

Mikrostruktura in lastnosti nekaterih konstrukcijskih jekel v odvisnosti od temperature valjanja

UDK: 621.77:620.187:669.1.017
ASM/SLA: AY-n, F23, 3—71

F. Vodopivec, M. Gabrovšek in J. Žvokelj

Pet različnih konstrukcijskih jekel, med njimi eno nepomirjeno, je bilo izvaljanih v temperaturnem intervalu med 1200 °C in 790 °C in ohlajenih na zraku. Izvršene so bile mikrostrukturne in mehanske preiskave ter določena količina AlN in NbC, ki so nastali med valjanjem. Sestava jekla in rekristalizacija avstenita med vtiki pomembno vplivata na procese, pri katerih nastaja mikrostruktura. Poleg niobija tudi mangan in ogljik dvigata temperaturo, ko se med vtiki ne izvrši popolna rekristalizacija avstenita. Zaradi manjše rekristalizacije je tvorba AlN in NbC med valjanjem bolj kvantitativna v jeklu z niobijem. Nepopolna rekristalizacija med vtiki zmanjša deformabilnost jekla v ravni valjanja.

1. UVOD IN NAMEN DELA

Med vročim valjanjem si sledijo zaporedni vtiki pri padajoči temperaturi, ki je zadostna, da se v konstrukcijskih jeklih hitro odpravlja deformacijska utrditev. Pod temperaturo približno 800 °C, pri mikrolegiranih jeklih pa višje, že okoli 1000 °C, odvisno od količine niobija v jeklu, prihaja med valjanjem do delne utrditve zato, ker rekristalizacija jekla med vtiki ni popolna.

V tej razpravi se bomo omejili na konstrukcijska jekla, ki imajo pri temperaturi začetka valjanja mikrostrukturo iz homogenega avstenita, v katerem so raztopljene vse disperzoidne faze, v standardnih jeklih je to aluminijev nitrid (AlN), v mikrolegiranih jeklih pa tudi niobijev in vanadijev karbonitrid (NbC in VC).

Po vsakem vtiku jeklo rekristalizira. Pri visokih temperaturah je statična rekristalizacija skoraj trenutna. Ko se znižuje temperatura, se zmanjšuje hitrost rekristalizacije in trdna raztopina disperzoidov v avstenitu postaja nestabilna. Te faze nastajajo v obliki drobnih izločkov in drugače vplivajo na procese odprave deformacijske utrditve in na rast rekristaliziranih zrn, kot če so v raztopini v avstenitu. Na rast avstenitnih zrn najmočneje vplivajo izločki, pa tudi sestava jekla, na primer niobij vpliva na hitrost rasti zrn avstenita v trdni raztopini v avstenitu in v obliki drobnih izločkov (1, 2). Pri enaki količini AlN in aluminija je rast

zrn avstenita lažja v jeklu za cementacijo z 0,15 C, 1 Mn in 1 Cr, kot v drugih jeklih za cementacijo (3).

Rast zrn avstenita je tem hitrejša, čim višja je temperatura. Med vtiki pa je le nekaj sekund posledka, zato je rast zrn rekristaliziranega avstenita zanemarljiva (4). V tem sestavku bomo zato zanemarili rast rekristaliziranih zrn avstenita med vtiki in po končanem valjanju.

Med vročim valjanjem prihaja tudi do preoblikovanja in preureditve nekovinskih vključkov v jeklu. Tega procesa ne bomo obravnavali, ker po naravi odstopa od procesa preoblikovanja jekla, čeprav je izoblikovanje sulfidnih vključkov neposredno povezano s procesi utrjanja in rekristalizacije avstenita, pa tudi z nastajanjem ferita med valjanjem (5).

2. SESTAVA JEKEL IN EKSPERIMENTALNO DELO

Preizkuse smo izvršili na 5 različnih konstrukcijskih jeklih s sestavo, ki je prikazana v tabeli 1. Vsa jekla so bila industrijskega porekla, zato da je bilo na voljo dovolj enakih preizkušancev. Dobili smo jih kot odrezke slabov, izvaljanih na bluminu. Iz njih smo pripravili gredice za valjanje z merami približno 200 × 100 × 55 mm in jih zvaljali v plošče z debelino 16 mm v 6 vtikih. Valjanje vsake plošče je trajalo ca 80 sek. Skupna redukcija je znašala 73 %, posamične redukcije pa so bile vedno nad 15 %. To je nad mejo, ki zagotavlja rekristalizacijo avstenita med vtiki v jeklih brez niobija (6), je pa premalo, da bi zagotovilo rekristalizacijo ferita med vtiki (7). Temperatura valjanja je bila med 1200 in 790 °C in je bila izmerjena z digitalnim pirometrom. Pred valjanjem so bila vsa jekla zadržana pri 1200 °C, nato pa izvaljana z začetkom pri tej temperaturi ali po ohlajitvi na zraku na začetne temperature, ki so navedene v kasnejših diagramih.

Iz topnostnega produkta (8) je mogoče izračunati, da je bil pred začetkom valjanja AlN raztopljen v avstenitu popolnoma v jeklih A, B in D, v jeklu C pa približno 50 %. Ti podatki se zadovoljivo ujemajo s količinami AlN, ki so bile določene

Tabela 1: Sestava jekel

Jeklo	Vrsta	Element v %										A _{AlN}	A _{NbC}
		C	Mn	Si	P	S	Al	N	Nb	V			
A	Č.0462	0,14	0,50	0,22	0,01	0,034	0,052	0,0051				24	
B	Č.0562	0,16	1,24	0,33	0,017	0,027	0,026	0,0054				21	
C	Nioval 47	0,14	1,46	0,42	0,005	0,008	0,050	0,011	0,051	0,07		162	176
D	Č.1561	0,48	0,62	0,24	0,013	0,009	0,026	0,0093				30	
E	Č.0147	0,06	0,36	0,005	0,031	—	—	0,003	—	—		0	

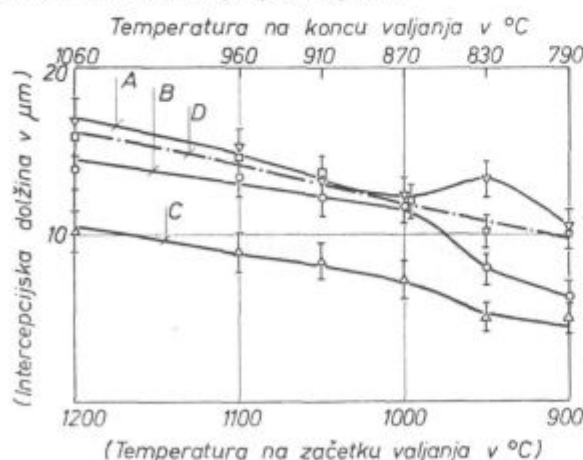
A — količina AlN in NbC po 1 urnem segrevanju pri 1200 °C in gašenju

v jeklih, ki so bila 1 uro zadržana pri 1200 °C in nato gašena v vodi. Po topnostnem produktu v viru 9 je mogoče izračunati, da je bilo v jeklu C pri 1200 °C neraztopljenega okoli 1/3 NbC. To se zadovoljivo ujema z analitsko kontrolo. Vse analize disperzoidov smo napravili po modificiranih metodah (10), ki so bile razvite iz izvirne halogenske ekstrakcije po Beeghlyu.

Po valjanju je bila večina valjancev ohlajena na zraku na šamotni posteljici, posamični pa so bili gašeni v vodi. Iz valjancev smo pripravili standardne obruske in preizkušance za mehanske preizkuse. Velikost zrn smo izmerili po metodi linearne intercepcije. Okrogle raztržne preizkušance smo izdelali z osjo v smeri valjanja, da bi tako lahko zanemarili vpliv sulfidnih vključkov.

3. MIKROSTRUKTURA PO VALJANJU

Na slikah 1 in 2 je prikazana odvisnost med temperaturo valjanja in linearno intercepcijsko dolžino za jekla, ki so bila po valjanju ohlajena na zraku, na sliki 3 pa je prikazano, kako temperatura valjanja vpliva na količino AlN in NbC, ki sta nastala med valjanjem 4 jekel.

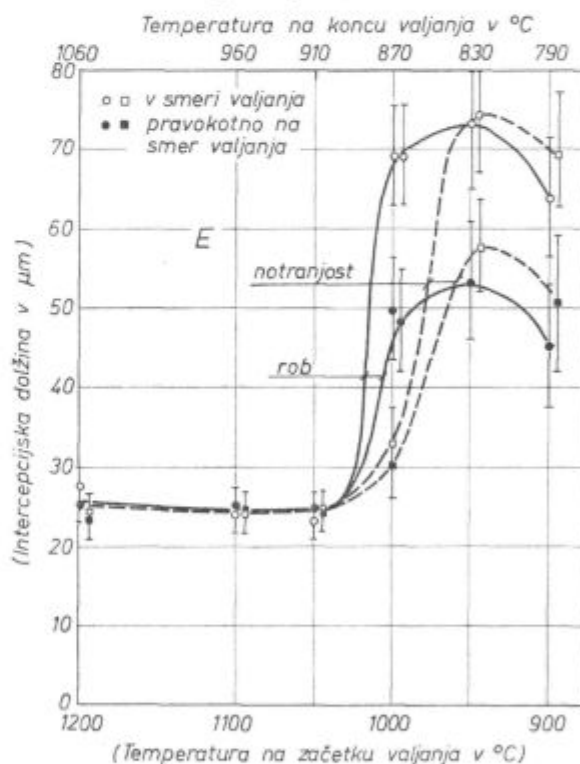


Slika 1
Razmerje med temperaturo valjanja in velikostjo zrn v jeklih A, B, C in D izraženo z linearno intercepcijsko dolžino.

