

Evolucija mikrostrukture mehkih jekel med valjanjem

UDK: 621.771.016.2:669.14.018.26
ASM/SLA: F23, N3p, M26r, CNg

F. Vodopivec, M. Gabrovšek in J. Žvokelj

6 jekel z 0,04 do 0,13 % C je bilo izvaljano v temperaturnem intervalu med 1220 in 750° C. Velikost zrn se nekaj časa zmanjšuje, ko se nižja temperatura valjanja, nato pa postaja mikrostruktura vse bolj grobozrnata in heterogena zaradi nepopolne rekristalizacije avstenita ter poprave ferita med vtiki in rasti zrn ferita po končanem valjanju. Mehanske lastnosti v smeri valjanja so praktično neodvisne od temperature valjanja, pač pa je tem večja anizotropija, čim nižja je temperatura valjanja. Jeklo, v katerem med valjanjem nastaja AlN, ima za ca 0,5 razreda manjša zrna kot jeklo brez AlN pri valjanju v področju popolne rekristalizacije avstenita med vtiki.

1. UVOD IN CILJ DELA

Ugotovitve večletnih raziskav kažejo, da med valjanjem jekla z zaporednimi vtiki pri padajoči temperaturi mikrostruktura evoluirna na način, ki ga ni mogoče modelirati z ekstrapolacijo valjanja v enem vtiku, ali pa na osnovi čisto termomehanskega pristopa. V več delih smo pokazali, kako temperatura valjanja vpliva na delež avstenita, ki med vtiki ne rekristalizira; pokazali smo, da poleg niobija tudi ogljik in mangan dvigata temperaturo, pri kateri rekristalizacija avstenita med vtiki ni popolna; pokazali smo, da med valjanjem konstrukcijskih in cementacijskih jekel nastaja le malo aluminijevega nitrida (AlN), mnogo več ga nastaja med valjanjem mikrolegiranega jekla, ker niobij močno povečuje količino avstenita, ki med vtiki ne rekristalizira (1, 2, 3, 4). Ugotovitve o tvorbi AlN med valjanjem se dobro ujemajo s tem, kar je mogoče izračunati iz podatkov o dinamični rekristalizaciji avstenita (5). Ti podatki potrjujejo tudi nekatera naša starejša dognanja o tvorbi AlN med deformacijo (6, 7, 8) na osnovi metodike, ki temelji na spoznanju, da je odvisnost deformacija – deformacijski odpor drugačna, če med deformacijo poteka le dinamična poprava avstenita ali pa tudi tvorba AlN (9).

S pričujočim delom se nadaljujejo sistematične raziskave dogajanj med valjanjem jekla s poudarkom pri temperaturi, ko gibljivost atomov v kristalni mreži ne dovoljuje popolne odprave deformacijske utrditve med vtiki, in še pri nižjih temperaturah, ko med valjanjem

nastaja tudi ferit. Ta faza izloča deformacijsko utrditev z intenzivno popravo, ker med valjanjem skoraj ni mogoče doseči 60 % deformacije, ki je potrebna za statično rekristalizacijo (10). Raziskavo smo izvršili na skupini mehkih jekel z dodatki, ki so zanje značilni; ogljik, silicij, aluminij in mangan. Zanimalo nas je predvsem, kako se prisotnost prvih treh odraža na procesih med valjanjem, na mikrostrukturi in lastnostih izvaljanega jekla.

2. METODIKA DELA

Za raziskavo smo uporabili industrijska jekla s sestavo v tabeli 1 zato, ker je za poizkuse potrebno relativno mnogo materiala z enako sestavo, ki ga ni mogoče pripraviti v laboratoriju. Jekla se razlikujejo po osnovnih elementih in po nečistočah. Razlike pri teh niso tolikšne, da bi lahko zaznavno vplivale na izoblikovanje mikrostrukture med valjanjem in po njem.

Temperatura segrevanja jekla pred valjanjem je bila v vseh primerih 1220° C, kar je dovolj, da se AlN raztopi v avstenitu tudi v jeklu T z največ aluminija (11). Velikost zrn po segrevanju pred valjanjem nismo določili. To bi bil sicer koristen podatek, ker je hitrost rekristalizacije avstenita večja pri manjših zrnih (12), ni pa ta podatek bistven za cilj našega dela. Kasneje bomo videli, da razlika v začetni velikosti zrn avstenita med jekli ni bila pomembna.

Nekatere vzorce smo izvaljali z začetkom pri temperaturi 1220° C, druge pa po ohladitvi na zraku na nižjo začetno temperaturo. Temperatura na koncu valjanja je bila v intervalu med 1032 in 750° C. Začetna temperatura valjanja je bila pri zgornji meji intervala cca 160° C, pri spodnji meji pa cca 120° C višja od končne.

Jekla smo izvaljali iz gredice z debelino 55 mm v platino z debelino 11 mm v 7 vtikih s parcialno redukcijo nad 20 %. To je zadosti za hitro statično rekristalizacijo avstenita, če je temperatura zadostna (12), ni pa dovolj za rekristalizacijo ferita (10).

