

Poskus simulacije kontroliranega valjanja tanke pločevine na reverzirnem kvarto stroju

F. Vodopivec^{*1}, M. Gabrovšek^{*2}, J. Žvokelj^{*1}

UDK: 621.771.063.016.2-41
ASM/SLA: F23g, 4-53, W 23c, 10-52

Kontrolirano valjanje tanke pločevine v laboratoriju pri temperaturi med 1200 in 730 °C. Dosežena je meja plastičnosti 350 N/mm² pri enostavni sestavi; v jeklu, mikrolegiranem z vanadijem ali z niobijem, pa meja plastičnosti nad 500 N/mm², obakrat pa tudi zadostna duktilnost, če je bila temperatura konca valjanja med 900 in 800 °C. Pri nižjih temperaturah je meja plastičnosti višja, zaradi deformacijske utrditve ferita in nepopolne rekristalizacije avstenita med valjanjem pa je mikrostruktura neenakomerna, plastičnost jekla pa močno zmanjšana.

Pred nekaj leti smo začeli na inštitutu delati z jekli z mikrostrukturo iz ferita in iz martenzita, tako imenovani dual jekli, ki imajo zaradi mikrostrukture specifične lastnosti (1). Ta jekla se izdelujejo pri primerni sestavi s kaljenjem iz področja obstojnosti avstenita in ferita ali pa s primernim ohlajanjem s temperature konca valjanja. Druga pot je seveda bolj racionalna, saj prihrani vsaj eno segrevanje. Kot uvodno eksperimentalno delo je bilo iz-

delano v laboratoriju nekaj jekel z elementi, ki jih najdemo v dual jeklih (C, Mn, Si, V, Nb in Al); poiskovali smo simulirati proces valjanja na reverzirnem kvarto (Steckel, valjalnem stroju). Rezultati te raziskave postajajo relevantni sedaj, ko razmišljamo o tem, da bi termomehansko valjali na reverzirnem duo ogrodju tanke pločevine. S področja valjanja pri nas, pa tudi v tujini, ni bilo objavljeno nič takega, ki bi zmanjšalo relevantnost teh razmeroma starih izsledkov, zato je gotovo koristno, da se predstavijo strokovni javnosti.

2. ESPERIMENTALNO DELO

V indukcijski peči je bilo iz enakega izhodnega vložka izdelano 5 jekel, legiranih z aluminijem, vanadijem, niobijem, kromom in molibdenom, s sestavo, navedeno v tab. 1. Za izdelavo jekla je bil izbran vložek z malo žvepla. Osnovni elementi (C, Mn in Si) se med jekli nekoliko razlikujejo, vendar ne toliko, da ne bi bila primerjava med jekli realna.

Tabela 1: Sestava jekel

Jeklo	Element v %									
	C	Si	Mn	P	S	Al ⁺	V	Nb	Mo	Cr
1. primarno	0,11	0,21	1,06	0,024	0,012	0,017				
2. V	0,11	0,42	1,14	0,022	0,012	0,025	0,07			
3. Nb	0,13	0,20	1,23	0,023	0,012	0,032		0,03		
4. Mo	0,14	0,42	1,20	0,024	0,012	0,032			0,42	
5. CrMo	0,12	0,37	1,15	0,022	0,012	0,032			0,42	0,59

Tabela 2: Parametri vročega valjanja platin iz plošč z debelino 30 mm. Pred valjanjem so bila jekla segrevana 30 minut pri 1200 °C in nato valjana z začetkom pri tej temperaturi ali po ohladitvi na začetno temperaturo valjanja v tabeli

Začetna	Temp. valjanja °C		Trajanje valjanja min.	Število vtikov				Redukcija v %			Končna debelina mm
	Po 4. vtiku	Končna		Skupno	Brez ^① vmes. zadrž.	Vmes. zadrž. na zraku 20"	Vmes. ^② zadrž. v peči 25"	Skupna	Povprečna	Končna	
1200	1000	900	2,5	6	4	0	2	83,3	27,5	32,3	5
1200	975	870	2,5	6	3	0	3	83,3	27,5	32,3	5
1160	910	820	2,5	6	2	0	4	90,0	32,0	40,0	3,1
1100	870	785	3,0	6	1	2	3	90,0	32,0	40,0	3,1
1010	820	755	3,5	6	1	2	3	90,0	32,0	40,0	3,1
900	750	730	3,5	6	1	2	3	90,0	32,0	40,0	3,1

① — Vštet je prvi vtik v začetku valjanja

② — Vštet je zadnji vtik na koncu valjanja

Vse temperature so bile izmerjene z infrardečim digitalnim pirometrom, največ 2 s po prehodu med valji.

*1 Franc Vodopivec, dr. mag. dipl. ing. met., Janez Žvokelj dipl. ing. met., Metalurški inštitut, Lepi pot 11, 61000 Ljubljana

*2 Marin Gabrovšek, dr. dipl. ing. met., Železarna Jesenice, 64270 Jesenice

*** Originalno publicirano: ŽZb 23, 1989, 3

Rokopis prejeto: 1989-05-05

V tabeli 2 so podatki o valjanju. Jekla so bila v 6 vtikih izvaljana iz platine (30 mm) v plošče z debelino 5 oz. 3,1 mm. Pred valjanjem so bile vse platine segrevane 30 min pri 1200 °C, da je bila enaka izhodna velikost zrn avstenita in so se v avstenitu raztopile disperzoidne faze AIN, VC in NbC(2). Nato je bila po ena platina izvaljana z začetno temperaturo 1200 °C, druge pa po ohladitvi na nižjo začetno temperaturo. Valjanje se je izvršilo v 6 vtikih s povprečnimi redukcijami 27 oz. 32 %. Ta razlika ne more vplivati na lastnosti, saj za statično rekristalizacijo med vtiki zadostuje že parcialna deformacija okoli 10 % (3), če je le seveda čas med vtiki zadosten. Za enako rekristalizacijo ferita pa je potrebna mnogo večja parcialna deformacija, nad 60 % (4).

Da bi se valjanje izvršilo v času, ki je primerljiv z valjanjem na reverzirnem kvart ogrodju in bi bile končne temperature valjanja tudi v razponu tega, kar srečujemo pri tej napravi, so bili valjanci zadržani med vtiki na zraku ali pa v peči. Kljub tem posegom ni bilo mogoče zagotoviti popolnoma enakega trajanja valjanja, zato srečujemo tri čase valjanja: 2,5, 3 in 3,5 min. Te razlike sicer niso zanemarljive, vendar pa je njihov pomen majhen v primerjavi s prevladujočim vplivom temperature valjanja.

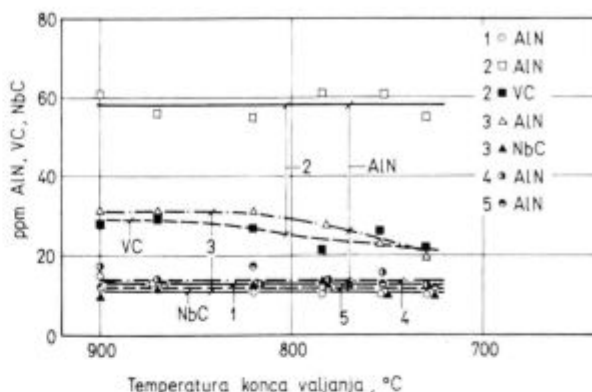
Po valjanju smo lamele ohladili na zraku na predgrete posteljici iz šamotne opeke. Iz lamel smo odrezali vzorce za preiskave mikrostrukture, mehanskih lastnosti in količine disperzoidov v valjanem stanju.