Fig. 1
Relations between the rolling temperature and the grain size in steels A, B, C, and D expressed with the linear intercept length.

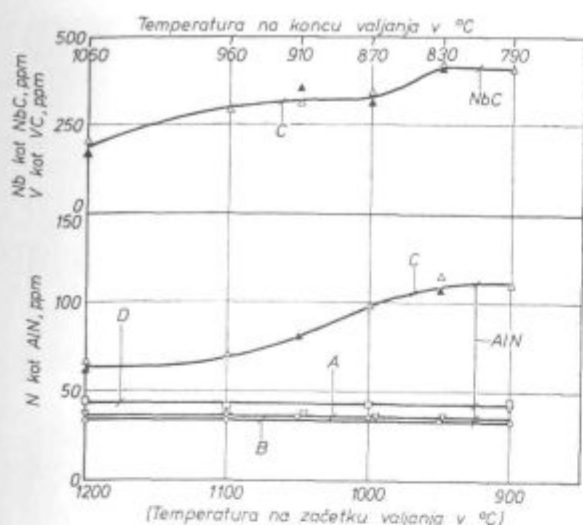
3.1 Jeklo A

Slika 4 prikazuje mikrostrukturo jekla A po različnih temperaturah valjanja. Pri vseh temperaturah je iz enakomernih in rekristaliziranih zrn ferita in perlita. Slojasta porazdelitev ferita in perlita postaja pri nižjih temperaturah valjanja vse bolj izrazita, najdejo se celo neprekinjeni sloji perlita z dolžino celo preko 1mm, med njimi pa včasih izrazito stebrasta zrna ferita. Eno in drugo je znak, da je bilo jeklo valjano v področju obstojnosti avstenita in ferita. Deformacije pri zaporednih vtikih so bile premajhne, da bi lahko ferit re-



Slika 2
Razmerje med temperaturo valjanja in velikostjo zrn v jeklu E izraženo z linearno intercepcijsko dolžino. Temne točke predstavljajo meritve v notranjosti valjanca, svetle točke pa meritve ob površini valjanca.

Fig. 2
Relations between the rolling temperature and the grain size in steel E expressed with the linear intercept length. Dark dots represent measurements in the interior of the rolling, circles and squares measurements at the surface of the rolling.



Slika 3

Razmerje med temperaturo valjanja in količino aluminijevega nitrida v jeklih A, B, C in D ter količino niobijevega karbonitrída v jeklu C.

Fig. 3

Relations between the rolling temperature and the amount of aluminium nitride in steel A, B, C, and D, and the amount of niobium carbonitride in steel C.

kristaliziral, zato bi pričakovali poligonalen ferit le iz avstenita, ki je po valjanju rekristaliziral. Da zrna niso deformirana tam, kjer je že med valjanjem nastal ferit, je razlog v tem, da se pri zniževanju temperature ferit nalaga na že prej nastala zrna, ki tako spremenijo obliko. Pazljivo opazovanje pokaže pri najnižji temperaturi valjanja zelo redke lečaste skupke feritnih in perlitnih zrn, ki so nekoliko večja kot v okolici in manj poligonalne oblike. Kasneje bomo videli, da nastanejo taki skupki iz avstenitnih zrn, ki so v nerekrystaliziranem stanju dosegla temperaturo premene.

Velikost zrn enakomerno pada, ko se znižuje temperatura valjanja. V področju, kjer med valjanjem nastaja ferit, se zrna najprej nekoliko povečajo, pri ponovnem znižanju temperature pa se znova zmanjšajo. O vzroku za povečanje zrn pri vmesni temperaturi bomo razpravljali pri jeklu E, kjer je ta pojav zelo izrazit.

3.2 Jeklo B

Čeprav se od jekla A razlikuje le po količini mangana, je razvoj njegove mikrostrukture pri valjanju nekoliko drugačen. Velikost zrn enakomerno pada, ko se znižuje temperatura konca valjanja do 870 °C, nato se zrna hitreje zmanjšujejo. Istočasno pa se pojavijo v jeklu tudi skupki zrn ferita in perlita, ki po velikosti in obliki izrazito odstopajo od večine.

Pri temperaturah začetka valjanja do 1050 °C, oz. konca valjanja do 910 °C je mikrostruktura iz enakomernih poligonalnih zrn ferita in perlita z naraščajočo slojasto porazdelitvijo (sl. 5). Pri nižjih temperaturah valjanja opazimo v mikrostrukturi

vse več lečastih skupkov, z večjimi in bolj puščičastimi zrnji ferita in perlita. V valjancih, ki so bili gašeni z iste temperature valjanja, opazimo podolgovata bajnitna zrna v podobnem številu in velikosti, kot so lečasti skupki. To pove, da so ti skupki proizvod transformacije zrn avstenita, ki med valjanjem niso rekristalizirala. Razmerje med širino in dolžino pove, da ta zrna niso rekristalizirala že od začetka valjanja in potrjuje ugotovitve na krom-manganovem jeklu za cementacijo (11, 18). Vse kaže, da delna odprava deformacijske energije s popravo napravi posamična avstenitna zrna odporna proti rekristalizaciji kljub naraščajoči deformaciji pri nadaljevanju valjanja. Predloženi sta bili naslednji dve razlagi te stabilizacije (12). Prva predpostavlja, da tvorba izločkov po mejah podzrn v deformiranih zrnih zavre rekristalizacijo, po drugi pa mehkejša rekristalizirana zrna prevzamejo več deformacije. Druga predpostavka ne drži, saj razmerje med dolžino in širino in dolžino nerekrystaliziranih zrn ustreza celotnemu podaljšku jekla. Neposredne empirične utemeljitve za prvo predpostavko ni, indirektno jo potrjuje dejstvo, da je hitrost izločanja v deformiranem avstenitu za dva reda velikosti večja, kot v rekristaliziranem avstenitu (13). Hitrost izločanja je sicer še večja med deformacijo (14), vendarle je čas deformiranja zelo kratek v primerjavi z zadržanjem med vtiki, zato je prav mogoče, da je tvorba izločkov v deformiranem avstenitu bolj kvantitativna in učinkovita. K temu se prišteva še vpliv legirnih elementov. Prav v tem jeklu se nepopolna rekristalizacija avstenita med valjanjem pojavi že pri višji temperaturi, kot v jeklu A.

Razpravo o jeklu B lahko zaključimo z ugotovitvijo, da znižanje temperature valjanja poveča neenakomernost mikrostrukture, ker nepopolna rekristalizacija med valjanjem ohrani v jeklu deformirana avstenitna zrna, iz katerih pri premeni nastane deloma puščičasta in bolj groba zmes ferita in perlita (5, 15). Iz primerjave med jeklom A in jeklom B sklepamo, da mangan povišuje temperaturo, pri kateri med valjalniškimi vtiki preneha popolna rekristalizacija avstenita.

Pri naših poizkusih se je popolna rekristalizacija avstenita prenehala v jeklu, ki je bilo ohlajeno s temperature 1200 na temperaturo 1000 °C in izvaljano in v katerem je bila velikost zrn razreda 2 po ASTM. V jeklu podobne osnovne sestave, ki je mikrolegirano z niobijem, je za rekristalizacijo potrebna tem večja enkratna deformacija, čim večja so avstenitna zrna (4). Verjetno velja podobno pravilo tudi za jeklo brez niobija. Zato lahko pričakujemo, da bo v procesu valjanja v več vtikih prišlo do nepopolne rekristalizacije, če bi pri vtiku prišlo do kritičnega spleta temperature, velikosti avstenitnih zrn in redukcije, zato ni izključeno, da v valjani mikrostrukturi ne bi našli znakov nepopolne rekristalizacije avstenita med valjanjem.

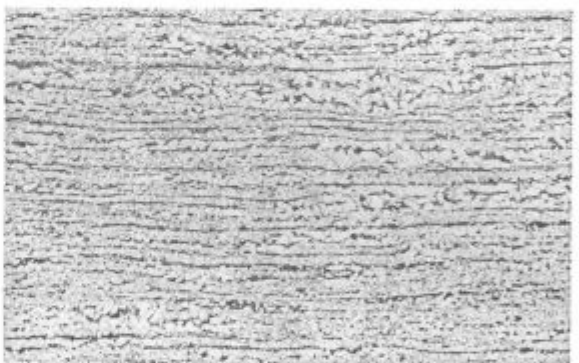
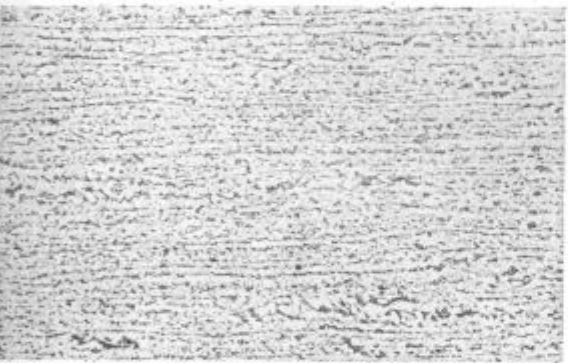
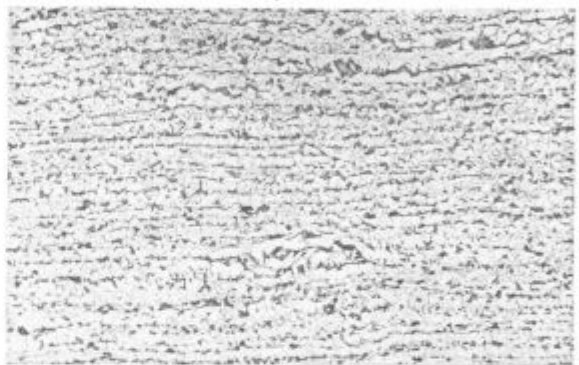
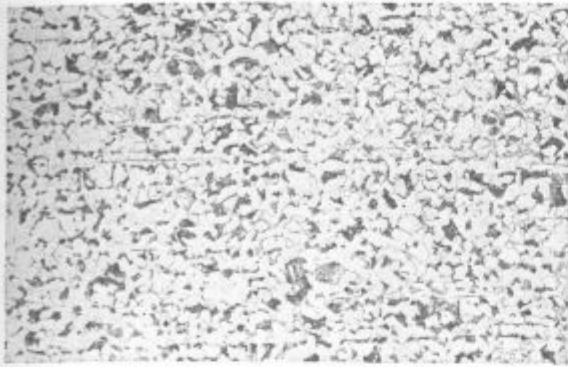


Slika 4

× 50. Mikrostruktura jekla A (Č. 0462), ki je bilo izvaljano pri različnih temperaturah in ohlajeno na zraku. Zadnji posnetek kaže mikrostrukturne značilnosti valjanja pri nizki temperaturi: neprekinjeni sloj perlita, stebrasta zrna ferita in skupke večjih zrn ferita in perlita.