Po valjanju smo del valjancev gasili v vodi, del pa ohladili na zraku. Procese med valjanjem se je dalo mnogo jasneje razbrati iz mikrostrukture valjancev; ohlajenih na zraku, zato smo se pri preiskavah omejili

Tabela 1: Sestava jekel

Označba	Element v %									
	C	Mn	Si	P	S	Al	N	Cu	Cr	Ni
K	0,13	0,46	0,22	0,007	0,033	0,058	0,0057	0,18	0,06	0,13
M	0,12	0,44	0,21	0,008	0,04	0,050	0,0054	0,17	0,07	0,13
T	0,12	0,41	0,28	0,011	0,04	0,10	0,0053	0,20	0,03	0,07
L	0,07	0,39	0,24	0,018	0,03	0,049	0,0052	0,16	0,08	0,08
S	0,04	0,34	0,01	0,009	0,01	0,025	0,0049	0,07	0,03	0,03
Z	0,04	0,34	0	0,007	0,02	0,003	0,0032	0,20	0,14	0,14

nanje. Preizkušance za mikrostrukturne in mehanske preiskave smo izdelali iz srednjega dela valjancev. Mikrostrukturna preiskava je obsegala določitev velikosti feritnih zrn po metodi linearne intercepcije in splošno oceno na osnovi morfologije, torej oblike zrn, njihove velikosti in notranje strukture (podstrukture). Različno količino ogljika med jekli smo upoštevali tako, da smo pri jeklih K, M in T od merilne dolžine odšteli delež perlita. V drugih jeklih je količina perlita tako majhna, da je v intervalu odstopanja za določanje linearne velikosti zrn po metodi linearne intercepcije. Pri meritvah smo se izognili razogljičenemu sloju ob površini jekla. Izognili smo se tudi področjem večjih zrn, ki so nastala iz nerekrystaliziranega avstenita. V nepomirjenem jeklu je bila mikrostruktura nenormalna v sloju z debelino okoli 1,5 mm, ki ni bil razogljčen. Tudi tega sloja ni smo upoštevali.

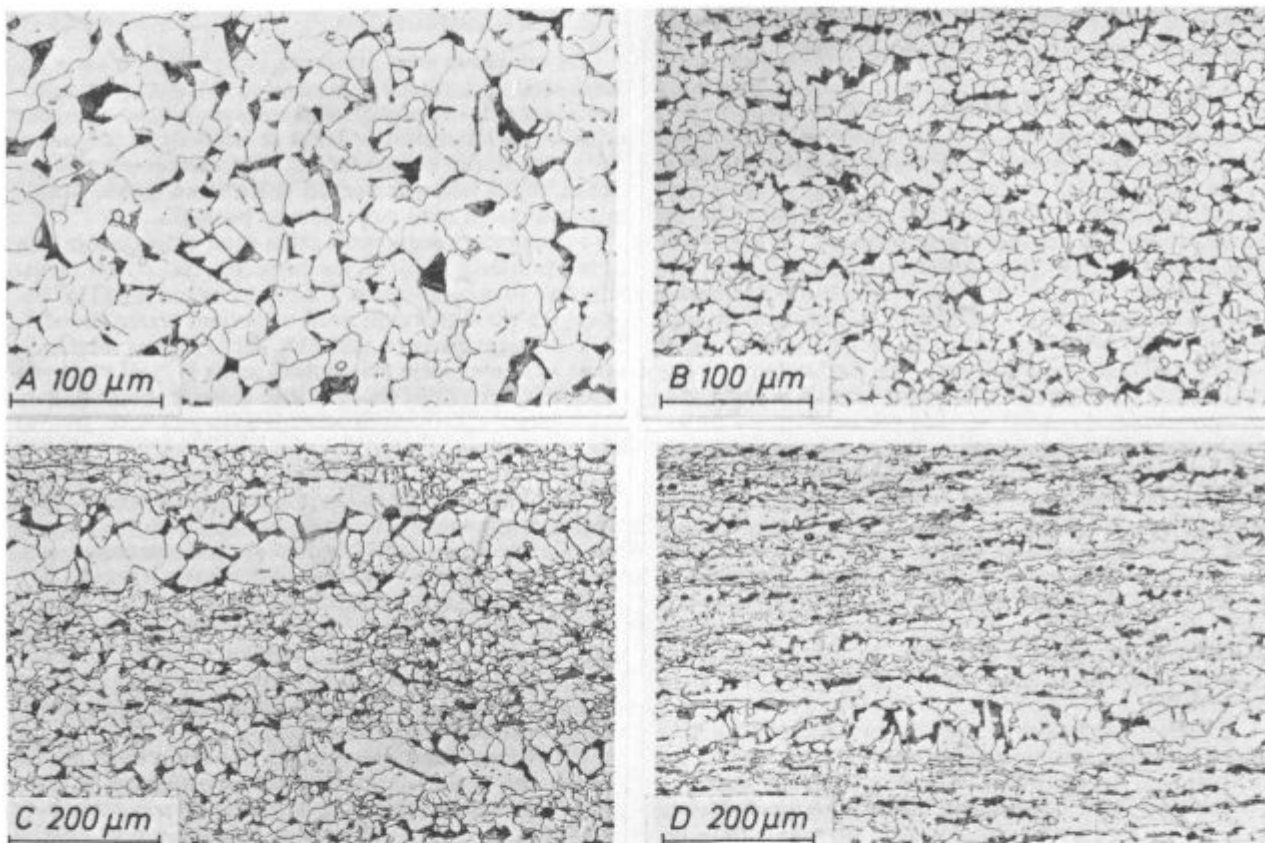
3. REZULTATI DELA

3.1. Mikrostruktura

V vseh jeklih je po valjanju pri visoki temperaturi in ohladitvi na zraku nastala mikrostruktura iz enakomer-

nih in poligonalnih zrn ferita in zrn perlita. Ta mikrostruktura je prikazana na posnetkih 1A do 3A. Ko se je temperatura valjanja zniževala do 900° C, je mikrostruktura postajala bolj drobnozrnata, spreminjala pa se je tudi njena morfologija, ker avstenit med valjanjem ni popolnoma rekrystaliziral. Pri nadaljnjem zniževanju temperature konca valjanja (TKV) je pod 870° C v nekaterih jeklih nastajal med valjanjem ferit, kar se je odrazilo tudi na mikrostrukturi.