Velikost zrn smo določili po metodi linearne intersepcije, količina disperzoidnih faz pa je bila določena po vpeljanih metodah (5). Pri merjenju velikosti zrn v valjanem jeklu smo se izogibali skupkom ali posamičnim večjim zrnom, ki so nastala s premeno nerekrystaliziranega avstenita in z deformacijsko inducirano rastjo zrn ferita. Upoštevali smo torej le feritna zrna, ki so nastala s premeno rekristaliziranega avstenita in feritna zrna, ki so nastala že med valjanjem. Zato so izmerjene vrednosti bolj natančne in zanesljive po valjanju pri visokih temperaturah kot pri nizkih, ko v procesu mehčanja niso često nastale enakomerne mikrostrukture z jasnimi mejami zrn ferita.

3. REZULTAT DELA

3.1. Tvorba disperzoidov AIN, VC in NbC med valjanjem

Topnost vseh disperzoidnih faz se zmanjšuje prav v razponu temperatur valjanja (2), zato iz trdne raztopine nastajajo drobni izločki, ki lahko vplivajo na procese v jeklu med nadaljevanjem valjanja in pri ohlajanju. Na sliki 1 je prikazana količina disperzoidnih faz v odvisnosti od temperature valjanja. Za lažjo presojo velja ponoviti, da so bili vsi vzorci in jekla, ne glede na končno temperaturo valjanja, pred začetkom valjanja držani 30 min. pri 1200 °C, kar je dovolj, da so se vsi disperzoidi raztopili v avstenitu (2). V vseh jeklih, kjer od disperzoidov najdemo samo AIN, to so jekla 1, 4 in 5, je neodvisno od temperature nastalo med valjanjem zelo malo te faze. Več je AIN v jeklu 2, kjer najdemo poleg aluminija še vanadij. Med jekloma 1 in 2 je razlika v aluminiju, ki ni razlog za različno količino AIN po valjanju. Za to sta dva dokaza: prvič, razlika v količini Al je cca 50 %, razlika v količini AIN pa več kot 4-kratna; drugič, v jeklu 1 je količina AIN v mejah natančnosti analize enaka kot v jeklih 4 in 5, ki vsebujeta še več aluminija kot jeklo 2. Očitno je torej, da prisotnost vanadija povzroči povečanje količine AIN, ki nastane med valjanjem. Tudi v jeklu 3 je AIN več kot v primerjalnem jeklu 1; količina AIN pa se zmanjšuje, ko se znižuje temperatura valjanja. Razlaga za ta pojav je predstavljena v virih 6 in 7.



Slika 1.

Odvisnost med temperaturo konca valjanja in količino disperzoidov AIN, NbC in VC v jeklih, ki so bila po valjanju ohlajena na zraku

Fig. 1

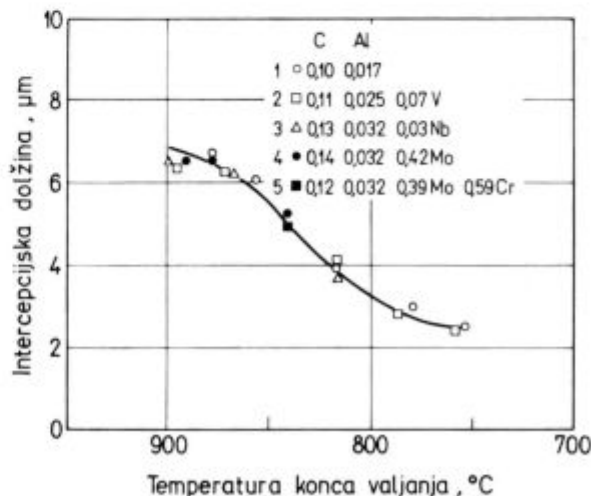
Relationship between the final rolling temperature and the amount of AIN, NbC, and VC particles in steel air cooled after rolling

Na tem mestu je utemeljen zaključek, da vanadij pospeši tvorbo AIN med valjanjem. Podoben, vendar manjši vpliv ima niobij, krom in molibden pa sta brez zaznavnega učinka na tvorbo AIN.

Neodvisno od temperature nastane med valjanjem zelo malo NbC. Vanadijevega karbida nastane več, vpliv temperature valjanja pa je podoben, kot pri tvorbi AIN v jeklu z niobijem in aluminijem.

3.2. Mikrostruktura po valjanju in velikost zrn

Na sliki 2 je prikazana odvisnost med temperaturo na koncu valjanja in linearno intersepcijsko dolžino za mikrostrukturo po ohladitvi na zraku s temperature valjanja. V skoraj vseh jeklih se velikost zrn zmanjšuje po podobni odvisnosti, ki je bila določena za primere valjanja konstrukcijskih jekel v plošče z debelino ca 15 mm



Slika 2.

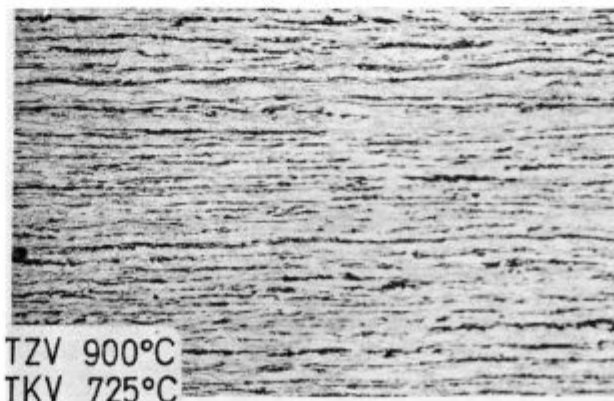
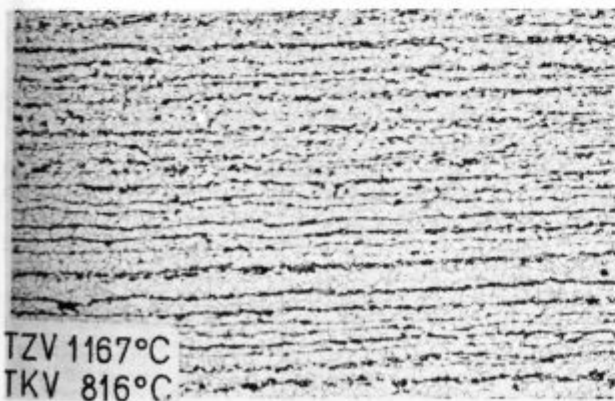
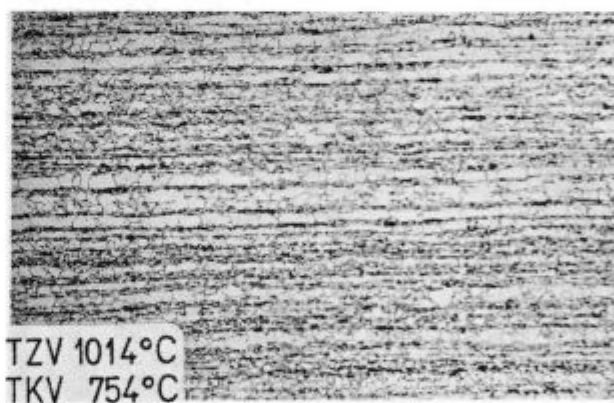
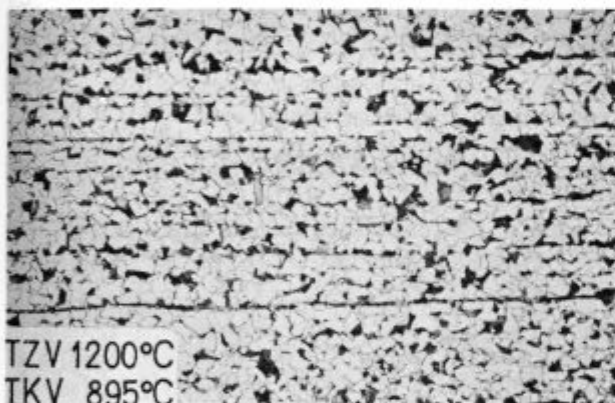
Odvisnost med temperaturo konca valjanja in linearno intersepcijsko dolžino za feritna zrna