Fig. 4

× 50. Microstructure of steel B (Č. 0562) rolled at various temperatures and cooled in air. The last picture shows the microstructural characteristics of rolling at low temperature: continuous pearlite layer, columnar ferrite grains and clusters of bigger ferrite and pearlite grains.



Slika 5

× 50. Mikrostruktura jekla B (Č. 0562), ki je bilo izvaljano pri različnih temperaturah in ohlajeno na zraku. Zadnji posnetek prikazuje mikrostrukturo po gašenju s temperature valjanja. Dobro se razločijo lečasti skupki večjih zrn ferita in perlita, ki so nastali pri premeni nerekrystaliziranih zrn austenita.

Začetna in	1200	1100
končna	1060	960
temperatura	1050	1000
valjanja	910	870
v °C	950	900
	830	790
	900	
	790	

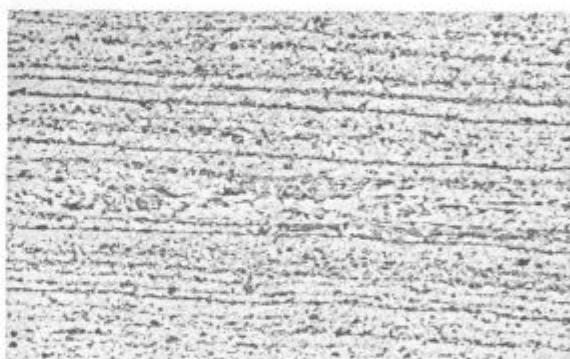
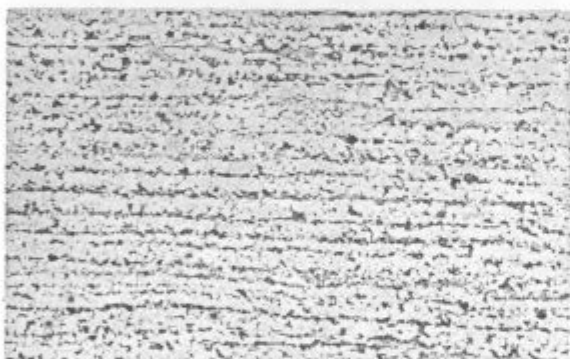
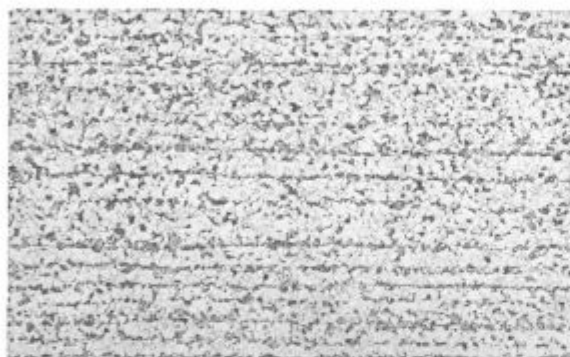
Fig. 5

× 50. Microstructure of steel B (Č. 0562) rolled at various temperatures and cooled in air. The last picture presents the microstructure after quenching from the rolling temperature. Easily distinguishable are lenticular clusters of bigger ferrite and pearlite grains formed at transformation of unrecrystallised austenite grains.

3.3 Jeklo C

Od jekla B se razlikuje predvsem po tem, da vsebuje niobij in vanadij. Za niobij je poznano, da v raztopini v avstenitu zavira statično rekristalizacijo avstenita (16). Zato je razvoj mikrostrukture med valjanjem podoben kot v jeklu B, ima pa značilnosti, ki sta jih v proces vnesla vpliv niobija in hitra tvorba NbC z deformacijsko induciranim izločanjem. Vpliv temperature valjanja na velikost zrn je podoben kot v jeklu B, vendar so zrna v povprečju mnogo manjša. Jeklo ima večjo kaljivost,

zato opazimo produkte premene nerekrystaliziranih avstenitnih zrn čisto v obliki podolgovatih bajnitnih zrn tudi v jeklu, ki je bilo po valjanju ohlajeno na zraku. Nerekrystalizirana avstenitna zrna se pojavijo že po začetku valjanja pri temperaturi 1100 °C (sl. 6 in 7). V primerjavi z jeklom B, ki ima podobno osnovo, je to za ca 100 °C višje in gre na račun niobija, ki v raztopini v avstenitu zadržuje rekristalizacijo. Tvorba NbC med valjanjem siromaši avstenit z niobijem v raztopini, zato se njegov vpliv na proces rekristalizacije zmanjšuje, ko se znižuje temperatura valjanja. Pri najnižji



Začetna in	1200	1150
končna	1060	960
temperatura	1050	1000
valjanja	910	870
v °C	950	900
	830	790

Slika 6

× 50. Mikrostruktura jekla C (Nioval 47), ki je bilo izvaljano pri različnih temperaturah in ohlajeno na zraku.

Fig. 6

× 50. Microstructure of steel C (Nioval 47) rolled at various temperatures and cooled in air.



Slika 7

× 50 in × 100. Mikrostruktura jekla Nioval 47, ki je bilo izvaljano z začetno temperaturo 1000 °C in gašeno v vodi (zgoraj) oz. izvaljano z začetno temperaturo 950 °C in ohlajeno na zraku (spodaj). Na spodnjem posnetku vidimo v drobnozrnati feritno-perlitni matrici sploščena zrna bajnita in lečaste skupke večjih perlitnih in feritnih zrn. Oboje je nastalo s premeno nerekrystaliziranih zrn avstenita, ki jih kot sploščena bajnitna zrna vidimo na zgornjem posnetku.

Fig. 7

× 50 and × 100. Microstructure of Nioval 47 steel rolled with initial temperature 1000 °C and quenched in water (above), and rolled with initial temperature 950 °C and cooled in air (below). On the lower picture flattened bainite and lenticular clusters of bigger pearlite and ferrite grains can be seen in the fine-grained ferrite-pearlite matrix.

temperaturi je v NbC vezano že okoli 80 % niobija, v trdni raztopini v avstenitu pa ga ostaja le okoli 0,01 %. Rezultat je, da pogostost nerekrystaliziranih zrn avstenita, in zaradi nje nastala mikrostrukturalna neenakomernost, ostaja skoraj nespremenjena, ko se znižuje temperatura valjanja (11). To razlaga tudi, zakaj je pri kontroliranem valjanju potreben vmesen zadržek. Iz prejšnje faze valjanja prinese jeklo mikrostrukturo iz deformiranih zrn avstenita. Potrebno ga je zadržati pri zadostni temperaturi dovolj časa, da se niobij izloči iz trdne raztopine ter se tako sprosti rekrystalizacija deformiranega avstenita. Le iz takega avstenita pri premeni nastane mikrostruktura iz poligonalnih in drobnih zrn ferita in perlita.

Ni razločiti, da bi v tem jeklu med valjanjem tudi pri najnižji temperaturi nastajal ferit. Vzrok je niobij, zadržan v raztopini v avstenitu, ali pa večja vsebnost mangana.

3.4 Jeklo D

Mikrostruktura po ohladi v zraku je iz perlitnih zrn, obdanih s feritno opno. Je poligonalna, če je nastala iz rekrystaliziranega avstenita po va-

ljanju pri visoki temperaturi, po valjanju z začetkom pri 1050 °C pa se pojavijo redke lečaste kolonije večjih zrn, pri še nižji temperaturi pa podolgovata zrna, v katerih je združeno po več zrn perlita (sl. 8). Včasih vidimo v njih popolnoma ravne lamele ferita, nastale na rekrystalizacijskih dvojčkih. Velikost zrn, ki so nastala iz rekrystaliziranega ferita, enakomerno pada, ko se znižuje temperatura valjanja.

