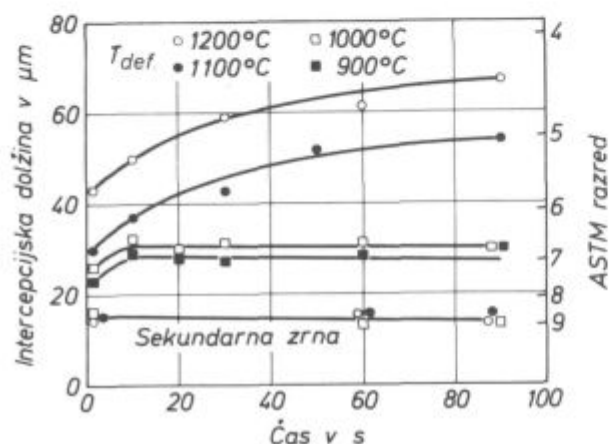
Odvisnost velikosti primarnih in sekundarnih kristalnih zrn od temperature deformacije in zadržanja na deformacijski temperaturi za jeklo Č. 4320 (vzorec 3)

Fig. 10

Relationship between the size of the primary and the secondary crystal grains, and the deformation temperature and the holding time at the deformation temperature for Č. 4320 steel (sample 3)

zaciji ni stabilna, pač pa zrna rastejo. Rast avstentnih zrn v odvisnosti od časa zadržanja na temperaturi deformacije je za nekatera jekla prikazana na slikah 9 do 12. Potek krivulj je pri vseh jeklih podoben. Takoj po deformaciji so avstentna zrna največja na vzorcih, deformiranih pri 1200°C, in se zmanjšujejo s padajočo temperaturo deformacije. Rast zrn je pri izotermnem zadržanju najintenzivnejša pri 1200°C in zrna v 90 sekundah zrastejo za 2 razreda ASTM (sl. 13), pri 1100°C pa je proces rasti že precej počasnejši. Pri 1000°C in 900°C zrna le malo zrastejo, proces pa se izvrši hitro in je po 30 sek. velikost zrn praktično nespremenjena.

Pri meritvah velikosti normaliziranih zrn nismo opazili, da bi bila ta pogojena z velikostjo avstentnih zrn, če smo vzorce deformirali nad 1000°C (sl. 14, 15). Odsto-

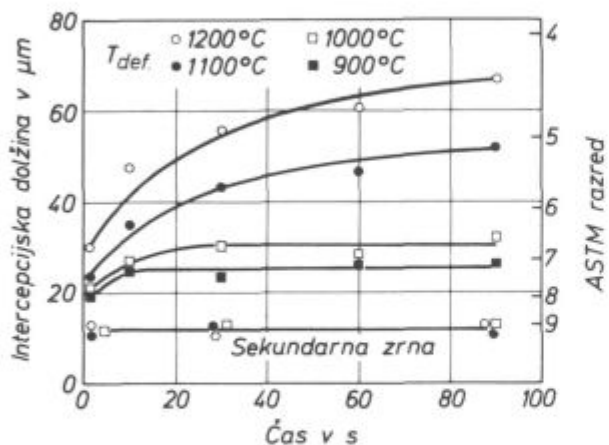


Slika 11

Odvisnost velikosti primarnih in sekundarnih kristalnih zrn od temperature deformacije in zadržanja na deformacijski temperaturi za jeklo Č. 1531 (vzorec 6)

Fig. 11

Relationship between the size of the primary and the secondary crystal grains, and the deformation temperature and the holding time at the deformation temperature for Č. 1531 steel (sample 6)