Nepopolno rekrystalizacijo avstenita po prvem vtiku in ohranjanje nerekrystaliziranih zrn v nadaljevanju valjanja razločimo po tem, da najdemo v mikrostrukturi dve družini zrn. Matriks je iz drobnih poligonalnih zrn, v njem pa so lečaste in podolgovate kolonije večjih zrn rahlo Widmanstettenske oblike, ki so nastala pri transformaciji avstenita, ki po koncu valjanja ni bil rekrystaliziran, medtem ko je matriks nastal iz rekrystaliziranega avstenita. Nakopičena deformacijska energija, ki pospešuje premeno (13), ni bila zadostna, da bi jo toliko pospešila, da bi iz nerekrystaliziranih zrn avstenita nastala enako velika zrna kot v rekrystalizirani okolici. Kolonije zrn, ki so nastala iz nerekrystaliziranega avstenita, vidimo na primer na posnetkih 1C in 1D.



Slika 1
Mikrostruktura jekla K, ki je bilo izvaljano pri naslednjih končnih temperaturah valjanja

Posnetek	TKV, ° C
A	1008
B	820
C	790
D	774

Fig. 1
Microstructure of steel K, rolled at the following final rolling temperatures:

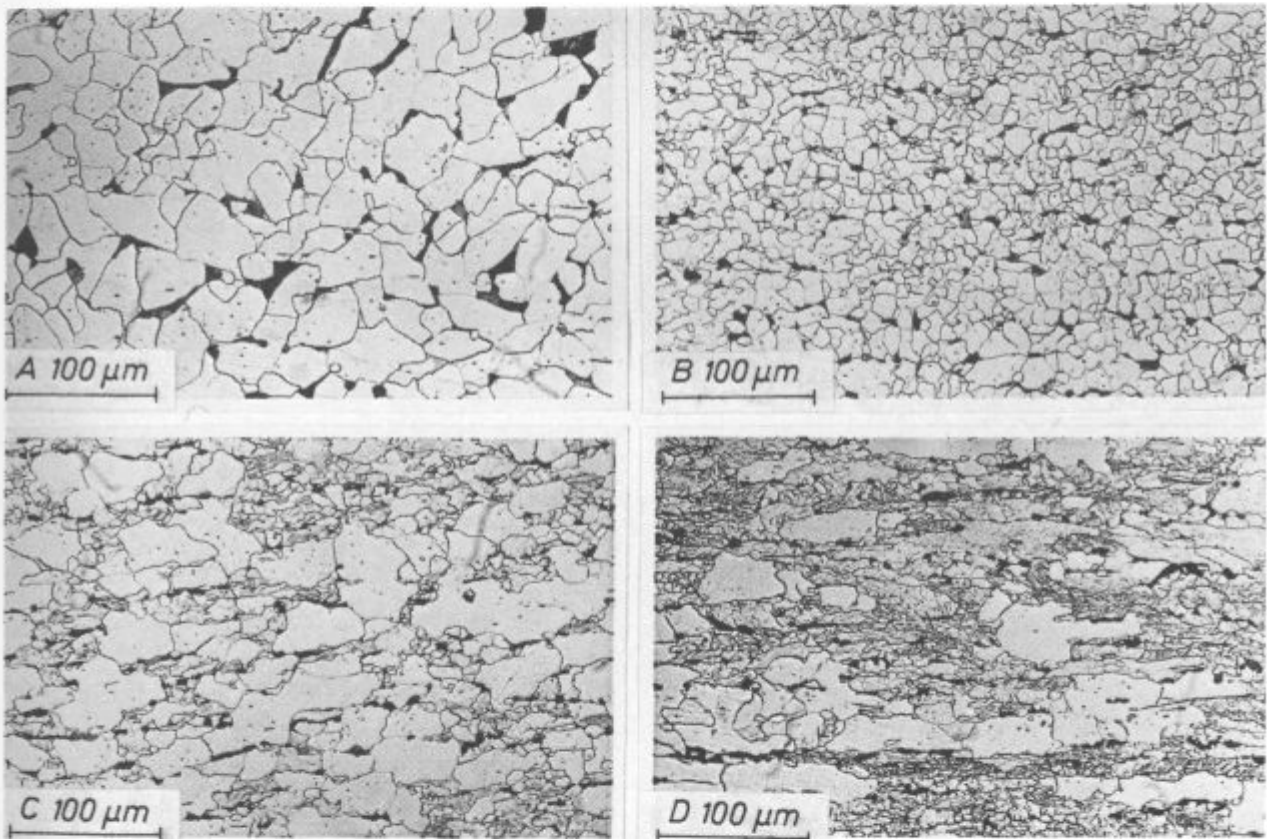
Photograph	° C
A	1008
B	820
C	790
D	774

Ferit, ki je nastal iz nerekrystaliziranega avstenita, nima podstrukture. To pomeni, da je prehod transformacijske fronte preko avstenita opravljen tudi proces rekrystalizacije. To je normalno, saj je transformacijska površina širokokotna kristalna meja, ki potopi točkaste in linijske napake, ki jih je v kristalno mrežo vnesla deformacija kovine.