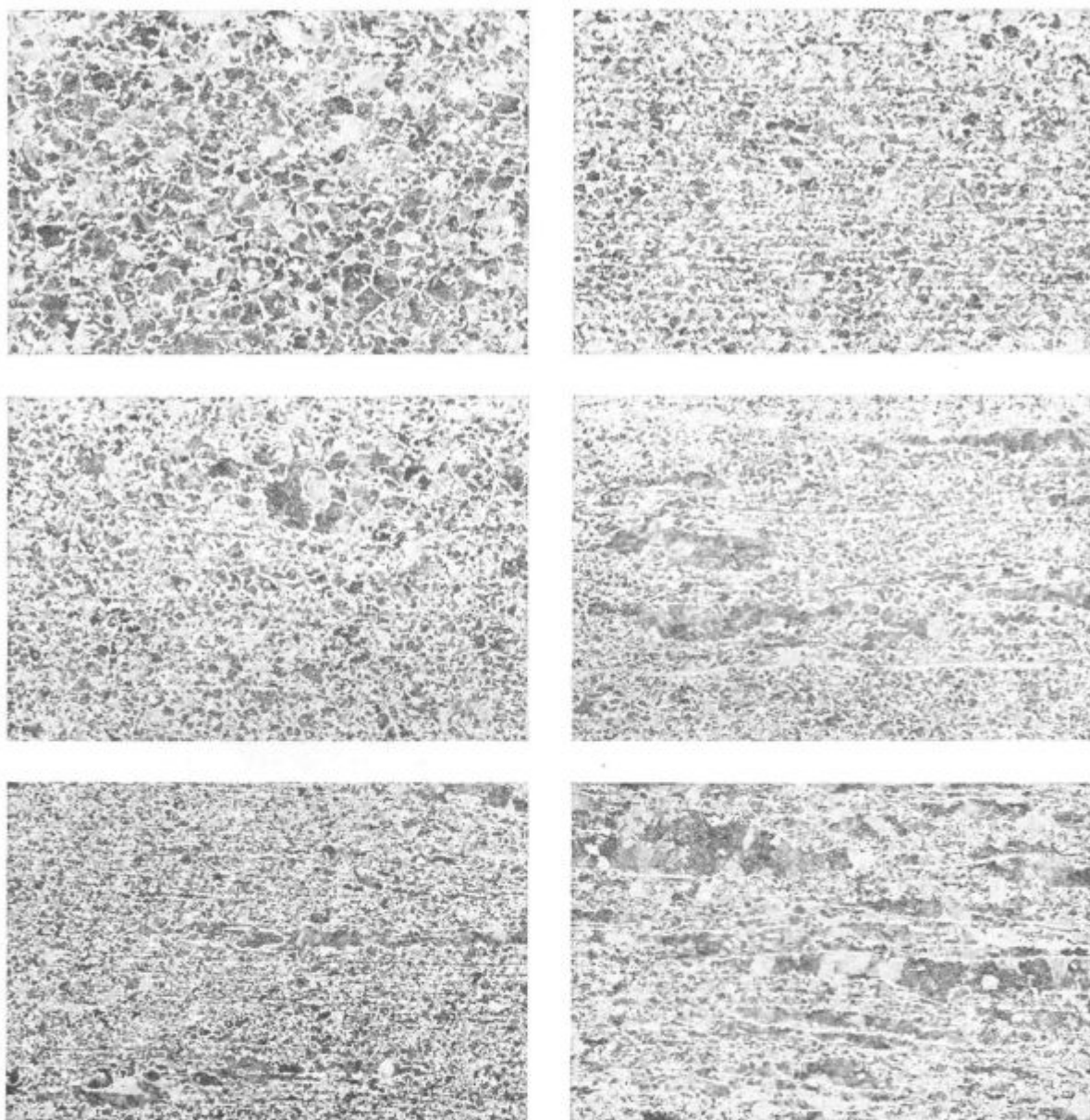
Na sliki 1 vidimo, da temperatura valjanja na podoben način vpliva na velikost zrn, ki nastanejo v jeklih A, B in C iz rekrystaliziranega avstenita. Tudi velikost zrn je podobna v vseh treh jeklih, le v jeklu C je precej manjša. To kaže, da povečanje vsebnosti mangana in ogljika sicer poviša temperaturo nepopolne rekrystalizacije avstenita med vtiki, podobno kot velja za niobij, vendar pa nima pomembnejšega vpliva na velikost rekrystaliziranih zrn avstenita. Ni jasno, ali ima tak vpliv niobij. Zrna so pri enaki temperaturi valjanja sicer mnogo manjša v jeklu C, vendar ne vemo, koliko je razlika posledica različne premenske temperature in koliko različne izhodne velikosti avstenitnih zrn.

3.5 Jeklo E

Razlikuje se od drugih po tem, da je brez elementov, ki tvorijo disperzoide med valjanjem, da ima mnogo manj ogljika in nezanemarljive blokovne izceje.

Zaradi tega je razvoj mikrostrukture med valjanjem drugačen kot v drugih jeklih. Pri visokih temperaturah valjanja se intercepcijska dolžina zmanjšuje na podoben način kot v drugih jeklih, vendar je pri enaki temperaturi valjanja povprečna velikost zrn precej večja kot v drugih jeklih. To bi lahko razlagali kot posledico drugačne sestave ali pa kot posledico odsotnosti disperzoidov v jeklu. Prva razlaga mogoče ni utemeljena, če upoštevamo, da so podobne velikosti zrn v jeklih A, B in D, ki se razlikujejo v količini mangana in ogljika. Zato je verjetneje, da so večja zrna posledica večje rasti zrn avstenita pred premeno in ferita po premeni, ker jeklo nima nobenih izločkov, ki bi rast zavirali.

Pri visokih temperaturah valjanja so zrna ferita poligonalna (sl. 9). Ko se končna temperatura zniža od 910 na 870 °C, se pojavijo naslednje nove značilnosti mikrostrukture: velika razlika v mikrostrukturi med obpovršinskim slojem, debelim okoli 2 mm, in notranjostjo valjanca, zrna se povečajo in postanejo podolgovata, pojavi se torej anizotropija. Znake nastanka ferita med valjanjem, povečanje zrn in anizotropijo, opazimo prej ob površini kot v notranjosti. Za to sta lahko dva razloga: eden je nekoliko hladnejše jeklo tik ob površini, drugi, in verjetnejši, je razlika v sestavi med notranjim in obpovršinskim delom slaba, predvsem različna količina ogljika. Nastanek ferita med valjanjem spremljajo trije procesi: omejitev rekrystalizacije na vse manjšo količino preostalega



Slika 8

× 50. Mikrostruktura jekla D (Č. 1531), ki je bilo izvaljano pri različnih temperaturah in ohlajeno na zraku.

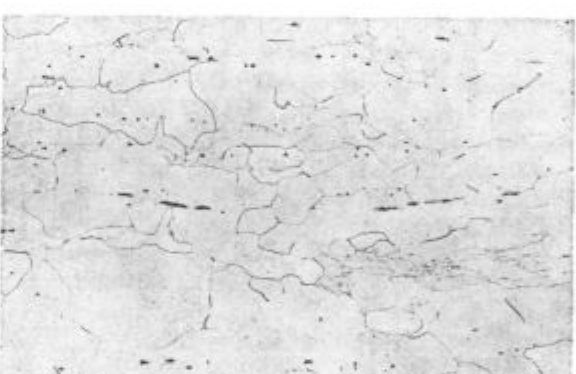
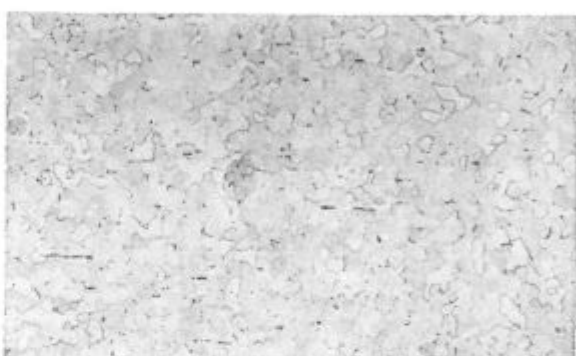
Fig. 8

× 50. Microstructure of steel D (Č. 1531) rolled at various temperatures and cooled in air.

avstenita, odsotnost rekristalizacije ferita, in končno, močna rast feritnih zrn. Drugo je bilo pričakovano; v literaturi najdemo podatek, da je potrebna za rekristalizacijo ferita pri 730 °C 80 % redukcija v eni stopnji (7), torej mnogo več, kot smo dosegali pri naših preizkusih valjanja. Izločanje deformacijske energije iz ferita poteka s popravo (7). Do rasti zrn ferita prihaja najverjetneje z deformacijsko inducirano migracijo kristalnih mej (17) prav zato, ker prenizka parcialna deformacija ne omogoča prave rekristalizacije. Na tak mehanizem rasti zrn ferita med valjanjem kaže temperaturna odvisnost na sl. 2. Velikost zrn do-

Začetna in končna	1200	1100
temperatura valjanja	1060	960
v °C	1050	1000
	910	870
	950	900
	830	790

seže maksimum, ko je dovolj ferita in je temperatura zadostna, da je mogoča migracija kristalnih mej. Ko se temperatura še zniža, se mobilnost mej zmanjša, zmanjša pa se tudi velikost zrn, kljub temu da je v jeklu več ferita. Če bi feritna zrna rastla zato, ker se nanje odlaga pri ohlajanju ferit, bi verjetno v notranjosti zrn ferita našli podstrukturo, nastalo s popravo, pričakovali pa bi tudi, da bi se velikost zrn ferita neprekinjeno večala pri znižanju temperature valjanja zaradi deforma-



Začetna in	1200	1100
končna	1060	960
temperatura	1050	1000
valjanja	910	870
v °C	950	900
	830	790
	1000	
	870	

Slika 9

× 50. Mikrostruktura jekla E (Č. 0147), ki je bilo izvaljano pri različnih temperaturah in ohlajeno na zraku. Zadnji posnetek predstavlja jeklo, ki je bilo gašeno s temperature konca valjanja.

Fig. 9

× 50. Microstructure of steel E (Č. 0147) rolled at various temperatures and cooled in air. The last picture represents steel quenched from the temperature of completed rolling.

cijsko inducirane migracije mej zrn. Tega meritve ne potrebujejo.

Po ohladitvi na zraku najdemo le pri najnižji temperaturi valjanja v jeklu posamična podolgovata zrna z razgibano in neurejeno notranjo strukturo. Podobne značilnosti najdemo v mikrostrukturi jekla, ki je bilo gašeno z višje temperature konca valjanja. To pove, da so zrna z razgibano notranjo strukturo relativno manj popravljena, ali celo le deformirana, zato jih sosednja bolj stabilna požrejo med ohlajanjem. To znova kaže, da je rast zrn pri nižjih temperaturah valjanja prej posledica deformacijsko inducirane migracije, kot nastanka ferita pri premeni.