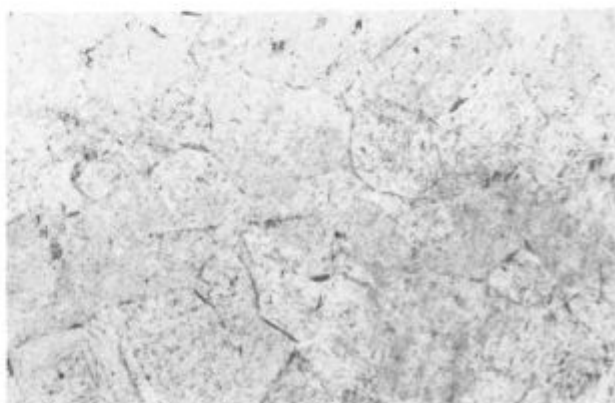
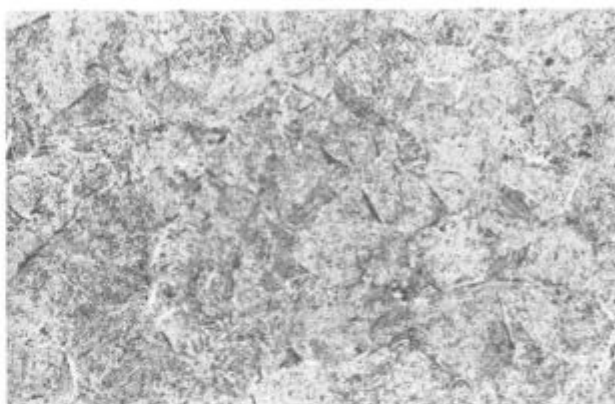


Slika 12

Odvisnost velikosti primarnih in sekundarnih kristalnih zrn od temperature deformacije in zadržanja na deformacijski temperaturi za jeklo Č. 2331 (vzorec 8)

Fig. 12

Relationship between the size of the primary and the secondary crystal grains, and the deformation temperature and the holding time at the deformation temperature for Č. 2331 steel (sample 8)



Slika 13

Austenitna zrna na vzorcih jekla Č. 2331 po takojšnjem gašenju v vodi po deformaciji pri 1200 °C in po 60 sek. zadržanju na deformacijski temperaturi (pov. 100 ×)

Fig. 13

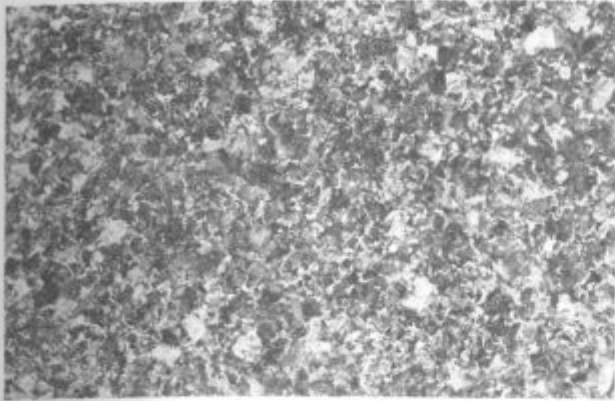
Austenite grains in the samples of Č. 2331 steel after immediate quenching in water after the deformation at 1200 °C, and after 60 sec. holding on the deformation temperature. Magn. 100 ×.

panja so v mejah merilnih napak. Do take odvisnosti pride verjetno zaradi velike predhodne deformacije, saj smo preizkuse naredili na vzorcih, ki smo jih po valjanju skovali v palice 8 × 16 mm.

Pri vzorcih, deformiranih pri 900°C, se v strukturi pojavljajo večja perlitna zrna. Temperatura začetka rasti posameznih avstentnih zrn se znižuje s padanjem vsebnosti aluminija (14). Rast avstentnih zrn zadržujejo le drobni dispergirani izločki AlN, ki pa jih je v teh jeklih malo. Na mestih, kjer jeklo pri valjanju počasi ali pa sploh ne rekristalizira in zrna v deformiranem stanju dosežejo transformacijsko temperaturo, nastanejo večji izločki kot v področjih hitre rekristalizacije. Pri ponovnem ogrevanju jekla na takih mestih torej ni izločkov, ki bi uspešno ovirali migracijo kristalnih mej in tudi v tem primeru zrastejo kristalna zrna do večje velikosti. Iz teh razlogov tudi normalizacija ne zagotovi homogene strukture.