Fig. 2

Relationship between the final rolling temperature and the linear intercepting length of ferrite grains

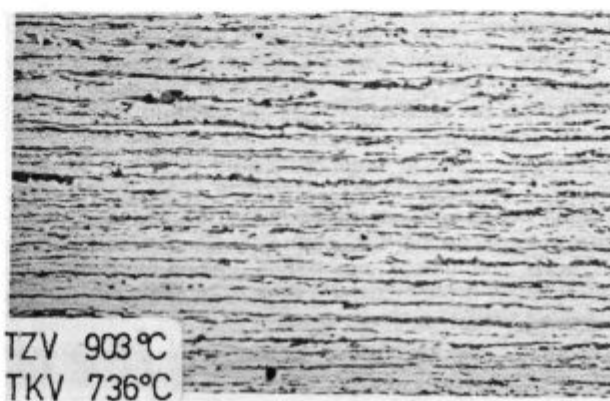
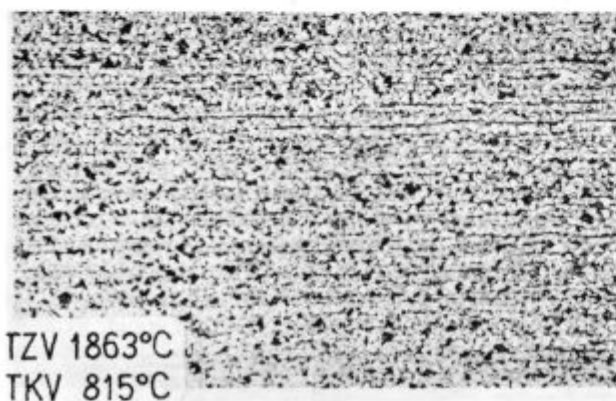
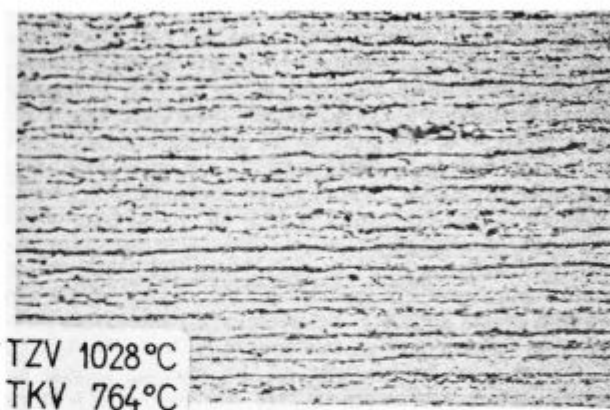
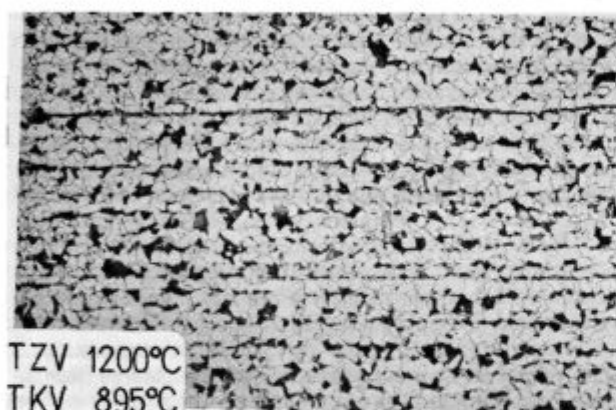
(6, 7). Za jekla z niobijem, molibdenom in kromom ni bilo mogoče določiti velikosti zrn po valjanju pod 820 °C, ker je bil premajhen delež feritnih zrn, ki so nastala s premeno rekristaliziranega matriksa, ali pa so zrna ferita bila močno deformirana, ker so nastala med valjanjem. V jeklih s kromom in molibdenom pa je bilo v mikrostrukturi še mnogo bajnita in martenzita, zaradi česar praktično tudi ni bilo mogoče določiti realne velikosti feritnih zrn. Lažje se razloži odvisnost na sl. 2 na osnovi posnetkov mikrostrukture, ki je nastala pri nekaterih končnih temperaturah valjanja. Če se je valjanje izvršilo v matriksu iz avstenita, je končana mikrostruktura iz poligonalnih zrn ferita in perlita z majhno trakavostjo (sl. 3a). Ko se temperatura valjanja znižuje, raste količina ferita, ki nastaja med valjanjem. Feritna zrna so vse manjša, vendar še vedno poligonalne oblike (sl. 3b). Ker med vtiki ferit intenzivno popravlja, ne izvrši pa se v njem statična rekristalizacija (3, 7), so zrna proizvod deformacijsko inducirane rasti, ki pa je omejena zaradi ozkih plasti ferita, ki so ločene s plastmi avstenita. Dokaz za plastatost fazne sestave med valjanjem je trakavost, ki je mnogo bolj izrazita, kot po valjanju pri višji temperaturi in so plasti perlita zelo tanke, vendar skoraj neprekinjene. Pri še nižji temperaturi, ko je delež ferita med valjanjem še večji, najdemo v feritnih slojih posamična večja feritna zrna, katerih oblika kaže, da so proizvod deformacijsko inducirane migracije mej po koncu valjanja. V jeklu najdemo le redka zrna lamelnarnega perlita. Večina cementita je v obliki slojev drobnih zrn. Pri še nižji temperaturi valjanja

najdemo v jeklu znova več lamelnarnega perlita, zrna ferita so pretežno zelo drobna, posamična med njimi so večja, vendar tudi podolgovata, kar je dokaz, da so nastala z deformacijsko inducirano rastjo med vtiki pri višji temperaturi. Če primerjamo posnetka C in D na sliki 3, bi sklepali, da lahko pri debelini valjanja 3.1 mm pričakujemo pomembnejšo rast zrn z deformacijsko inducirano rastjo zrn ferita, ko je temperatura ob koncu valjanja nad 750 °C. Navidezno nelogično je, da najdemo po valjanju pri 816 °C in 725 °C v mikrostrukturi večino cementita v lamelnarnem perlitu, pri vmesni temperaturi 754 °C pa je tega malo. Možna je naslednja razlaga: Pri določeni sestavi sta pri določeni temperaturi količini avstenita in ferita v ravnotežnih pogojih odvisni le od temperature. Med valjanjem se ne doseže ravnotežno stanje, ker se jeklo hitro hladi in ni dovolj časa za prerazdelitev ogljika med obema fazama z difuzijo. Pri visoki temperaturi je avstenit stabilen, in ko doseže temperaturo premene, nastane iz njega lamelarni perlit. Pri neki vmesni temperaturi je količina avstenita v ravnotežju s feritom zelo majhna, difuzivnost pa dovolj velika; že med valjanjem nastane zelo malo avstenita z mnogo ogljika in cementit se pri nadaljnjem znižanju temperature zbere v posamična zrna. Podoben primer smo opazili že pri valjanju 15-mm plošč iz nizkoogljичnega jekla (7). Pri še nižji temperaturi pa ta prerazdelitev ni več mogoča, ker je prepočasna difuzijska zamenjava ogljika, zato ostane nekaj avstenita do konca valjanja in se spremeni v perlit, ponekod pa v martenzit šele pri ohlajanju po valjanju.