Proces vročega valjanja jekla v feritnem področju je bolj zapleten kot proces valjanja v avstenitnem področju. V tej razpravi smo opozorili na več pojavov, kot smo jih lahko razložili na osnovi naših raziskav in podatkov v dosegljivih virih.

4. TVORBA IZLOČKOV MED VALJANJEM

Temperaturna odvisnost tvorbe izločkov na sliki 3 ima drugačno obliko v jeklih z aluminijem, kot v jeklu z niobijem in aluminijem. V jeklih z aluminijem temperatura valjanja skoraj ne vpliva na količino AlN, ki nastane med valjanjem. To se dobro ujema s tvorbo AlN med valjanjem krom-manganovega jekla za cementacijo (18). V jeklu C je količina AlN v intervalu točnosti analize enaka po ohladitvi in gašenju s temperature valjanja. To kaže, da med ohlajanjem na zraku ne nastane zaznavna količina AlN, vsaj ne AlN v taki obliki, da ga analiza odkrije. Lahko torej sklepamo, da je nastal AlN med valjanjem jekel A, B, D praktično le med deformacijo. Takojšnja rekristalizacija avstenita po vtiku je odpravila deformiranost in vzrok za pospešeno izločanje. Očitno pa število zrn avstenita, ki med vtiki niso rekristalizirala v jeklih B in D, ni bilo zadostno, da bi se povprečni obseg izločanja zaznavno spremenil. Podobno je ostalo brez zaznavnega vpliva nastajanje ferita v jeklu A pri nižjih temperaturah valjanja. Mikrostruktura dogajanja med valjanjem jekel A, B in C so podobna, kljub temu pa je v jeklih A in B med deformacijo nastalo 63, oz. 66 % možne količine AlN, v jeklu D pa le 47 %. Razlika je v obsegu analitske netočnosti, iz njene sistematičnosti pa sklepamo, da ogljik lahko zadržuje deformacijsko inducirano izločanje AlN, ali pa je jeklu D manj časa za izločanje, torej avstenit v tem jeklu po vtikih hitreje rekristalizira. Tega sklepa pa spet opazovanja ne potrjujejo, saj je temperatura nepopolne rekristalizacije v tem jeklu precej višja kot v jeklu A.

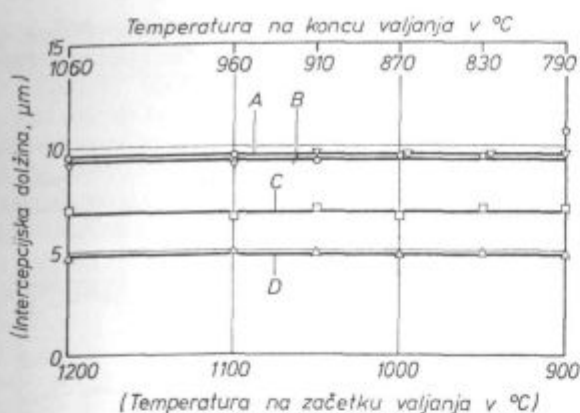
Temperaturna odvisnost deformacijsko inducirane izločanja je v jeklu C drugačna kot v jeklih A, B in D in podobna za AlN in NbC. To je dokaz, da veljajo za oba disperzoida iste zakonitosti nastanka. Začetna količina obeh disperzoidov pri

bližno ustreza v območju analitske napake neraztopljeni količini (že v uvodnem delu smo opozorili, da je bila temperatura segrevanja pred valjanjem prenizka, da bi se v tem jeklu popolnoma raztopila AlN in NbC). Nato količina AlN in NbC postopoma raste ter pri najnižji temperaturi valjanja dosega nad 95 %, oz. 80 % teoretične količine AlN in NbC. Lahko rečemo, da je AlN kvantitativno izločen in ga v raztopini ostane le, kolikor ga je pri zaključni temperaturi valjanja raztopljenega v avstenitu po topnostnem produktu. Končna vrednost, okoli 80 % izločenega NbC, je dosežena že pri predzadnji temperaturi konca valjanja. V raztopini v avstenitu je ostalo na koncu valjanja še ca 0,01 % Nb, kar je nad topnostjo, ki jo lahko izračunamo iz topnostnega produkta. Bolj kvantitativno tvorbo AlN in NbC v jeklu C razlagamo s tem, da je zaradi vpliva niobija pri višjih temperaturah avstenit ostajal po vtikih nerekrystaliziran dlje časa kot v jeklih A, B in D, pri nižjih temperaturah pa je bil delež avstenita, ki med vtiki ni rekristaliziral, večji in zato vplivnejši. Različen izkoristek izločanje AlN in NbC razlagamo s kinetičnimi razlogi. Difuzivnost aluminija v avstenitu je pri isti temperaturi večja od difuzivnosti niobija, zato je v času, ki je bil za izločanje na voljo (valjanje je trajalo 70–75 sek), prišlo do večjega izločanja AlN. Če bi proces valjanja podaljšali ali pa dosegli, da bi po končanem valjanju jeklo zadržali nekaj časa na zadostni temperaturi, bi se izvršilo kvantitativnejše izločanje NbC. S tem bi se ponovno sprožila rekristalizacija avstenita, ki ga je niobij zadrževal v deformiranem stanju, po valjanju bi nastala mikrostruktura z manjšo neenakomernostjo zaradi nizke temperature valjanja.

Potrebno je posebej opozoriti na veliko hitrost deformacijsko inducirane tvorbe AlN in NbC med valjanjem jekla. Omenili smo že, da je hitrost izločanja v deformiranem jeklu za dva reda velikosti večja kot v nedeformiranem ali rekristaliziranim, med deformacijo pa celo še za red velikosti večja (13, 14). Za predstavbo, koliko je ta hitrost večja, kot če jeklo s temperature topnosti ohladimo na temperaturo izločanja, naj povemo, da je v jeklu, ki je po sestavi podobno jeklu A, do začetka izločanja AlN prišlo šele po ca 10 min. zadržanja pri 800 °C in ca 32 min. zadržanja pri 1000 °C. Temperaturna odvisnost tvorbe AlN in NbC v jeklu C pa še pove, da gostota napak, ki se ohrani v avstenitu po deformaciji (računati je potrebno, da se del utrditve iz nerekrystaliziranega avstenita izloča s popravo), prevlada nad vplivom znižanja temperature, ki zmanjša difuzivnost elementov, ki so vezani v disperzoidih.

5. AVSTENITNA ZRNA

Velikost avstenitnih zrn je odvisna od količine in velikosti izločkov v jeklu pri temperaturi žarjenja (8). Učinka AlN in NbC se seštevata, zato so



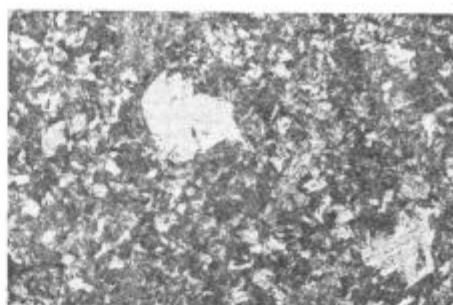
Slika 10

Razmerje med temperaturo valjanja in poprečno velikostjo avstenitnih zrn v jeklih A, B, C in D, izraženo z linearno interpcijsko dolžino. Pri merjenju niso upoštevana posamična zrasta avstenitna zrna.

Fig. 10

Relation between the rolling temperature and the average size of austenite grains in steel A, B, C, and D, expressed with the linear intercept length. In the measurement single coalesced austenite grains are not taken in account.

v mikrolegiranem jeklu avstenitna zrna bolj drobna kot v konstrukcijskem jeklu z enako osnovno sestavo (2). To vidimo tudi na sliki 12. Če krom-manganovo jeklo za cementacijo valjamo pri nizki temperaturi, se poveča število avstenitnih zrn, ki zrastejo, ko jeklo ponovno segrejemo na temperaturo 920 °C (3, 18). Zaradi tega se v normaliziranem jeklu pojavljajo velika bajnitna zrna, nastaja torej mikrostrukturna neenakomernost. Iz tega smo sklepali, da povzroča deformacijsko inducirana tvorba AlN neenakomerno porazdelitev izločkov pri ponovni avstenitizaciji jekla, zato je avstenit manj stabilen pri isti količini disperzoida. Zato smo menili, da je potrebno preveriti, ali prihaja do te, za jeklo neprijetne posledice nizke temperature valjanja tudi v jeklih, ki jih obravnavamo v tem sestavku. Jekla A, B, C in D smo žarili 1 uro pri 920 °C, kalili v vodi in z jedkanjem odkrili avstenitna zrna. Povprečna velikost avstenitnih zrn ni odvisna od temperature valjanja v vseh jeklih. Zrna so manjša v jeklih C in D, ki imata več izločkov, kot v jeklih A in B (sl. 10). Ko se zmanjša temperatura valjanja, se v jeklih A in B pojavljajo velika zrna avstenita (sl. 11). Vrednotenje v mikroskopu je pokazalo, da število takih zrn v obeh jeklih raste, ko se zmanjša temperatura valjanja (sl. 12). Zanimivo je, da je jeklo B bolj nagnjeno k rasti posamičnih avstenitnih zrn. Teoretična vsebnost AlN je v obeh jeklih skoraj enaka, zato je mogoče različnost v rasti avstenitnih zrn posledica različne vsebnosti mangana. Razpravo lahko zaključimo z ugotovitvijo, da se ustvari zaradi deformacijsko inducirane tvorbe AlN pri nizkih temperaturah valjanja taka porazdelitev izločkov pri ponovnem segrevanju jekla v avstenitno področje, da je povečano nagnjenje jekla k anormalni rasti posamičnih avstenitnih zrn.