5. MEHANSKE LASTNOSTI JEKEL

Natezne preizkušance smo pripravili v vzdolžni smeri valjancev, ki smo jih odrezali po tretjem, petem in sedmem vtiku in iz valjanih palic. Želeli smo ugotoviti, kako različna stopnja deformacije, od katere je, kot smo ugotovili v 3 in 4 točki tega dela, odvisna homoge-

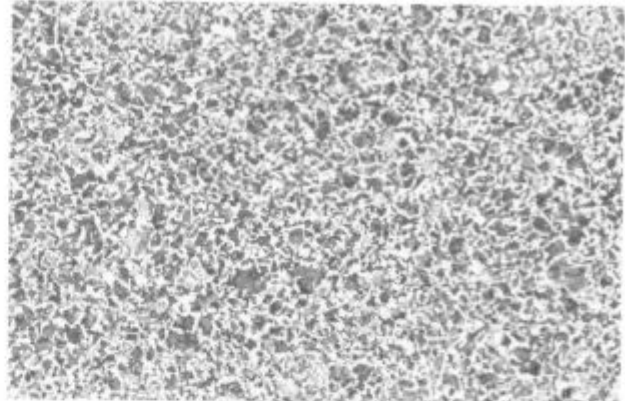


Slika 14

Normalizirana struktura vzorcev jekla Č. 2331 deformiranih pri 1200 °C in 900 °C. Po deformaciji so bili vzorci gašeni v vodi (pov. 100 ×)

Fig. 14

Normalized structure of Č. 2331 steel samples deformed at 1200 °C and 900 °C. After the deformation the samples were quenched in water (magn. 100 ×)



Slika 15

Normalizirana mikrostruktura vzorcev jekla Č. 1531 deformiranih pri 1200 in 900 °C. po deformaciji so bili vzorci gašeni v vodi (pov. 100 ×)

Fig. 15

Normalized microstructure of Č. 1531 steel samples deformed at 1200 °C, and 900 °C. After the deformation the samples were quenched in water (mang. 100 ×)

nost jekla in tudi mikrostruktura, vpliva na mehanske lastnosti jekel.

Mehanske lastnosti vzorcev jekel v normaliziranem in poboljšanim stanju so prikazane v tabelah 3 in 4. Vrednosti meje plastičnosti in natezne trdnosti se sicer med seboj malo razlikujejo. Odstopanja so večinoma v mejah normalnega raztrosa in le pri nekaterih jeklih opazimo tendenco, da imajo večje vrednosti vzorci z večjo stopnjo predelave. To je razumljivo, ker so razlike v povprečni velikosti kristalnih zrn vzorcev s stopnjo predelave 2,4:1 in 9,8:1 manjše od razreda ASTM. Natezna trdnost jekla se opazneje izboljša, če znašajo razlike v velikosti zrn več kot za razred ASTM. Pri raztežku in kontrakciji je vpliv stopnje predelave očitnejši, vendar so razlike tudi pri teh lastnostih zelo majhne.

6. ZAKLJUČEK

Pregledi Baumannovih odtisov in jedkalnih plošč litih gredic so pokazali, da imajo gredice bolj ali manj porozno sredino z radialnimi razpokami. Površinske razpoke so na brušenih gredicah redke. Porozna sredina in notranje razpoke se pri valjanju hitro zavarijo in teh napak po tretjem vtiku pri stopnji redukcije 2,4:1 nismo opazili. Jekla nimajo izrazitega likvacijskega kvadrata, močneje pa se jedka porozna sredina gredic in

mesta ob radialnih razpokah. Na teh mestih je več nekovinskih vključkov in jeklo je bogatejše z oligoelementi. Tok materiala je pri valjanju tak, da pride le redko do večje prerazporeditve materiala po preseku valjancev.