Slika 3. pov. 200 ×, jeklo 1 z aluminijem: Mikrostruktura pri različnih temperaturah valjanja

Fig. 3 Magn. 200 ×. Steel 1 with aluminium: Microstructure at various rolling temperatures



Slika 4.

pov. 200 ×, jeklo z vanadijem in aluminijem: Mikrostruktura pri različnih temperaturah valjanja

Fig. 4

Magn. 200 ×. Steel with vanadium and aluminium: Microstructure at various rolling temperatures

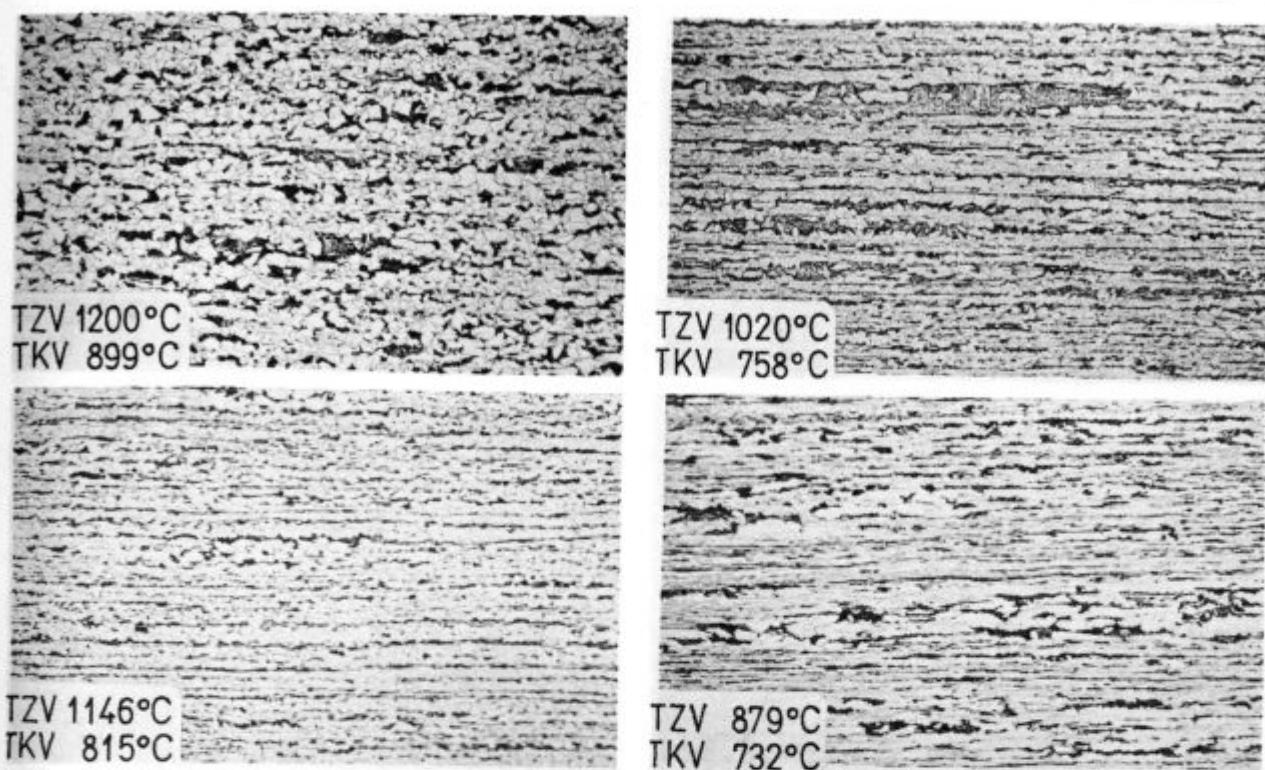
Pri visokih temperaturah valjanja je v jeklu z vanadijem evolucija mikrostrukture (sl. 4) podobna kot v primerjalnem jeklu 1. Po koncu valjanja pri nizkih temperaturah pa najdemo v jeklu vedno lamelarni perlit v tankih plasteh. Praktično ni videti znakov deformacijsko inducirane rasti ferita med valjanjem in po njem. To pove, da dodatek vanadija poveča stabilnost avstenita pri padajoči temperaturi med valjanjem. Velja poudariti, da je dodatek 0.07 % V zadosten zato, da se doseže zelo drugačna mikrostruktura valjanja pri temperaturah med ca 800 in 725 °C. Velja dalje povedati, da ne glede na temperaturo, v mikrostrukturi praktično ne najdemo znakov avstenita, ki med valjanjem ni rekristaliziral. To kaže, da vanadij ne zavira toliko statične rekristalizacije, da se ne bi izvršila v presledku časa med vtiki.

V jeklu 3, ki je mikrolegirano z niobijem, najdemo poleg istih elementov v mikrostrukturi kot pri jeklu z vanadijem še produkte transformacije nerekrystaliziranega avstenita, katerih delež raste z znižanjem temperature valjanja, kar potrjuje izsledke pri valjanju 15-mm plošč (6, 8). Produkta transformacije nerekrystaliziranega avstenita vidimo pri visoki temperaturi kot lečaste skupke zrn ferita in perlita (sl. 5a), ki po velikosti in obliki odstopajo od okoliških, ki so nastala iz rekristaliziranega avstenita in so manjša ter bolj poligonalna. Pri nižjih temperaturah se nerekrystalizirane avstenit kaže kot posamična velika zrna zgornjega bajnita (sl. 5c), pri še nižji temperaturi pa najdemo dokaz za prisotnost nerekrystaliziranega avstenita v sploščenih skupkih večjih feritnih in perlitnih zrn. Njihov nastanek razlagamo s tem, da velika zrna avstenita ne premenijo v bajnit, kot pri nekoliko višji

temperaturi. Pri nižji temperaturi valjanja je počasnejše izločanje deformacijske energije, ta pa poviša premenko temperaturo avstenita (9).

Jeklo 4, legirano z molibdenom, dobi pri visoki temperaturi valjanja mikrostrukturo iz poligonalnih zrn ferita, bajnita, lamelarnega perlita in martenzita (sl. 6). V mikrostrukturi ni znakov, da je ostal del avstenita nerekrystaliziran, dokler začetna temperatura ne doseže 1014 °C. V mikrostrukturi najdemo slojasto porazdeljena ferit in bajnit in večja lečasta zrna bajnita. Izrazito slojasta porazdelitev ferita, bajnita in martenzita pri nižjih temperaturah je dokaz, da je valjanje potekalo v dvofaznem področju. Ferita je manj kot v primerjalnem jeklu, to pa je dokaz, da tudi legiranje jekla z molibdenom poveča stabilnost avstenita pri valjanju pri padajoči temperaturi jekla.