Pri še nižji temperaturi valjanja najdemo v mikrostrukturi tudi feritna zrna s poudarjeno notranjo podstrukturom (sl. 2C in 2D). To je znak, da ferit, ki je nastal med deformacijo ali v presledku časa med vtikom, pri nadaljevanju valjanja ni rekrystaliziral, ampak je bolj ali manj popolno izločal deformacijsko energijo s popravo in dobil poligonizacijsko podstrukturom, pri kateri so dislokacije urejene v pregrade znotraj istega kristalnega zrna. Poligonizacijske meje so tem bolj izrazite in pogoste, čim nižja je bila temperatura valjanja jekla. Ferit, ki je nastal iz rekrystaliziranega in iz nerekrystaliziranega avstenita po koncu valjanja, nima poligonizacijske podstrukture.

Za vsa jekla z višjim ogljikom velja, da se je v njih pojavil med valjanjem nerekrystalizirani avstenit pred

temperaturo nastanka prvega ferita med valjanjem. Če nimo, da rekrystalizacija avstenita v presledkih med vtiki, ki so trajali okoli 8 sek., ni bila več popolna, ko je temperatura začetka valjanja dosegla okoli 950° C. Zadnja morfološka značilnost valjanja jekla v dvofaznem področju avstenita in ferita je rast zrn ferita z deformacijsko inducirano migracijo (DIM) feritnih mej, neke vrste rekrystalizacijo in situ, ki pa se je izvršila pod kritično stopnjo, ki je potrebna za spontano rekrystalizacijo ferita. Nova zrna ferita so brez podstrukture; nastajajo iz poligonizacijskih jeder, ki so hitreje kot okolica izločila deformacijsko energijo ali imajo stabilnejšo prostorsko orientacijo. Ta jedra zelo hitro rastejo v okolico, kjer je proces poprave omejen na poligonizacijo. Pri skupini jekel z višjim ogljikom smo tako rast opazili le pri jeklu T. Med tem jeklom in jekloma K in M ni pomembne razlike v ogljiku, siliciju in manganu; tudi ni sistematskih razlik v količini nečistoč, ki so raztopljene (P, Cr, Cu, Ni), pač pa je v tem jeklu višji aluminij. Zato prav temu elementu pripisujemo vzrok za razliko v mikrostrukturi pri enakih pogojih valjanja, v primerjavi z jekloma K in M. Predpostavljamo, da ne gre za nepo-



Slika 2

Mikrostruktura jekla L, ki je bilo izvaljano pri naslednjih končnih temperaturah valjanja

Posnetek	TKV, °C
A	980
B	847
C	820
D	800

Fig. 2

Microstructure of steel L, rolled at the following final rolling temperatures:

Photograph	°C
A	980
B	847
C	820
D	800

sreden vpliv aluminija na DIM, ampak je vpliv posreden, premeno avstenit-ferit sproži pri višji temperaturi, zato se ferit pojavi pri višji temperaturi in preje doseže deformacijo, ki sproži proces DIM-a.

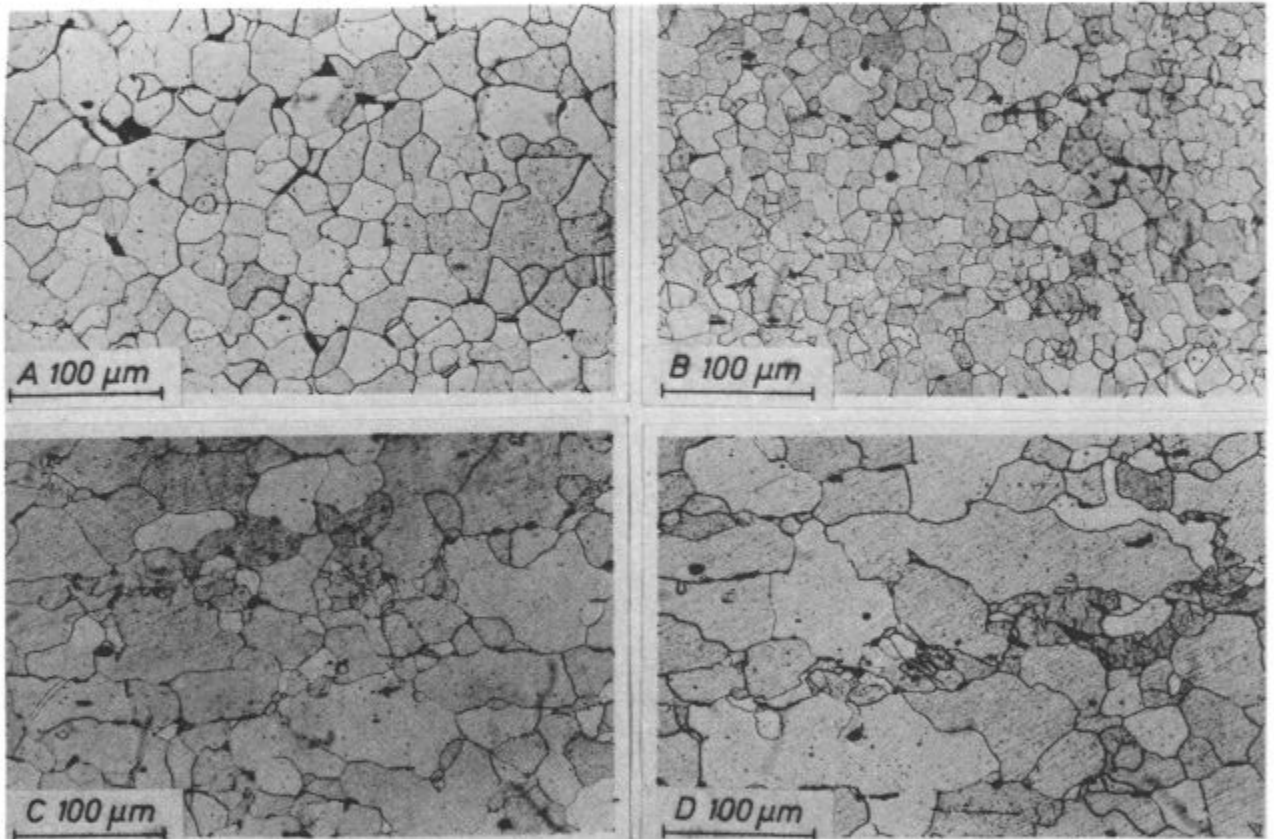
V skupini jekel z nizkim ogljikom najdemo tri različne sestave. Jeklo L se od jekla K razlikuje le po ogljiku, jeklo S ima le sled silicija in aluminija, vendar je pomirjeno (v njem ne najdemo silikatnih vključkov), jeklo Z pa je brez silicija in aluminija in je nepomirjeno.