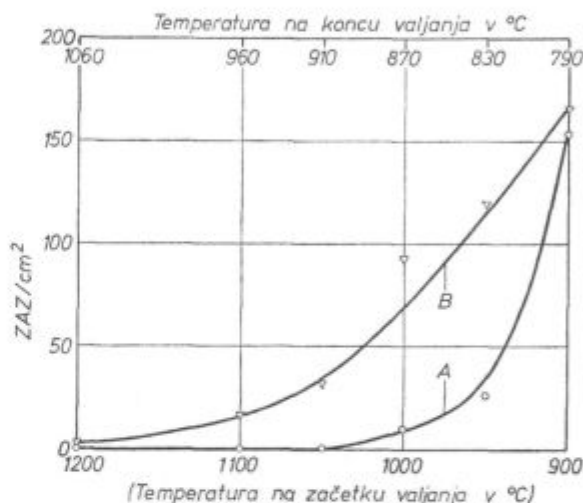


Slika 11

Zrasta avstenitna zrna v drobnnozrnatni matici v jeklu B (C. 0562), ki je bilo izvaljano z začetno temperaturo 1000 °C.

Fig. 11

Coalesced austenite grains in the fine-grained matrix in steel B (C. 0562) rolled with the initial temperature 1000 °C.



Slika 12

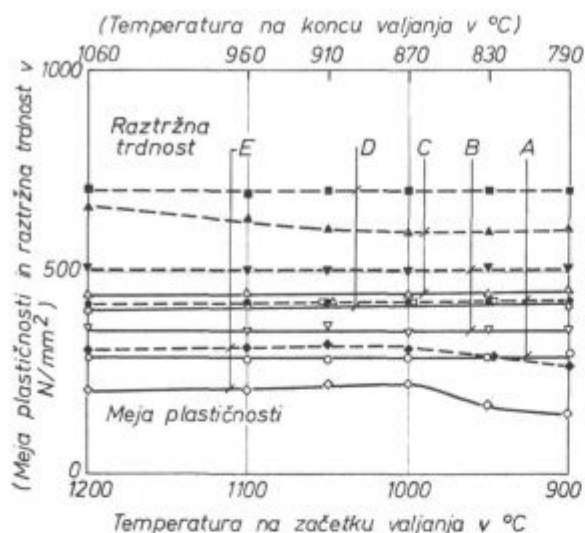
Razmerje med temperaturo valjanja in številom zrastlih avstenitnih zrn na enoto površine pri jeklih A in B.

Fig. 12

Relation between the rolling temperature and the number of coalesced austenite grains per unit area in steel A and B.

6. MEHANSKE LASTNOSTI

Prikazujeta jih sliki 13 in 14. Trdnost in meja plastičnosti sta neodvisna od temperature valjanja ali pa rahlo rasteta, ko temperatura valjanja pada. To pove, da osnovna sestava prevlada pri trdnosti in meji plastičnosti nad zmanjšanjem velikosti zrn zaradi znižanja temperature valjanja. Izjemi sta trdnost pri jeklu C in obe lastnosti pri jeklu D. Trdnost jekla C nekoliko pada, ko se zmanjšuje temperatura valjanja. Kaže, da zmanjšanje kaljivosti jekla zaradi bolj fino zrnate mikrostrukture in manj niobija v trdni raztopini v avstenitu prevlada nad utrditeljskim učinkom, zaradi zmanjšanja velikosti zrn med valjanjem. Pri tem mikrolegiranem jeklu se ni uveljavil termomehanski efekt valjanja pri nizki temperaturi. Po valjanju pri nizki temperaturi, kjer prihaja do termomehanskega efekta, je ostalo v trdni raztopini še zadosti niobija, da ni prišlo do popolne rekristalizacije



Slika 13

Razmerje med temperaturo valjanja in trdnostjo ter mejo plastičnosti jekel. Jekla so bila po valjanju ohlajena na zraku.

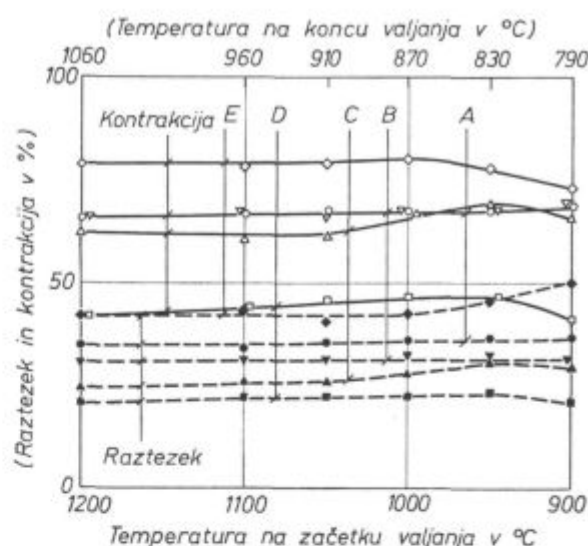
Fig. 13

Relation between the rolling temperature and the strength and the yield point of steel, cooled in air after rolling.

vseh deformiranih zrn avstenita v času, ko je bilo jeklo na zadostni temperaturi. Vemo, da nastanejo s premeno deformiranih zrn avstenita večja zrna ferita in perlita, zato povprečno zmanjšanje zrn zaradi nizke temperature valjanja ni bilo tolikšno kot v primeru avstenita, ki je popolnoma rekristaliziral pred premeno, zato tudi povprečni učinek zmanjšanja zrn pri nizkih temperaturah ni prišel dovolj do izraza. Relativno hitro ohlajanje valjanca na zraku je onemogočilo pomembnejšo izločilno utrditev zaradi niobija in vanadija, ki sta bila ob koncu valjanja v trdni raztopini.

V jeklu E trdnost in meja plastičnosti rahlo raste, ko se znižuje temperatura valjanja zaradi vzporednega zmanjšanja velikosti zrn ferita. Ko temperatura valjanja pade pod kritično vrednost, pri kateri med valjanjem nastaja ferit, se obe lastnosti zmanjšujeta, ko se temperatura valjanja še zniža. V prejšnjih delih tega sestavka smo zvedeli, da pod kritično temperaturo med valjanjem jeklo rekristalizira le deloma, oz. pravilneje povedano, rekristalizira samo avstenit, ne pa ferit, zato velikost zrn raste. Pri formiranju mehanskih lastnosti prevlada povečanje zrn, ki trdnostne lastnosti zmanjšuje, nad utrditvijo zaradi delne odprave deformacijske utrditve ferita s popravo.

Deformacijske lastnosti, raztezek in kontrakcija, so bolj občutljive za temperaturo valjanja od trdnostnih, vendar so razlike često majhne in le zaradi sistematičnosti sklepamo, da presegajo eksperimentalno odstopanje. V jeklih A in B plastičnost rahlo raste, ko se znižuje temperatura valjanja. Podobno velja za jeklo C do določene temperature, pod katero se plastičnost znova zmanjša. To poslabšanje gre na račun povečanja



Slika 14

Razmerje med temperaturo valjanja in raztezkom ter kontrakcijo za jekla s sl. 13.

Fig. 14

Relation between the rolling temperature and the elongation and the reduction of area for steel in Fig. 13.

števila kolonij večjih zrn ferita in perlita ter velikih zrn bajnita, ki so nastala iz avstenitnih zrn, ki so dosegla temperaturo premene v deformiranem stanju. Enako velja za jeklo D, le da tu plastičnost zmanjšujejo podolgovata velika zrna perlita, ki so prav tako nastala iz nerekrystaliziranih zrn avstenita. Posebej je zanimivo jeklo E. Ko se znižuje temperatura valjanja, plastičnost naprej rahlo raste, pod temperaturo; ko se med valjanjem v jeklu pojavi ferit, pa kontrakcija pade, raztezek pa hitreje zraste. Razlaga za to različnost je anizotropija, ki jo jeklo pridobi med valjanjem. Zaradi nje prelom preizkušancev iz jekla, ki je bilo izvaljano pri nizki temperaturi, ni več okrogel, temveč je ovalen (sl. 15 in 16). Kratka os ovala je pravokotna na ravnino valjanja. To kaže, da sploščena feritna zrna prenesajo večjo deformacijo z enakomernim raztezkom pri enosni obremenitvi, so pa manj plastična, ko se deformacija omeji na kontrakcijski lijak in postane deformacija troosna.

Na sliki 17 vidimo, kako temperatura valjanja vpliva na razmerje med kratko in dolgo osjo ovalnega preloma preizkušancev iz vseh jekel. Anizotropije skoraj ni v jeklu D v vsem temperaturnem intervalu valjanja. V jeklu A je zelo majhna in se pojavi šele pri najnižji temperaturi valjanja, v jeklih B, C in E pa je relativno velika in presega ev. eksperimentalno netočnost.

Razlaga je v dvojni mikrostrukturi, ki dovoljuje večjo deformacijo pravokotno na ravnino valjanja, kot pa v ravnini valjanja, zaradi mikrostrukturnih sestavin, ki so nastale s premeno nerekrystaliziranih zrn avstenita. Anizotropija se pojavi pri najvišji temperaturi v jeklu C, kjer pri najvišji temperaturi avstenit med valjanjem ne rekristalizira

popolnoma. Primerjava med jekli pokaže, da mikrostruktura, v kateri prevladuje perlit, ni občutljiva za različnost v obliki in velikosti zrn, in sicer zaradi nizke temperature valjanja jekla. Podobno velja za mikrostrukturo, v kateri prevladuje ferit, s pogojem, da med valjanjem ni nastalo preveč ferita ali pa med valjanjem ni ostalo ne-rekristaliziranega preveliko avstenita.