V jeklu s kromom in molibdenom najdemo po visoki temperaturi valjanja mikrostrukturo iz bajnita z zelo malo ferita in posamičnimi zrnji martenzita (sl. 7). Pri nekoliko nižji temperaturi valjanja najdemo že pomemben delež poligonalnih zrn ferita poleg bajnita in sledov martenzita. Razliko razlagamo s tem, da je kaljivost jekla pri ohlajanju na zraku bila manjša zaradi manjših rekristaliziranih zrn avstenita. Pri začetni temperaturi valjanja 1000 °C najdemo mnogo velikih lečastih bajnitnih zrn, ki so znak obstoja nerekrystaliziranega avstenita v vsem razponu temperature valjanja. Ferita je malo in ga najdemo v tankih plasteh med zrnji bajnita in martenzita plastaste ali lečaste oblike. Po videzu mikroposnetkov je ferita manj kot v jeklu 4; logičen je zato sklep, da krom še dodatno stabilizira avstenit v procesu valjanja. Molibden in krom malo zavirata rekristalizacijo avstenita med vtiki, saj v jeklih 2,

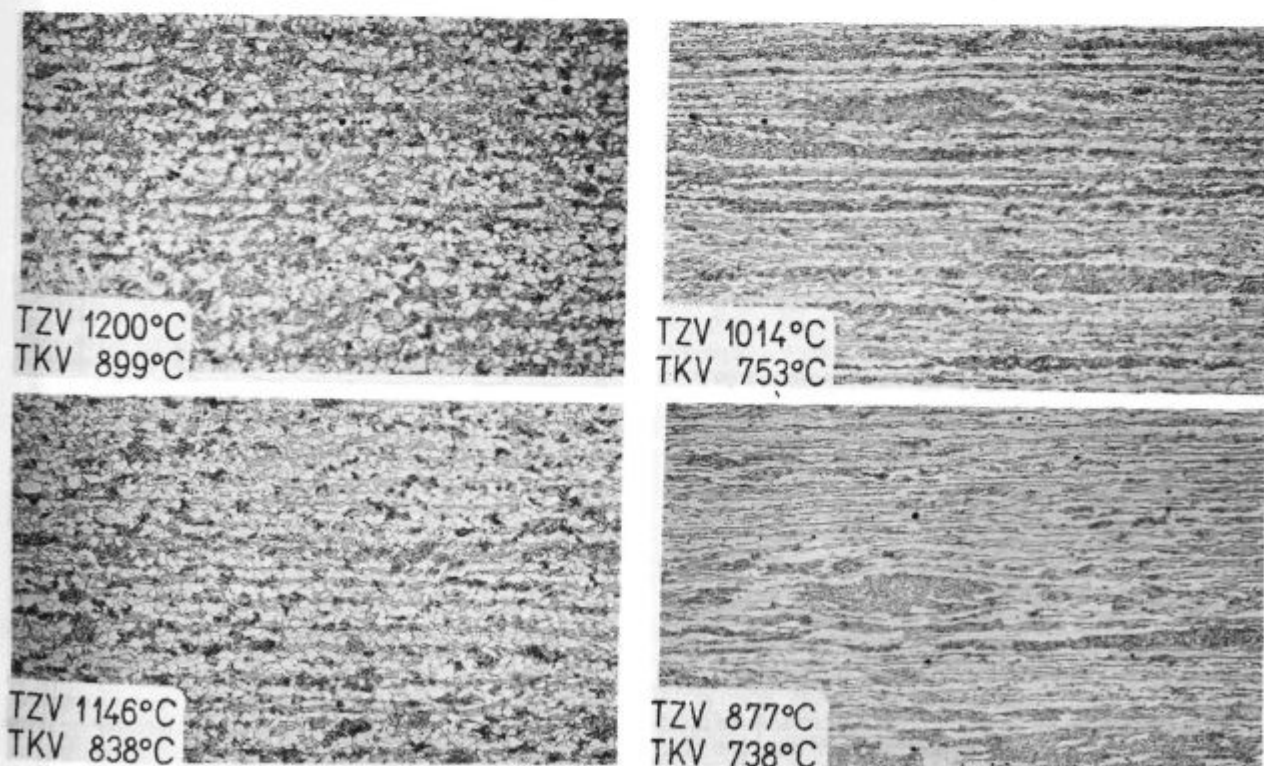


Slika 5.

pov. 200 ×, jeklo z aluminijem in niobijem: Mikrostruktura pri različnih temperaturah valjanja

Fig. 5

Magn. 200 ×. Steel with aluminium and niobium: Microstructure at various rolling temperatures

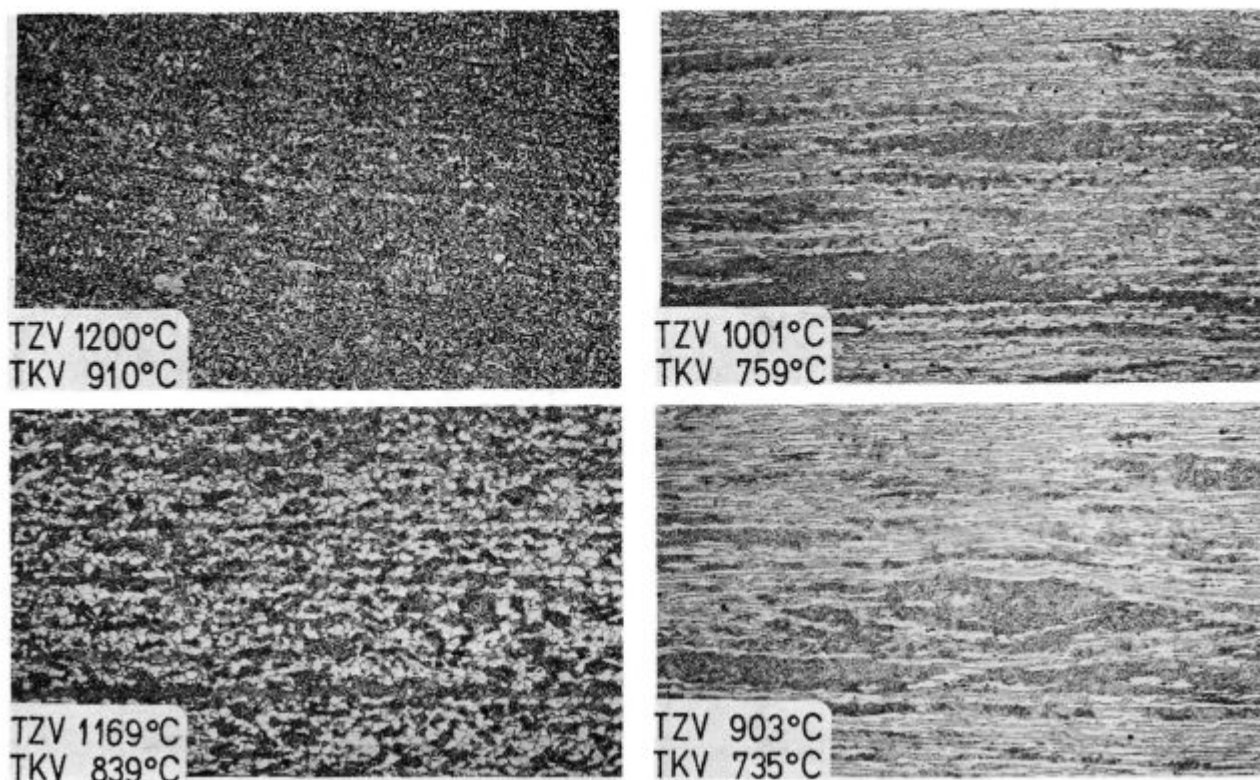


Slika 6.

pov. 200 ×, jeklo z aluminijem in z molibdenom: Mikrostruktura pri različnih temperaturah valjanja

Fig. 6

Magn. 200 ×. Steel with aluminium and molybdenum: Microstructure at various rolling temperatures



Slika 7.