Pri valjanju se lita struktura že po tretjem vtiku močno zabriše ali pa je sploh več ne opazimo, odvisno od tega, kako izrazita je bila transkristalna cona. Pri petem vtiku, ko znaša stopnja redukcije 4,2:1, lite strukture v valjancih nismo več opazili.

Stopnja redukcije vpliva tudi na mikrostrukturne značilnosti toplotno obdelanega jekla. Če je ta manjša od 5:1, ko so tudi temperature valjanja visoke, so avstenitna zrna neenakomerno velika. Podobno nehomogeno mikrostrukturo dobimo pri normalizaciji jekel za poboljšanje in pri vzmetnih jeklih. Cementacijska jekla imajo večja zrna in specifično porazdelitev ferita in perlita. Pri večji stopnji predelave in nižji končni temperaturi valjanja, ko v jeklu ni več znakov lite strukture, imajo valjanci homogeno mikrostrukturo.

Velikost avstenitnih zrn po deformaciji in rast avstenitnih zrn po rekristalizaciji je podobna kot pri jeklih, izdelanih po konvencionalnem postopku. Pozna pa se, da imajo ta jekla sorazmerno malo aluminija.

Meja plastičnosti in natezna trdnost nista odvisni od stopnje predelave jekla.

Tabela 3: Mehanske lastnosti jekel v normaliziranem stanju pri različnih stopnjah redukcije

Oznaka	Jeklo	Meja plastičnosti σ_t (N/mm ²)	Natezna trdnost σ_m (N/mm ²)	Raztezek δ (%)	Kontrakcija ψ (%)	Temperatura normalizacije (°C)
1/1	Č. 1221	307	461	24	41	900
1/2		297	458	24	41	
1/3		298	461	25	43	
1/4		305	465	26	44	
2/1	Č. 4320	342	488	26	39	880
2/2		344	487	24	42	
2/3		351	489	28	45	
2/4		349	480	31	44	
5/1	Č. 1531	390	683	17	27	870
5/2		404	688	19	27	
5/3		394	682	21	29	
5/4		392	689	20	27	
7/1	Č. 4830	373	770	14	23	880
7/2		386	777	15	23	
7/3		389	791	17	25	
7/4		380	784	15	24	
8/1	Č. 2331	556	962	13	21	860
8/2		559	963	12	20	
8/3		562	975	15	24	
8/4		570	972	16	24	
9/1	Č. 4230	431	926	10	8	860
9/2		424	922	10	10	
9/3		432	935	11	10	
9/4		435	940	12	11	

Oznake: 1/1, 2/1, 5/1, 7/1, 8/1, 9/1 — stopnja redukcije 2,4:1

1/2, 2/2, 5/2, 7/2, 8/2, 9/2 — stopnja redukcije 4,2:1

1/3, 2/3, 5/3, 7/3, 8/3, 9/3 — stopnja redukcije 6,3:1

1/4, 2/4, 5/4, 7/4, 8/4, 9/4 — stopnja redukcije 9,8:1

Tabela 4: Mehanske lastnosti jekel v poboljšanim stanju pri različnih stopnjah redukcije

Oznaka	Jeklo	Meja plastičnosti σ_t (N/mm ²)	Natezna trdnost σ_m (N/mm ²)	Raztezek δ (%)	Kontrakcija ψ (%)	Temperatura kaljenja (°C)	Temperatura popušcanja (°C)
1/1	Č. 1221	452	647	17	34	910	160
1/2		442	631	18	35		
1/3		457	655	19	38		
1/4		460	658	20	38		
2/1	Č. 4320	681	821	11	34	870	190
2/2		692	834	10	31		
2/3		680	830	13	36		
2/4		690	835	13	36		
5/1	Č. 1531	510	784	14	32	860	600
5/2		511	785	13	31		
5/3		525	794	14	34		
5/4		537	789	16	35		
7/1	Č. 4830	1086	1157	9	28	860	600
7/2		1090	1161	9	29		
7/3		1096	1168	11	31		
7/4		1086	1156	10	31		
8/1	Č. 2331	—	1304	7	15	850	500
8/2		—	1311	7	15		
8/3		—	1310	8	18		
8/4		—	1325	8	17		
9/1	Č. 4230	—	1628	4	11	860	470
9/2		—	1607	5	14		
9/3		—	1641	5	14		
9/4		—	1618	4	14		