Vemo, da je anizotropija ploščato valjanega jekla lahko tudi posledica sploščitve s plastičnih sulfidnih vključkov med vročim valjanjem jekla. Ta anizotropija pa se pojavlja v drugačni obliki, saj sulfidni vključki zmanjšujejo deformabilnost jekla pravokotno na ravnino valjanja, torej v smeri, v kateri je deformabilnost preiskanih jekel celo večja. Še so razlogi, ki potrjujejo, da je anizotropija, ki se je pokazala v tem delu, v zvezi z valjalniško mikrostrukturo in ne posledica nekovinskih vključkov. Pri enaki temperaturi valjanja je anizotropija večja v jeklu C z manj žvepla, kot v jeklu B, ki ima več žvepla in sulfidnih vključkov; ne pojavi se v jeklu A, ki ima podobno vključkov, kot jih je v jeklu B, in končno hitro zraste pri jeklu E prav pri temperaturah, kjer bi pričakovali manjšo sploščenje vključkov zaradi valjanja v področju obstojnosti avstenita in ferita (5).

Pričakovali smo, da se bo precejšnja makro-anizotropija pokazala tudi v mikromorfologiji preloma. Zato smo v raster elektronskem mikroskopu pregledali prelome jekel C in E, ki so bila izvaljana pri najvišji in pri najnižji temperaturi. V jeklu C je bil prelom enak po valjanju pri obeh temperaturah. Duktilen intrakristalen prelom so oblikovale redke večje jamice v drobno jamičastem okolju (sl. 19 a in b). V enakih pogojih iz-



Slika 15

Raztržni prelomi jekla E, ki je bilo izvaljano z začetnimi temperaturami 1200, 1000, 950 in 900 °C.

Fig. 15

Fracture in strength testing of steel E rolled with initial temperatures 1200, 1000, 950, and 900 °C.

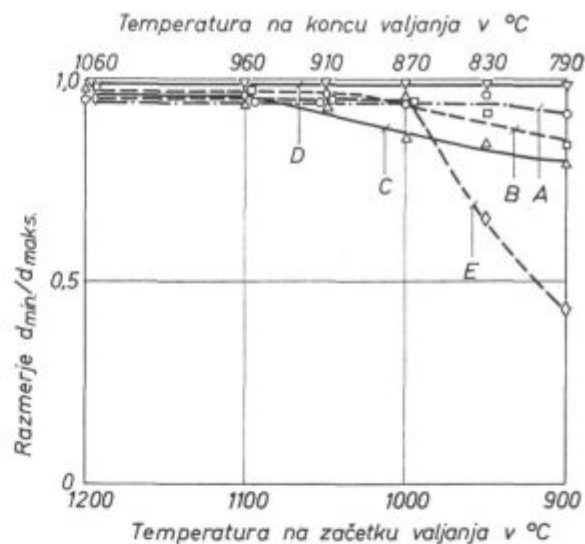


Slika 16

Raztržni prelomi jekla C, ki je bilo izvaljano z začetnimi temperaturami 1100, 1000 in 900 °C.

Fig. 16

Fracture in strength testing of steel C rolled with initial temperatures 1100, 1000, and 900 °C.



Slika 17

Vpliv temperature valjanja jekel A, B, C, D in E na razmerje med kratko in dolgo osjo ovalnega preloma raztržnih preizkušancev.

Fig. 17

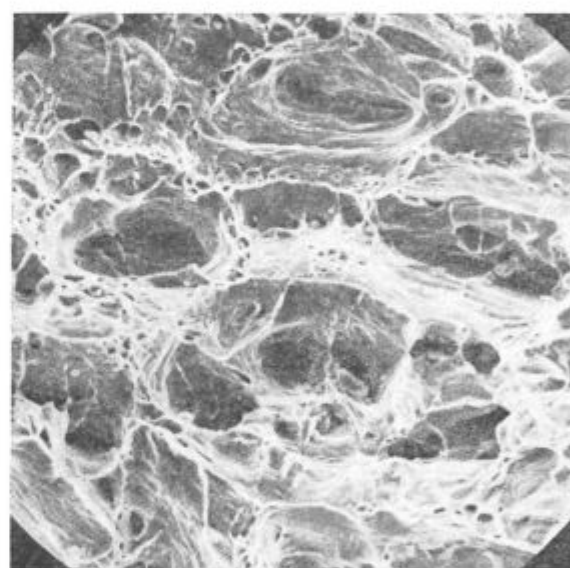
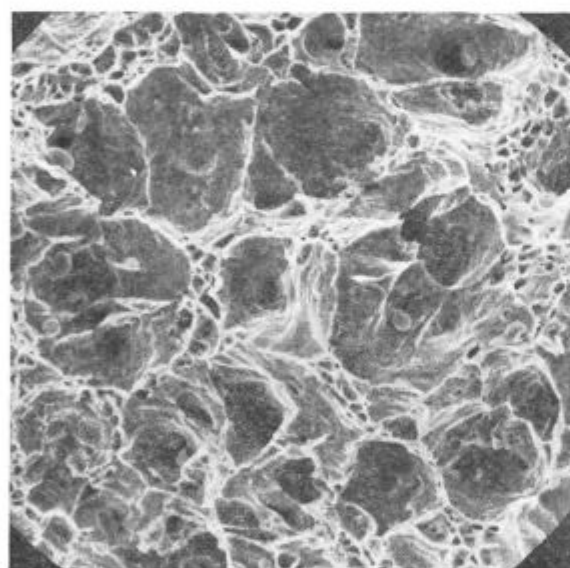
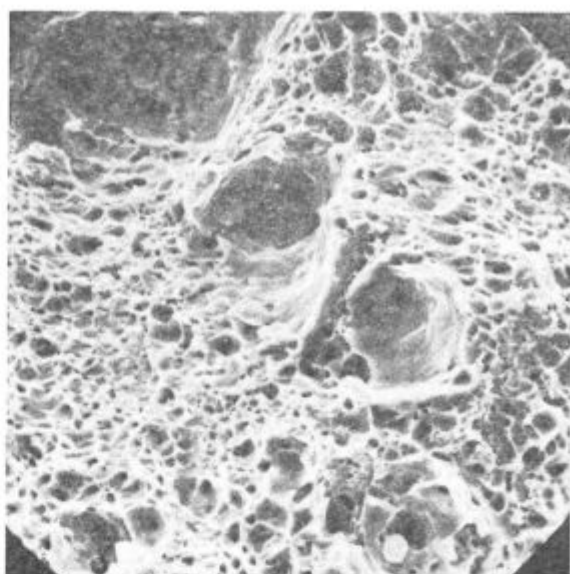
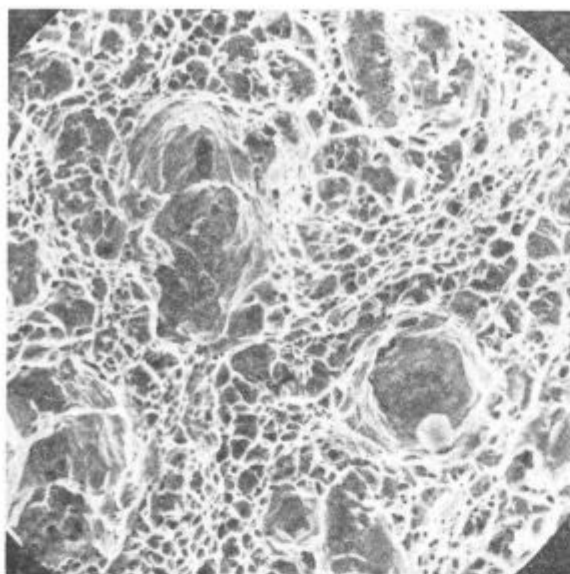
Influence of the rolling temperatures of steel A, B, C, D, and E on the ratio between the short and long axis of the oval fractures of the ultimate-strength test pieces.

valjano jeklo E je imelo tudi intrakristalen duktilen prelom iz večjih in manjših jamic (sl. 20 a in b). Večje jamice so bile bolj pogoste zato, ker je v tem jeklu več vključkov kot v jeklu C. Po valjanju pri nižji temperaturi so bile večje jamice nekoliko sploščene, vendar ne zaradi asimetrične rasti, temveč zato, ker se nekovinski vključki v tem nepomirjenem jeklu bolj sploščijo pri nižji kot pri višji temperaturi valjanja. Velja, da se makro anizotropija v kontrakciji ne odraža v zaznavni obliki na mikro prelomu jekla.

ZAKLJUČKI

Več industrijskih jekel smo izvaljali v temperaturnem intervalu med 1200 in 790 °C, da bi ugotovili, kako osnovna sestava in temperatura valjanja vplivata na izoblikovanje mikrostrukture po ohladih jekla na zraku po valjanju. Valjanje ni bilo izvršeno tako, da bi prišle do izraza značilnosti izločilne utrditve in kontroliranega valjanja mikrolegiranega jekla. Ugotovitve raziskave lahko strnemo v naslednje sklepe:

— ko se znižuje temperatura valjanja, se zmanjšuje velikost zrn na podoben način v vseh jeklih, s pogojem, da valjanje poteka v avstenitu, ki po vsakem vtiku izloča deformacijsko energijo z rekristalizacijo. Velikost zrn je različna v različnih jeklih pri enaki temperaturi valjanja; najmanjša je v mikrolegiranem jeklu, največja pa v nepomirjenem jeklu. Različna količina ogljika in mangana ne vpliva pomembno na velikost zrn po valjanju.



Slika 18 a in b, pov. 1500 $\times$.
Prelom jekla C, ki je bilo izvaljano z začetno temperaturo 1100 in 900 °C.