Pov. 200 \times , jeklo z aluminijem, molibdenom in kromom: mikrostruktura pri različnih temperaturah valjanja

Fig. 7

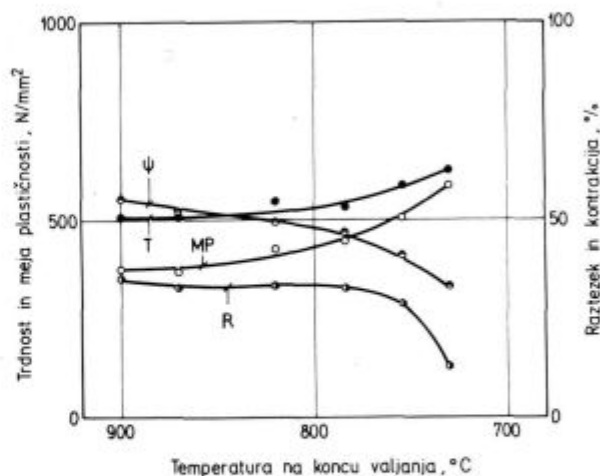
Magn. 200 \times . Steel with aluminium, molybdenum and chromium: Microstructure at various rolling temperatures

4 in 5 najdemo dokaz za nerekrystalizirani avstenit med valjanjem le od temperature začetka valjanja cca. 1000 $^{\circ}\text{C}$ in nižje, med tem ko se tak avstenit najde v jeklu z niobijem že po valjanju s temperature 1200 $^{\circ}\text{C}$. Sklep je, da posamični elementi močno vplivajo na formiranje mikrostrukture jekla v procesu valjanja skozi zadrževanje rekristalizacije avstenita med vtiki in povečanje stabilnosti avstenita pri padajoči temperaturi valjanja. Zato nastaja razlika v mikrostrukturi, ki se odraža na morfologiji mikrostrukture, ne pa na velikosti zrn ferita, ki je nastal v premeno rekristaliziranega avstenita med valjanjem ali pa pri ohlajanju po njem.

3.3. Mehanske lastnosti jekla v valjanem stanju

Na slikah 8, 9, 10 in 11 je prikazana odvisnost med temperaturo valjanja in mehanskimi lastnosti jekel. Trdnost in meja plastičnosti raste v vsem razponu temperature valjanja jekla z aluminijem, vendar nekoliko hitreje, ko se temperatura konca valjanja zniža pod ca 800 $^{\circ}\text{C}$. Nasprotno velja za duktilnost, torej kontrakcijo in raztezek, ki močno pade pod to temperaturo, še posebej kontrakcija. Odvisnosti na sliki 8 ni mogoče logično povezati z velikostjo zrn na sliki 2 po Hall-Petchovi enačbi, da sta trdnost in meja plastičnosti obratno sorazmerni korenu velikosti zrn. Kot logična se ponuja razlaga, da je odvisnost na sliki 8 produkt dveh dejavnikov: eden je mikrostruktura, drugi pa je preostanek deformacijske utrditve ferita, ki se s popravo med ohlajanjem na zraku ni izločila iz jekla. Veljalo bi posebej opozoriti na zelo dobre mehanske lastnosti jekla 1 v razponu temperatur konca valjanja 900 do 800 $^{\circ}\text{C}$. Meja plastičnosti je preko 350 N/mm 2 , trdnost preko 500 N/mm 2 , raztezek preko 30% in kontrakcija blizu 50%. Te lastnosti je nemogoče doseči

pri enaki sestavi v normaliziranem stanju in so torej produkt kontroliranega valjanja. Sodeč po mikrostrukturi se te lastnosti dosegajo pri pogojih valjanja, ko je popolna rekristalizacija avstenita med valjanjem in nastane med valjanjem le zmerna količina ferita. Zato ni pomembne

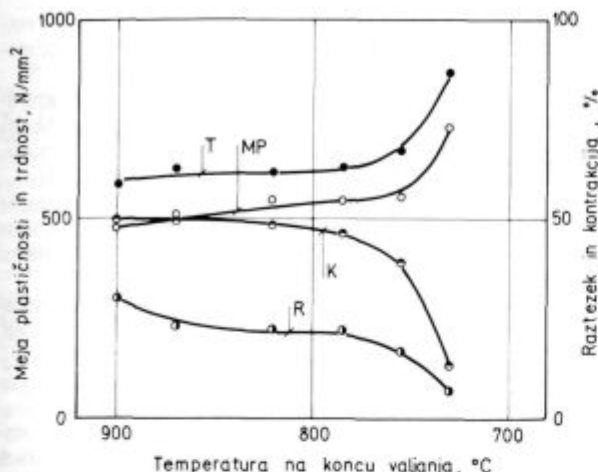


Slika 8.

Odvisnost med temperaturo konca valjanja in mehanskimi lastnostmi jekla z aluminijem. T — raztezna trdnost, MP — meja plastičnosti, R — raztezek in K — kontrakcije

Fig. 8

Relationship between the final rolling temperature and the mechanical properties of steel with aluminium. T — tensile strength, MP — yield strength, R — elongation, K — contraction

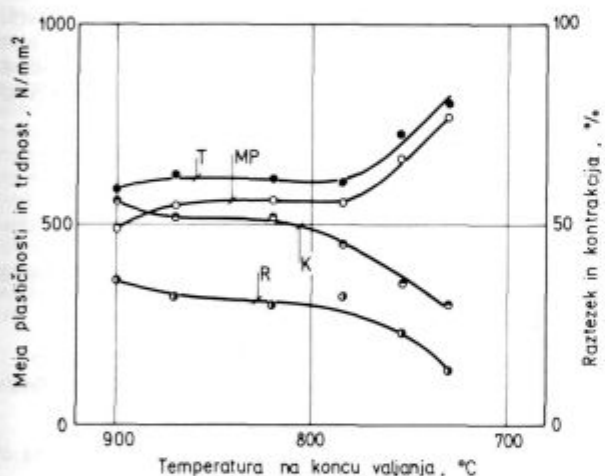


Slika 9.

Odvisnost med temperaturo valjanja in mehanskimi lastnostmi jekla z aluminijem in vanadijem

Fig. 9

Relationship between the rolling temperature and the mechanical properties of steel with aluminium and vanadium



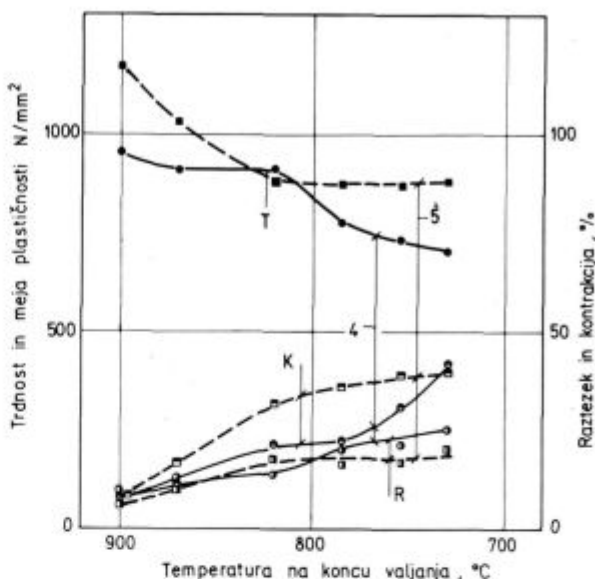
Slika 10.