V jeklu L najdemo iste morfološke značilnosti ferita kot v skupini jekel z višjim ogljikom. Ferit, ki je nastal iz nerekrystaliziranega avstenita, je nekoliko manj izrazit, vendar se pri pazljivem opazovanju lahko razloči (sl. 2B). Razlaga je, da je postopna transformacija erodirala nerekrystalizirana zrna avstenita in v trenutku končne premene ta zrna niso bila več tolikšna kot po prvem vtiku, zato niso premenila v zrna, ki po velikosti zelo izrazito odstopajo od okolice, kot v jeklih z višjim ogljikom. Na vzorcu, ki je bil izvaljan s KTV 847° C, najdemo ferit trojnega porekla; na vzorcu, ki je bil izvaljan nižje, pa celo ferit štirih različnih izvorov. Ferit, ki nastane z DIM-om, se loči od okolice po tem, da so zrna večja in po tem, da imajo proti številnim sosedom

konkavne meje. Količina ferita, ki je nastal z DIM-om, je največja pri neki temperaturi valjanja. Ko se ta zniža pod kritično, je DIM manj učinkovit in v mikrostrukturi najdemo več poligoniziranega ferita (sl. 2C in 2D) zato, ker je bilo jeklo po končanem valjanju manj časa na temperaturi, ki še omogoča migracijo mej feritnih zrn.

Značilnost mikrostrukture, nastale pri valjanju pri nizki temperaturi, so tudi podolgovati avstenitni otočki; na mikroposnetkih jih vidimo kot črvičasta zrna perlita v notranjosti ferita, nastalega z DIM-om (sl. 3D). Očitno je ta proces zelo energičen in včasih napredujoči ferit enostavno potopi preostali avstenit.

V jeklu Z, ki je skoraj brez silicija in aluminija, se DIM pojavlja že pri višji KTV. To je posledica manjše vsebnosti ogljika v primerjavi z jeklom L. Primerjava z jeklom L in z jeklom T kaže, da se DIM sproži, ko v kovinskem matriksu količina ferita preseže neki minimalni delež. Rasti pa ne sproži neposredno količina ferita, temveč jo verjetneje sproži neka minimalna deformacija ferita. Pri čim višji temperaturi se ferit pojavi med valjanjem, tem preje je ta kritična stopnja dosežena in tem preje se sproži DIM. V jeklu Z, ki je nepomirjeno, opazimo iste značilnosti mikrostrukture kot v jeklih L in S.



Slika 3

Mikrostruktura jekla Z, ki je bilo izvaljano pri naslednjih končnih temperaturah valjanja

Posnetek	TKV, ° C
A	946
B	867
C	850
D	817

Fig. 3

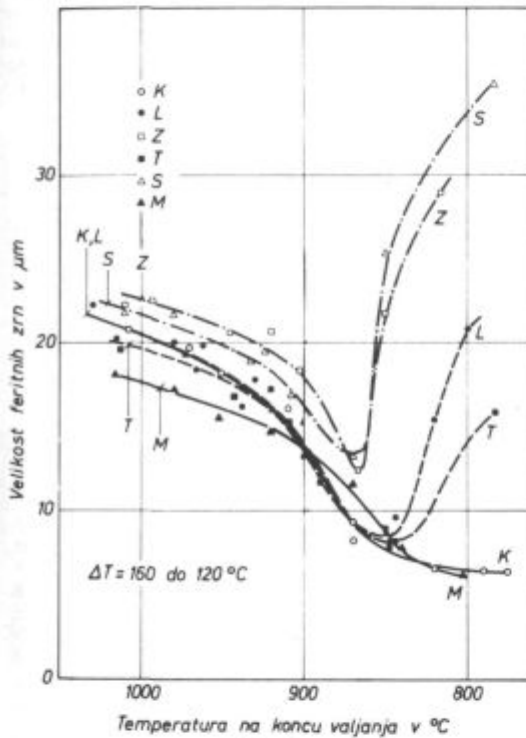
Microstructure of steel Z, rolled at the following final rolling temperatures:

Photograph	° C
A	946
B	867
C	850
D	817

3.2. Velikost zrn

Ovisnost na sliki 4 ne kaže prave slike velikosti zrn po valjanju. V področju valjanja avstenita so zrna po valjanju gotovo večja, kot izmerjena zrna ferita po premeni po valjanju. V mešanem področju je izmerjena velikost zrn ferita dveh izvorov: ena so proizvod premene avstenita pri ohlajanju, druga pa so proizvod valjanja ferita. Pri najnižjih temperaturah valjanja je izmerjena velikost zrn predvsem proizvod valjanja v feritnem področju. Ko analiziramo odvisnost na sliki 4, moramo zato upoštevati, da obravnavamo do minimuma feritna zrna, ki so proizvod valjanja in premene, pod minimumom pa so proizvod premen in valjanja. Lažje predstavo o tem, kolikšna so zrna rekristaliziranega avstenita med vtiki, bomo imeli, če bomo upoštevali, da so v jeklu za cementacijo ta zrna za cca 2 razreda večja kot zrna v jeklu, ki je bilo po valjanju ohlajeno na zraku (14).

Nad KTV približno 870° C se vsa jekla ponašajo enako, velikost zrn se zmanjšuje, ko se znižuje TKV. Pri enaki temperaturi KTV, na primer pri 1000° C, so največja zrna v nepomirjenem jeklu Z, sledi jeklo S, jekli K



Slika 4

Vpliv temperature na koncu valjanja na linearno velikost feritnih zrn. ΔT je razlika med začetno in končno temperaturo valjanja

Fig. 4

Influence of temperature at completed rolling on the linear size of ferrite grains. ΔT is temperature difference between the initial and the final rolling temperature

Tabela 2: Linearne velikosti feritnih zrn, ki so nastala iz rekristaliziranega (RA) in iz nerekrystaliziranega austenita (NA)

Jeklo	Temp. na koncu valjanja °C	Linearna velikost v Ωm		Razmerje RA/NA
		RA	NA	
K	820	7,5 ± 0,7	12,4 ± 2,8	0,62
	774	6,3 ± 0,5	11,2 ± 1,2	0,55
M	803	6,1 ± 0,6	11,7 ± 2,6	0,52
T	850	8,6 ± 1,03	13,1 ± 2,1	0,66

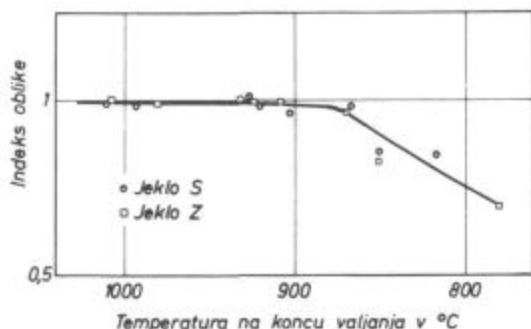
in L, jeklo T in končno jeklo M. V jeklih K in L, ki se razlikujeta le po količini ogljika, je velikost zrn enaka. To pove, da razlika v količini ogljika, 0,13 % v jeklu K in 0,06 % v jeklu L (relativna razlika je skoraj 100 %), ne vpliva na velikost rekristaliziranih zrn avstenita. Jeklo T ima podobno sestavo kot jeklo K, vendar višja Al in N. Pri visoki temperaturi valjanja je nekoliko bolj drobnozrnato, pri 900° C pa se ne razlikuje več od jekla K. Razliko pri višji temperaturi pripisujemo večji vsebnosti Al in N, torej večji količini AlN, ki je nastal med valjanjem in zavira migracijo mej zrn rekristaliziranega avstenita v presledkih med vtiki. Pod temperaturo 900° C razlika v AlN ne pride več do izraza, ker je gibljivost atomov v kristalni mreži zmanjšana in je učinkovita tudi manjša količina AlN. Učinkovitost AlN, ki nastaja med valjanjem, kot zavore rasti rekristaliziranih zrn avstenita med vtiki, potrjuje tudi zaporedje velikosti zrn v jeklih pri isti temperaturi valjanja. Zrna so največja v nepomirjenem jeklu brez AlN, sledi jeklo S sledjo Al in AlN, nato jekli K in L z normalnim aluminijem in končno jeklo T z največ Al in N. Manjših zrn v jeklu M ne znamo razložiti. Dodatna analiza je pokazala, da jeklo ne vsebuje niobija, vanadija in titana.

Najmanjša zrna dosežemo pri neki temperaturi, ko je velik delež rekristalizacije matriksa med valjanjem, ni pa med valjanjem še toliko ferita, da bi prišla do izraza DIM. Kritična temperatura je odvisna predvsem od količine ogljika v jeklu. Najvišja je v jeklih S in Z, ki imata najmanj ogljika, sledi jeklo L, nato jeklo T s povečanim Al in N in končno pri jeklih K in M minimuma ni.

Feritna zrna, ki nastanejo pri valjanju jekla v dvofaznem področju avstenit-ferit, so tem večja, pri čim višji temperaturi se je med valjanjem pojavil ferit, ker je DIM bolj učinkovita pri višji temperaturi.