Oznake vzorcev so enake kot v tabeli 3.

Pri razteku in kontrakciji se sicer opazi tendenca, da imajo vzorci z večjo stopnjo predelave malo večje vrednosti, vendar so razlike v mejah merilnih napak. Mehanske lastnosti ustrezajo predpisanim vrednostim.

Preiskave so pokazale, da je kvaliteta valjanih proizvodov močno odvisna od pogojev izdelave in litja jekla. Porozna sredina in radialne razpoke se pri valjanju hitro zavarijo. Pri stopnji redukcije 5:1 je lita struktura po celotnem preseku porušena in izoblikovanje mikrostrukture pri toplotni obdelavi ni več odvisno od predhodne strukture. Pri ustrezno izdelanem jeklu zagotavlja stopnja redukcije 5:1 uporabnost jekla s stališča homogenosti in mikrostrukturnih značilnosti.

Literatura

1. Menter J.: Continuous casting moves into quality steels, *Metals and Materials*, julij/august 1977
2. Vodopivec F., Manojlović, F. Vizjak, O. Kürnen, D. Gnidovec: Afinacija austenitnih in feritnih zrn v kontinuirno ulitih jeklih, poročilo MI568, 1977
3. Kmetič D., F. Vodopivec, F. Vizjak, F. Haler, T. Razinger, B. Ralić: Raziskava značilnosti procesa deformacije in lastnosti kvalitetnih jekel, ki se valjajo iz kontinuirno ulitih gredic, poročilo MI 609, 1977
4. Marr. H. S.: Technological problems in continuous casting, *Iron and Steel International*, april 1978
5. Hoshi F., Aoyama Y.: Continuous Casting of High Alloy Steels, *Transactions*, 429—444, 1978
6. Smallmen R. E.: *Modern physical metallurgy*, Butterworths, London 1970
7. Rose A. in sodelavci: *Atlas zur Wärmebehandlung der Stähle*, Verlag Stahleisen, Düsseldorf 1954—58
8. Weinberg F.: Continuous casting, *Metals Technology*, febr. 1979
9. Flemings M. C.: New solidification processes and products, *Metals Technology*, febr. 1979
10. Kmetič D., F. Vizjak, F. Haler, F. Vodopivec: Raziskava procesa vroče predelave jekla, ki se valjajo iz konti litih gredic, poročilo MI 667, 1978
11. Kmetič D., F. Vizjak, F. Haler, F. Vodopivec: Vpliv stopnje predelave na lastnosti konti jekla, poročilo MI 786, 1979
12. Kmetič D., F. Vodopivec: Nekatere značilnosti jekel izvaljanih iz kontinuirno ulitih gredic, *Železarski zbornik*, 13, 1979, št. 3, 85—93
13. Kmetič D., F. Vodopivec, J. Žvokelj, B. Arzenšek: Primerjalne preiskave konvencionalnega in kontinuirno ulitega cementacijskega jekla Č. 4320, ki je legirano z Nb, *Železarski zbornik* 15, 1981, št. 3, 213—218
14. Vodopivec F., A. Rodič, J. Rodič: raziskava vpliva temperature valjanja na mikrostrukturo krom manganovega jekla za cementacijo, *Železarski zbornik*, 16, 1982, št. 4, 111—122

ZUSAMMENFASSUNG

Die Untersuchungen der Baumannabdrücke und der Ätzproben der gegossenen Knüppel zeigten eine mehr oder weniger poröse und mit Radialrisen versehene Mitte. Die Oberflächenrisse sind an geschleiften Knüppeln selten zu finden. Die poröse Mitte und die inneren Risse verschweissen beim Walzen schnell und diese Fähler sind nach dem dritten Stich beim Verformungsgrad 2,4:1 nicht mehr festzustellen.