Odvisnost med temperaturo valjanja in mehanskimi lastnostmi jekla z aluminijem in niobijem

Fig. 10

Relationship between the rolling temperature and the mechanical properties of steel with aluminium and niobium

deformacijsko inducirane rasti zrn ferita v presledkih med vtiki in med ohlajanjem. Logičen je zato sklep, da bi se najboljše lastnosti dosegle, če se zadnji vtik izvrši tik nad temperaturo premene avstenit-ferit in z začetkom valjanja pri temperaturi, ki zagotovi, da pride jeklo na končno temperaturo v normalnem ritmu valjanja. V mikrostrukturi jekla najdemo le ferit in lamelarni perlit. V primeru, da temperatura navijanja traku ne presega 600 do 650 °C, bi bilo mogoče pri tej sestavi doseči lastnosti, ki ustrezajo kontrolirano valjanju jekla, za katere je predpisana meja plastičnosti najmanj 350 N/mm². V jeklu 2, ki je mikrolegirano z vanadijem, opazimo podobno evolucijo mehanskih lastnosti v odvisnosti od temperature valjanja. V vsem razponu temperature valjanja je raztezek zmanjšan za ca 1/3, kontrakcija je zmanjšana manj, pač pa sta znatno višji meja plastičnosti in trdnost, ki sta pri končnih temperaturah med 900 in 800 °C nad



Slika 11.

Odvisnost med temperaturo valjanja in mehanskimi lastnostmi jekel z aluminijem, molibdenom in kromom

Fig. 11

Relationship between the rolling temperature and the mechanical properties of steel with aluminium, molybdenum, and chromium

500 oz. 600 N/mm². Po osnovni sestavi jeklo le po vanadiju odstopa od jekla 1, mikrostruktura po valjanju pa je podobna, zato je seveda popolnoma naraven sklep, da gre razlika v mehanskih lastnostih na račun izločilne utrditve ferita z vanadijevim karbidom pri ohlajanju s temperature valjanja. Diagram na sliki 2 kaže, da je pri tem nastalo le malo VC. Vemo, da je tvorba tega disperzoida zelo hitra pri zadržanju jekla v razponu temperatur med 700 in 550 °C, s tem da nizke temperature izločanja povišujejo trdnost in zmanjšujejo duktilnost. Logičen je sklep, da je mogoče doseči ob podobnih pogojih valjanja, kot za jeklo 1, drugačne kombinacije mehanskih lastnosti, ki pa bodo zelo odvisne od temperature navijanja trakov, vse ob pogoju, da temperatura valjanja ne pade pod okoli 800 °C.

V jeklu z niobijem se dosega z valjanjem v razponu med 900 in 800 °C podoben raztezek in kontrakcija kot v primerjalnem jeklu, pač pa večje meja plastičnosti in trdnost, ki dosega nad 500 oz. 600 N/mm². Sodeč samo po kombinaciji trdnosti in duktilnosti, se mikrolegiranje z niobijem kaže bolj obetajoče kot mikrolegiranje z vanadijem. To mogoče tudi je, vendar je potrebno upoštevati še dva dejavnika. Eden je, da je mikrostruktura jekla z niobijem bolj neenakomerna zaradi nepopolne rekristalizacije avstenita med valjanjem. Ni izključeno, da ta neenakomernost pri valjanju s končno temperaturo nad 800 °C ni posledica specifičnosti laboratorijskega valjanja in da bi se dosega večja enakomernost pri industrijskem valjanju. Valjanje slaba v trak namreč traja več časa, vtikov je več, temperatura je višja, ohlajanje pa bolj počasno. Je torej več prilike za popolno rekristalizacijo avstenita pred zaključnimi vtiki, kar zagotavlja mikrostrukturo iz enakomernih poligonalnih zrn. Druga razlika je v dejstvu, da se izvrši izločilna utrditev ferita z NbC v enakem temperaturnem intervalu kot utrditev z VC, vendar je hitrost obeh zelo različna. Niobij ima manjšo difuzivnost v feritu od vanadija, zato je izločilna utrditev zaradi NbC bolj počasna. S temperaturo navijanja je sicer

mogoče razlike kompenzirati, ni pa mogoče seveda kompenzirati vsake razlike, ker je hitrost ohlajanja jekla v kolobarju pri enaki širini traka odvisna le od teže. To pomeni, da so za selekcijo optimalnega mikrolegirnega elementa, vanadij ali niobij, potrebni industrijski poskusi s preverjanjem različnih temperatur navijanja.

Sodeč po diagramih na slikah 8, 9 in 10, bi bilo mogoče na osnovi relativno enostavne sestave doseči v kontrolirano valjanem stanju pri trakovih mejo plastičnosti 350 N/mm² ob zadostni duktilnosti, z mikrolegiranjem z vanadijem ali z niobijem pa mejo plastičnosti do 550 N/mm² tudi ob sprejemljivi plastičnosti. Na sliki 11 je prikazana odvisnost med temperaturo valjanja in lastnostmi jekel 4 in 5. Na zapisu sila-deformacija se je meja plastičnosti odkrila le pri posamičnih preizkušancih, zato je v diagramu izpuščena. Dodatek kroma in molibdena, ki povečujeta kaljivost, ima podoben vpliv na lastnosti jekla v valjanem stanju. Trdnost se znižuje s temperaturo valjanja, izraziteje pri jeklu s kromom in molibdenom. To je dokaz, da je trdnost odvisna od kaljivosti. Ta se zmanjšuje, ko se zaradi zaporednih rekristalizacij zmanjšuje velikost zrn avstenita, ali pa zrna, ki ne rekristalizirajo dobivajo podolgovato obliko z veliko površino, kar tudi zmanjšuje kaljivost. Iz slike 12 je mogoče zaključiti, da bi bilo zelo verjetno mogoče doseči boljše kombinacije lastnosti jekla po kontroliranem valjanju, torej zadosten raztezek in mejo plastičnosti nad 600 N/mm², s primerno kombinacijo legiranja in valjanja ob dobro opredeljenih pogojih ohlajanja kolobarjev, s ciljem, da se doseže mikrostruktura iz ferita, perlita in spodnjega bajnita ali martenzita, od katere je mogoče pričakovati dobro kombinacijo trdnosti in duktilnosti, ki je značilna za dual jekla (1).

SKLEPI

Izvršeni so bili poskusi, s katerimi smo v laboratoriju simulirali proces valjanja tankih plošč na reverzirnem kvarto stroju. Poskusi so bili izvršeni na jeklih, izdelanih v laboratoriju. Vsa jekla so bila pomirjena z aluminijem, imela pa so še dodatke vanadija, niobija, molibdena in kroma. Valjanje se je izvršilo v razponu od 1200 do ca. 730 °C v več vtikih s povprečno redukcijo okoli 30 %. Po valjanju so bile plošče ohlajene na posteljici iz predgretega šamota. Na jeklih so bile izvršene standardne preskave, ki so pokazale naslednje:

— količina disperzoidnih faz AlN, NbC in VC, ki nastaja med valjanjem, je precej različna. Vanadij (močnejše) in niobij pospešujeta tvorbo AlN med valjanjem;

— če je temperatura konca valjanja jekla z aluminijem in vanadijem v razponu med 900 in 800 °C, se dosega enakomerna mikrostruktura in lastnosti z mejo plastičnosti do 500 N/mm² ob zadovoljivi plastičnosti;

— v istem razponu temperature valjanja se dosega v jeklih z niobijem še nekoliko boljše lastnosti, vendar je mikrostruktura manj enakomerna zaradi nepopolne rekristalizacije avstenita med vtiki;

— v jeklih z molibdenom in kromom nastaja pri valjanju pri visoki temperaturi enakomerna mikrostruktura. Tehnoloških vidikov ni mogoče oceniti, ker je zaradi hitrega ohlajanja nastalo mnogo bajnita in martenzita, zaradi česar je duktilnost nezadostna;

— pri temperaturah konca valjanja pod 800 °C je nastala v vseh jeklih neenakomerna mikrostruktura zaradi nepopolne rekristalizacije avstenita in ferita med valjanjem, deformacijsko inducirane rasti ferita med valjanjem in po njem in izmenjave ogljika med avstenitom in feritom in avstenitom pri valjanju v dvofaznem področju. Če je temperatura valjanja prenizka, da bi poprava odpravila deformacijsko utrditev ferita, se duktilnost jekla mnogo zmanjša;

— končno kažejo rezultati, da je mogoče s primernim planom valjanja, ki zagotovi, da se zadnji vtik izvrši blizu temperature premene avstenit-ferit med valjanjem in pri ustrezni temperaturi navijanja mogoče doseči s kontroliranim valjanjem zelo dobre lastnosti pri relativno preprosti sestavi jekla.