V tabeli 2 smo izbrali nekaj primerov, ko je bilo mogoče na istem vzorcu izmeriti velikost zrn, ki so nastala iz rekristaliziranega in nerekrystaliziranega avstenita. Razlika v linearni velikosti med feritom obeh izvorov ustreza približno dvema velikostnima razredoma (po ASTM razvrstitvi) in je podobna, kot smo jo našli v konstrukcijskih jeklih (1). Podobno razmerje med velikostjo zrn ferita dveh izvorov v vseh jeklih je posreden dokaz za predpostavko, da se velikost zrn avstenita v začetku valjanja med jekli ni toliko razlikovala, da bi to zaznavno vplivalo na ugotovitve tega dela.

Obliko feritnih zrn smo ocenili tako, da smo v jeklih S in Z izmerili linearno velikost v smeri valjanja in prečno nanjo. Nad kritično temperaturo minimalne VZ ferita je velikost v obeh smereh približno enaka (sl. 5); ko pa se TKV zniža pod kritično, se razmerje velikosti zmanjšuje, ko temperatura dalje pada. To in oblika zrn kažeta, da je DIM hitrejša v smeri valjanja kot prečno nanjo. Vzrok za to ni popolnoma jase. Ponekod se sicer meje rastočih zrn ferita ustavljajo ob črvičastih ostankih avstenita (sl. 2C) in ob podolgovatih nekovinskih vključkih (sl. 2D), ni pa izključeno tudi, da hitrejšo rast v smeri valjanja olajša kak teksturni dejavnik.



Slika 5
Razmerje med širino in dolžino feritnih zrn pri jeklih S in Z v odvisnosti od temperature valjanja

Fig. 5
Width/length ratio of ferrite grains in steel S and Z depending on the rolling temperature

Odstopanje od povprečne vrednosti v obliki standardne deviacije je relativno mnogo večje pri feritu, ki je nastal iz nerekrystaliziranega avsetnita. Razlog je v tem, da so ta zrna manj popolne poligonalne oblike kot tista, ki so nastala iz rekrystaliziranega avsetnita.

3.3. Mehanske lastnosti

Mehanske lastnosti so prikazane v odvisnosti od TKV na slikah 6, 7 in 8 za tri jekla, pri drugih je vpliv temperature valjanja podoben (29). Spodnji del slik predstavlja lastnosti v smeri valjanja, srednji daje razmerje med lastnostmi v prečni in v vzdolžni smeri, zgornji pa kaže anizotropijo v kontrakciji, ki je opredeljena kot razmerje kratke in dolge osi eliptičnega preloma.

V jeklu K zrasteta meja plastičnosti in trdnost, ko se zniža temperatura valjanja, vendar manj, kot bi bilo mogoče pričakovati na osnovi razlike v velikosti zrn po Hall Petchovemu zakonu, da je trdnost premo sorazmerna recipročni vrednosti korena velikosti feritnih zrn. V jeklu M ostajata meja plastičnosti in trdnost praktično neodvisni od temperature valjanja, torej tudi od velikosti zrn ferita, pri jeklu T pa se obe lastnosti malo povečata pri najnižji temperaturi valjanja. Temperatura valjanja tudi malo vpliva na raztezek in kontrakcijo. Pri jeklih K in T se obe karakteristiki plastičnosti nekoliko zmanjšujeta, ko se znižuje TKV, pri jeklu M pa sta obe plastični lastnosti neodvisni od temperature valjanja. V celoti velja, da temperatura valjanja relativno malo vpliva na lastnosti jekla v smeri valjanja.

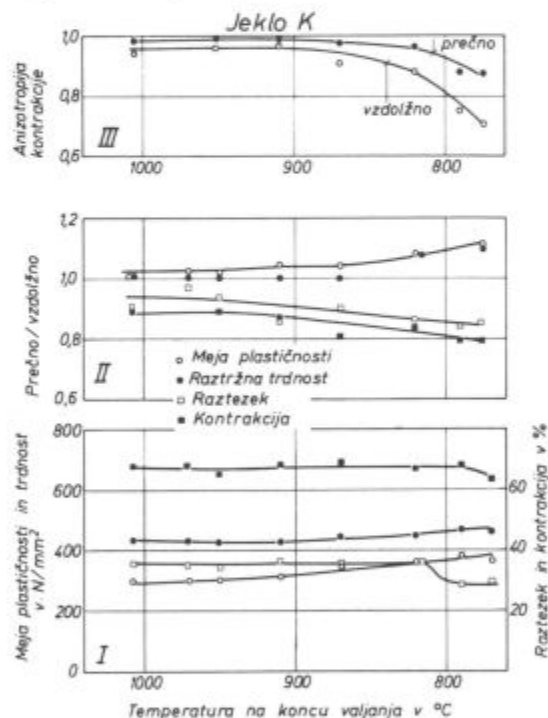
Močnejši je vpliv temperature valjanja na lastnosti v prečni smeri, zato znižanje temperature ustvarja anizotropijo. Ko se TKV znižuje pod kritično mejo, cca 870°C, torej pod mejo, ko med valjanjem nastaja ferit, se anizotropija poveča. Trdnostne lastnosti v prečni smeri rastejo hitreje kot v vzdolžni, nasprotno pa je s plastičnostjo. Tudi anizotropija kontrakcije se povečuje, ko se znižuje temperatura valjanja. To pomeni, da se različno zmanjšuje deformabilnost jekla v 3 osnovnih smereh: v ravnini valjanja ter prečno in pokončno nanjo, zato je prelom bolj in bolj sploščen. Anizotropija kontrakcije je večja na vzorcih, ki so imeli os v smeri valjanja, kot pravokotno nanjo. Lahko bi rekli, da se z zniževanjem temperature valjanja zmanjšuje plastičnost jekla v tem zaporedju: najmanj v smeri valjanja, manj prečno na smer valjanja in najmanj pokončno na ravnino valjanja.