Die Stähle haben keinen ausgeprägten Seigerungsquadrat. Die poröse Mitte und die Stellen um die Radialrisse werden stärker angeätzt.

Auf diesen Stellen gibt es mehrere nichtmetallische Einschlüsse. Das Material fliesst beim Walzen so, dass nur selten zu einer grösseren Überanordnung des Materiales über den Querschnitt des Walzgutes kommt.

Beim Walzen verwischt sich das Gussgefüge stark schon nach dem dritten Stich oder lässt sich gar nicht merken, abhängig davon wie ausgeprägt die transkristalline Zone war. Nach dem fünften Stich beim Verformungsgrad 4,2:1 kann das Gussgefüge gar nicht mehr beobachtet werden.

Der Verformungsgrad beeinflusst auch die Gefügeeigenschaften des Warmbehandelten Stahles. Wenn dieser kleiner ist als 5:1, wo die Walztemperaturen noch hoch sind, sind die Austenitkörner ungleichmässig gross. Ein ähnlich unhomogenes Mikrogefüge erhält man bei der Normalglühung der Verformungsstähle und bei den Ferrerstählen. Einsatzstähle haben grössere Körner und eine spezifische Verteilung von Ferrit

und Perlit. Beim grösseren Verformungsgrad und niedriger Endwalztemperatur, wo im Stahl keine Zeichen des Gussgefüges mehr sichtbar sind, hat das Walzgut ein homogenes Mikrogefüge.

Die Austenitkorngrösse nach der Verformung und das Wachsen der Austenitkörner nach der Rekristallisation sind ähnlich wie bei den konventionell erzeugten Stählen. Es ist aber zu erkennen, dass diese Stähle verhältnismässig wenig Aluminium enthalten.

Die Streckgrenze und die Bruchfestigkeit sind nicht vom Verformungsgrad des Stahles abhängig. Bei der Dehnung und der Einschnürung ist zwar die Tendenz bemerkbar, dass die Proben mit grösserem Vorformungsgrad etwas grössere Werte aufweisen, jedoch sind die Unterschiede in den Grenzen der Messfehler. Die Mechanischen Eigenschaften entsprechen den vorgeschriebenen Werten.

Die Untersuchungen zeigten, dass die Qualität der Walzerzeugnisse stark von den Bedingungen der Stahlherstellung und des Giessens ist. Poröse Mitte und die radialen Risse verschweissen beim Walzen schnell. Beim Verformungsgrad von 5:1 ist das Gussgefüge über den ganzen Querschnitt zerstört und die Ausbildung vom Mikrogefüge bei der Wärmebehandlung ist nicht mehr von dem vorhergehenden Gefüge abhängig. Beim entsprechend hergestellten Stahl versichert der Verformungsgrad 5:1 die Anwendbarkeit des Stahles vom Standpunkt der Homogenität wie vom Standpunkt der Gefügeeigenschaften.

SUMMARY

Sulphur printing and the etched macrospecimens of cast billets show their more or less porous centre with radial cracks. Surface cracks on ground billets are rare. The porous centre and the internal cracks are quickly welded during rolling, and after the thirds pass at the 2.4 to 1 reduction were not observed anymore. The steel does not show the pronounced ligation square. More intensive etching was observed in the porous centre of billets and along the radial cracks. These areas are richer in non-metallic inclusions. The material flow in rolling is such that very seldom a greater rearrangement of material occurs on the cross section of the rollings.