LITERATURA:

1. B. Pretnar: ŽEZB 17, 1983, 105—109.
2. T. Gladman, D. Dulieu in I. D. Mc Ivor: Microalloying 75, Union Carbide Corporation, New York, 1977, 32.
3. T. Tanaka, T. Tabata, T. Hatomura in C. Shiga: Microalloying 75, Union Carbide Corp., New York, 1977, 107.
4. S. Gohda, T. Watanabe in J. Hashimoto: Trans. ISIJ 21, 1981, 6.
5. A. Osojnik, T. Lavrič in F. Vodopivec: Žel. Zb. 14, 1980, 87.
6. F. Vodopivec, M. Gabrovšek, M. Kmetič in A. Rodič: Metals technology 11, 1984, 481.
7. F. Vodopivec, M. Kmetič in A. Rodič: ŽEZB 18, 1984, 9.
8. F. Vodopivec, M. Gabrovšek in J. Žvokelj: Transactions of ISIJ 28, 1988, 117.
9. W. Roberts: Scand. J. of Metallurgy 9, 1980, 13.

ZUSAMMENFASSUNG

Im Laboratorium wurden Versuche durchgeführt das Walzen von Feinblech an einem Reversierquartogerüst zu simulieren. Die Walztemperatur lag in einer Spannweite von 1200 bis 730 °C, das Walzen ist in 6 Stichen durchgeführt worden mit einer durchschnittlichen Abnahme von 30 % für den Stich. Die Versuche sind an mehreren Stählen mit ungefähr gleicher Grundzusammensetzung mit Zusatz von Aluminium, Vanadium, Niobium, Molybden und Chrom durchgeführt worden. Die Ergebnisse zeigen, dass im Falle wenn die Endwalztemperatur zwischen 900 und 800 °C liegt möglich ist ein gleichmässiges und feinkörniges Mikrogefüge zu erhalten, welches bei der einfachen Zusammensetzung eine Plastizitätsgrenze von 350 N/mm² bei genügender Duktilität zusichert. Im Stahl mit Zusatz von Niobium und Vanadium ist es möglich unter gleichen Bedingungen eine Plastizitätsgrenze über 500 N/mm² bei genügender Duktilität zu erzielen, wobei das Mikrolegieren durch Niobium etwas effektiver ist. Bei niedriger Endwalztemperatur wird noch höhere Plastizitätsgrenze erreicht, jedoch wird die

Duktilität stark verringert. Die Ursache liegt in dem, dass es sich wegen der niedrigen Temperatur die Verformungsverfestigung von Ferrit der zwischen dem Walzvorgang entstanden ist nicht beseitigen lässt. Die Abwesenheit der Rekristallisation von Ferrit und teils Austenit während des Walzvorganges ist die Ursache für das ungleichmässige Mikrogefüge von Stahl das mit einer Endwalztemperatur unter 800 °C gewalzt worden ist. Die Versuche zeigen, dass es möglich ist unter den Bedingungen, dass der Walzvorgang in der Temperaturspannweite durchgeführt wird die es ermöglicht, dass während des Walzens die überwiegende Menge von Austenit rekristallisiert, und nur wenig Ferrit gebildet wird, auch mit dem kontrolliertem Walzen am Reversierquartogerüst eine sehr gute Kombination von Festigkeit und Duktilität von Stahl bei preisgünstiger Stahlzusammensetzung zu erreichen. Die Haspeltemperatur ist nötig der Stahlzusammensetzung anzupassen so, dass durch die Ausscheidungshärtung oder durch die Umwandlung eine optimale Kombination der Eigenschaften erreicht wird.

SUMMARY

Laboratory test had the aim to simulate the controlled rolling of thin sheet on a reversing four-high mill. Rolling temperature varied between 1200 and 730 °C, and rolling consisted of 6 passes with an average reduction of 30 % per pass. Tests were made with several steels, having approximately the same matrix, but with additions of aluminium, vanadium, niobium, molybdenum, and chromium. The results show that uniform fine-grained microstructure ensuring yield strength of 350 N/mm² and sufficient ductility for steel of simple composition is achieved if the final temperature of rolling is between 800 and 900 °C. In steel with additions of niobium and vanadium the yield strength of 500 N/mm² and sufficient ductility are achieved under the same conditions, while microalloying with niobium is slightly more effective. At lower final rolling temperatures the obtained yield

strengths are even better, but the ductilities are highly reduced. The reason is that due to low temperatures the deformation hardening is not eliminated from ferrite which was formed during rolling. Absence of recrystallization of ferrite and of a portion of austenite during rolling causes an ununiform microstructure of steel which was rolled at final temperatures below 800 °C. Experiments show that a good combination of strength and ductility can be achieved in controlled rolling on a four-high mill with the steel having cheap composition, if rolling is done in the temperature range when the most of austenite is recrystallized and a small amount of ferrite is formed during the rolling. The temperature of coiling must be adjusted to the steel composition in such a way that precipitation hardening or transformation assures the optimal combination of properties.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Выполнены лабораторные опыты имели цель, чтобы смоделировать контролируемую прокатку листовой стали на реверсивном прокатном стане кварто. Температура прокатывания велась в диапазоне от 1200 до 730 °C и выполнялась в 6-ти пропусков в среднем прибл. 30 % на пропуск. Опыты выполнялись с несколькими сортами стали одной и тоже самой остоле при добавки алюминия, ванадия, ниобия, молибдена и хрома. Результаты показали, что в случае, если температура в конце прокатки в интервале между 900 и 800 °C можно получить равномерную мелкозернистую микроструктуру, которая обеспечит предел пластичности 350 Н/мм при достаточной дуктильности. В стали с добавкой ниобия и ванадия можно при тех же самых условиях получить предел пластичности свыше 500 Н/мм при достаточной дуктильности, причем микролегирование с ниобием немного более эффективно. При более низкой температуре прокатывания предел пластичности лучший, но дуктильность гораздо уме-

льшена. Причина этого в том, что вследствие низкой температуры на выделяется деформационная закалка из феррита, который образовался в течении прокатывания. Отсутствие рекристаллизации феррита и части аустенита во время прокатывания причина неравномерности микроструктуры стали, которая была прокатана при температуре ниже 800 °C. Опыты показывают, что это можно под условием, если прокатывание исполняется в интервале температур, которые дадут возможность, что в течении прокатки рекристаллизуется большая часть аустенита и образуется меньше аустенита. Также с прокатыванием, которое контролируем на реверсивном стане кварто можно получить очень хорошую комбинацию твердость и пластификацию стали при стали низкого качества. Температуру наматывания надо приспособить составу так, чтобы она вместе с выделением закалки или с изменением можно получить оптимальную комбинацию свойств.