Fig. 18 a and b
Magn. 1500 $\times$. Fracture of steel C rolled with initial temperatures 1100 and 900 °C.

Slika 19 a in b, pov. 800 in 500 $\times$.
Prelom jekla E, ki je bilo izvaljano z začetno temperaturo 1200 in 900 °C.

Fig. 19 a and b
Magn. 800 and 500 $\times$. Fracture of steel E rolled with initial temperatures 1200 and 900 °C.

— Če med valjanjem ostaja del avstenita ne-rekristaliziranega, nastaja po ohladitvi na zraku dvojna mikrostruktura, v kateri izvirajo bolj grobe sestavine iz avstenitnih zrn, ki so bila nerekrystalizirana ob premeni. To ne vpliva zaznavno na trdnostne lastnosti in nekoliko zmanjšuje plastičnost jekla.

— Če med valjanjem nastaja majhna količina ferita, to nima zaznavnih posledic za mikrostrukturo in lastnosti jekla po ohladitvi na zraku s tem-

perature valjanja. Če pa nastaja večja količina ferita, ki med valjanjem ne rekristalizira, zrna te faze rastejo zaradi deformacijsko inducirane migracije kristalnih mej. Zaradi tega se zmanjšajo trdnostne lastnosti in kontrakcija, poveča pa se raztezek jekla.

— Valjanje pri nizkih temperaturah, ko ostaja med vtiki znatna količina avstenita nerekrystalizirana ali pa nastaja znatna količina ferita, ustvari v jeklu anizotropijo. Zaradi nje se jeklo lažje de-

formira pravokotno na ravnino valjanja, kot v tej ravnini. Če je anizotropija posledica nerekristalizacije avstenita med valjanjem, se nekoliko zmanjša plastičnost jekla; če pa je njen vzrok pojav ferita med valjanjem, se zmanjša kontrakcija in nekoliko poveča raztezek. To pove, da prihaja pri preizkušanju do izraza nerekristalizacija ferita med valjanjem le tedaj, ko je jeklo podvrženo troosnemu napetostnemu stanju.

— Proces valjanja močno pospeši razpad trdne raztopine aluminijevega nitrda in niobijevega karbonitrda v avstenitu. Tvorba izločkov je bolj kvantitativna, če med vtiki večja količina avstenitnih zrn ostaja v nerekristaliziranem stanju.

— Deformacijsko inducirano tvorbo aluminijevega nitrda pri nizkih temperaturah valjanja spremlja povečanje občutljivosti jekla za anormalno rast zrn pri ponovnem segrevanju jekla v avstenitno stanje.

VIRI

1. K. J. Irvine, T. Gladman, J. Orr in F. B. Pickering: *Journal of ISI* 208, 1970, 717—726.
2. F. Vodopivec, M. Gabrovšek in M. Kmetič: *Harterei Technische Mitteilungen* 32, 1977, 284—291.
3. F. Vodopivec, A. Rodič in J. Rodič: *Železarski zbornik* 16, 1982.
4. I. Kozasu, C. Ouchi, T. Sampei in T. Okita: *Micro Alloying* 1975, Union Carbide Corporation, New York, 1977, 120—135.
5. F. Vodopivec in M. Gabrovšek: *Metals Technology* 7, 1980, maj, 186—191.
6. T. Tanaka, N. Tabata, T. Hatomura in C. Shiga: *Micro Alloying* 75, Union Carbide Corporation, New York, 1977, 107—119.
7. S. Gohda, K. Vatanabe in J. Hashimoto: *Transactions ISIJ* 21, 1981, 6—15.
8. T. Gladman in F. B. Pickering: *Journal of ISI* 205, 1967, junij, 653—664.
9. T. Gladman, D. Dulieu in I. D. McIvor: *Micro Alloying* 75, Union Carbide Corporation, New York, 1977, 32—58.
10. A. Osojnik, T. Lavrič in F. Vodopivec: *Železarski zbornik* 14, 1980, 87—93.
11. F. Vodopivec, D. Kmetič, F. Vizjak, G. Manojlovič in F. Haller: *Prispevek za 2. Mednarodni kongres o valjanju jekla*, Düsseldorf, maj, 1983.
12. J. D. Jones in A. B. Rotwepell: *Deformation under hot working conditions*, ISI publication 108, The Iron and Steel Institute, London, 1968, 78—82.
13. I. Weiss in J. J. Jonas: *Metallurgical Transactions* 11 A, 1980, 403—410.
14. J. J. Jonas in I. Weiss: *Metal Science* 3, 1979, 238—245.
15. T. M. Hoogendoorn in M. J. Spanraft: *Micro Alloying* 75, Union Carbide Corporation, New York, 1977, 75—87.
16. A. Le Bon, J. Rofes Vernis in C. Rossard: *Metals Science* 9, 1975, 36—43.
17. T. Tanaka, T. Funakoshi, M. Ueda, J. Tsuboi, T. Yasuda in C. Utanashi: *Micro Alloying* 75, Union Carbide Corporation, New York, 1977, 399—409.
18. F. Vodopivec, J. Rodič in A. Rodič: *Advances in the Physical Metallurgy and Application of Steel* University of Liverpool, 1981. Bo objavljeno.

ZUSAMMENFASSUNG

Verschiedene Konstruktionsstähle sind bei Temperaturen zwischen 1200 °C und 790 °C bei sonst gleichen anderen Bedingungen ausgewalzt und an der Luft abgekühlt worden. Die Gefüge — und die mechanischen Untersuchungen sind durchgeführt worden. Chemisch ist die Menge von Niobiumkarbonitrid und Aluminiumnitrid bestimmt worden.

Die Walztemperatur beeinflusst die Gestaltung des Mikrogefüges in verschiedenen Stählen verschieden. Die Erhöhung des Mangan und Kohlenstoffgehaltes und besonders das Mikrolegieren mit Niobium verursacht die Erhöhung der Temperatur bei welcher zwischen den Stichen Austenit nicht vollkommen rekristallisiert. Beim Walzen unter dieser Temperatur entsteht im Stahl ein zweifaches Mikrogefüge dessen gröbere Bestandteile aus Austenitkörnern entstanden sind, die bei der Umwandlung nicht rekristallisiert waren. Dadurch wird die Verformungsfähigkeit vermindert, hat aber keinen Einfluss auf die

Festigkeit des Stahles. In kohlenstoffarmen Stählen entsteht während dem Walzvorgang Ferrit, die Körner wachsen, die Festigkeit und die Plastizitätsgrenze werden kleiner, die Dehnung wird grösser und die Einschnürung kleiner. Es entwickelt sich die Anisotropie, durch welcher Stahl senkrecht auf die Walzebene leichter verformbar wird als in dieser Ebene.

Während dem Walzvorgang wird die Bildung von Aluminiumnitrid und Niobiumkarbonitrid durch die Verformungsinduzierte Ausscheidung beschleunigt. Bei gleicher Walztemperatur entsteht eine grössere Menge der beiden Dispersoiden, falls zwischen den Stichen mehr Austenit nicht rekristallisiert. Die Bildung von Aluminiumnitrid während dem Walzen bei niedrigeren Temperaturen macht den Stahl empfindlicher für das Kornwachstum bei der wiederholten Erwärmung im Austenitbereich.

SUMMARY

Various structural steel was rolled in the temperature interval 1200 to 790 °C at equal other conditions, and cooled in air. Microstructural and mechanical testing was made, and chemically the amount of niobium carbonitride and aluminium nitride was analysed.

Rolling temperature has various influences on the formation of the microstructure in various steel. Increased amounts of manganese and carbon, and especially microalloying with niobium increases the temperature at which austenite does not completely recrystallises during the passes. In rolling below this temperature double microstructure is formed in steel, containing rougher components formed of austenite grains which were not recrystallised in the transformation. This reduces the plasticity but does

not influence the steel strength. In steel with low carbon, ferrite is formed in rolling, grains grow, strength and yield point are reduced, elongation is increased, contraction is reduced, and anisotropy is formed which causes that steel is more easily deformable perpendicularly to the rolling plane than in the rolling plane itself.

During rolling formation of aluminium nitride and niobium carbonitride is accelerated by the precipitation induced with the deformation. At the same rolling temperature more of both dispersoids is formed if more austenite remains not recrystallised between the passes. Formation of aluminium nitride in rolling at lower temperatures makes steel more sensitive for grain growth at reheating in the region of austenite.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

В температурном интервале между 1200 и 790 °C произведена прокатка нескольких конструкционных сталей различного состава при одинаковых остальных условиях с охлаждением на воздухе. Выполнены механические и микроскопические исследования, а также с химическим анализом — содержание Nb и AlN.

В сталях различного состава температура прокатки различно влияет на микроструктуру. Увеличение содержания Mn и C, в особенности же содержание микросплавного Nb во время заделки прутков не происходит полная рекристаллизация аустенита. При прокатки при t -ре под выше наведенного интервала образуется в стали двойная микроструктура: более грубые составные части получались из аустенитных зерен, которые не перекристаллизовались во время изменения при подаче прутка. Это уменьшает

пластичность, но не влияет на прочность стали. В сталях с низким содержанием углерода образуется во время прокатки феррит, величина зерен увеличивается, прочность и предел пластичности уменьшаются, растяжение увеличивается, уменьшается сужение; этим сталь становится более деформируемая под прямым углом на равнину прокатки при сравнении на прокатку по равнине.

С деформационно индуцированным выделением во время прокатки ускорено образуются AlN и NbC. Если во время подачи остается больше аустенита, то при одинаковых t -ах образуются больше обоих дисперсионных соединений. Образование AlN во время прокатки при более низких t -ах причиняет, что сталь при повторном перегреве становится более чувствительна на увеличение зерен в области аустенита.