In rolling the cast structure is highly reduced already after the third pass, or it even disappears, depending how pronounced was the zone of columnar crystals. After the fifth pass at the 4.2 to 1 reduction the cast structure in the rollings disappeared in all the cases.

The degree of reduction influences also the microstructured characteristics of the heat-treated steel. Below 5 do 1, and also at high rolling temperatures, the austenite grains are not uniformly big. Similar nonhomogeneous microstructure is obtained in tempering and spring steel. Case-hardening steel have greater grains and specific distribution of ferrite and

pearlite. At higher degree of working and lower final temperature when steel does not contain any retained cast structure, the rollings contain homogeneous microstructure.

The size of austenite grains after the deformation, and the growth of austenite grains after the recrystallisation is similar to that in steel manufactured by a standard way. It is visible that these steels contain relatively less aluminium.

Yield point and tensile strength do not depend on the degree of working.

In elongation and contraction, the tendency is observed that more deformed samples had higher values but the differences are in the limits of measuring errors. The mechanical properties correspond to the prescribed values.

The investigations showed the quality of rolled products highly depends on the manufacturing and casting conditions. Porous centre and radial cracks are in the rolling fast welded. In the 5 do 1 reduction the cast structure disappears over the whole cross section, and the formation of microstructure in heat treatment does not depend any more on the original structure. In well manufactured steel the 5 to 1 reduction enables the applicability of steel from the view point of homogeneity and microstructural characteristics.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Осмотр баймановских отпечатков и травленных образцов отлитых заготовок показал, что заготовки имеют более или менее выраженную пористую среднюю часть с радиальными трещинами. На шлифованных заготовках поверхностные трещины сравнительно редкие. Пористая средняя часть и внутренние трещины при прокатки быстро свариваются, эти трещины после третьего обжатия на пропуск степени 2,4:1 не обнаружены. Стали не имеют форму ликвационного квадрата, но более заметно происходит травление пористой середины заготовок и пределов около радиальных трещин. В этих пределах больше неметаллических включений, и сталь более богата на содержание олигоэлементов. Технологический процесс при прокатки вполне уравнивается, так что редко получается более крупное отступление, что касается сечения проката.

В течении прокатки литая структура уже при третьем пропуске существенно изглаживается или же совсем исчезает, что зависит от выразительности транскристаллической зоны. При пятом обжатии на пропуск степени 4,2:1 литая структура на поверхности проката больше совсем не обнаруживается.

Степень обжатия оказывает влияние также на микроструктурные особенности стали при горячей обработке. Если это обжатие меньше от 5:1, то при высоких температурах прокатки аустенитные зерна неравномерной величины. Подобную неомогенную микроструктуру получается при сталях для улучшения и пружинных сталях. Цементуемые же стали имеют более крупные зерна и удель-

ное распределение феррита и перлита. При дальнейшей степени переработки и более низкой конечной температуры прокатки знаки литой структуры встали не обнаружены, прокат имеет гомогенную микроструктуру.

Величина аустенитных зерен после деформации и увеличение этих зерен после рекристаллизации подобны сталям, изготовленные традиционным способом. Замечено же, что эти стали имеют сравнительно низкое содержание алюминия.

Кажущийся предел текучести и прочность не зависят от степени переработки стали.

Хотя при растяжении и сужении обнаружено стремление образцов, полученных при большой степени переработки более выраженные значения, но всё-таки разница находится в пределах измерительных погрешностей.

Исследования показали, что качество проката зависит от условий изготовления и отливки стали. Пористая средняя часть и радиальные трещины быстро завариваются.

При степени обжатия 5:1 литая структура по всем сечениям разрушена и формирование микроструктуры при термической обработки уже не зависит от предыдущей структуры.

При соответствующе изготовленной стали обеспечивается обжатие на пропуск степени 5:1 применимость стали не только с точки зрения гомогенности, но также что касается и микроструктурных особенностей.