Močnejša rast trdnosti v prečni smeri valjanja je povezana z mikrostrukuro, o tem bomo razpravljali nekoliko kasneje. Del vzroka za anizotropijo kontrakcije je v sulfidnih nekovinskih vključkih (15, 16), ki so tem bolj plastični, čim nižja je temperatura valjanja (17, 18), zato njihova relativna dolžina na enoto površine preseka jekla, s tem pa tudi anizotropija raste, ko se znižuje TKV.

Jeklo L se od jekla K razlikuje po količini ogljika in ima zato pri nizki temperaturi valjanja drugačno mikrostrukuro. Pri nizki temperaturi valjanja se trdnostne lastnosti in plastičnost znižajo. Evolucija anizotropije pa je podobna kot v jeklu K. To kaže na pomembno vlogo teksture poprave in DIM-a pri anizotropiji.

Jekli S in Z dobijo zelo velika zrna pri nizki TKV, mnogo večja kot jekla K, vendar to ne da pomembne razlike v mehanskih lastnostih, ki so podobne kot v jeklu L. Kot nenavadno odstopanje velja omeniti, da je pri jeklu S trdnost v prečni smeri konstantno večja kot v smeri valjanja in neodvisna od temperature valjanja.

Razčlenimo nekoliko podrobneje anizotropijo kontrakcije. Pri visokih temperaturah valjanja anizotropije ni v nobenem jeklu (sl. 9) in prelom je praktično okrogel. Indeks anizotropije je 1 in je praktično enak pri jeklih, pri katerih je razpon v količini žvepla od 0,01 do

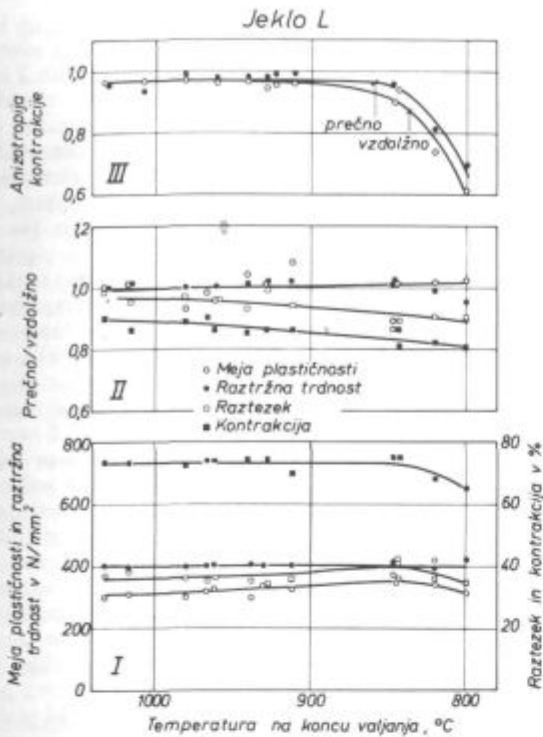


Slika 6
Vpliv temperature na koncu valjanja na mehanske lastnosti jekla K

- I. — lastnosti v smeri valjanja
II. — razmerje med lastnostmi prečno in v smeri valjanja
III. — razmerje med kratko in dolgo osjo eliptičnega preloma na vzdolžnih in na prečnih preizkušancih

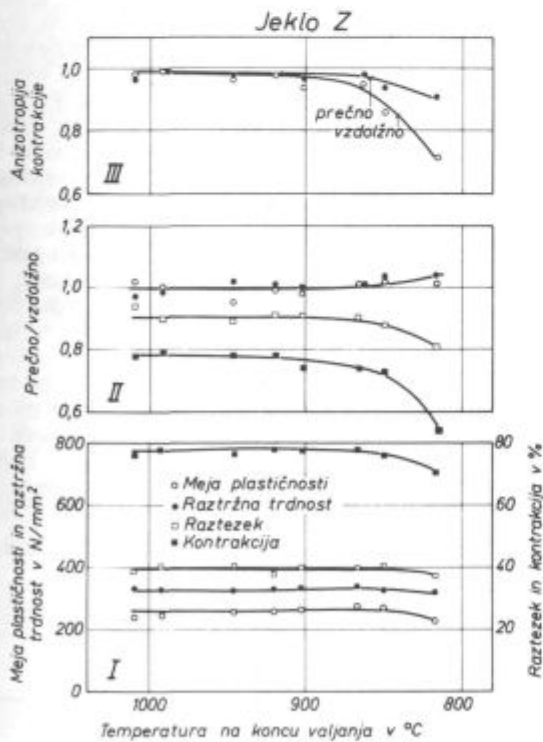
Fig. 6
Influence of temperature at the completed rolling on the mechanical properties of steel K

- I. — properties in the rolling direction
II. — ratio between properties in the transversal and longitudinal direction of rolling
III. — ratio between the short and long axis of elliptic fracture in longitudinal and transversal test pieces



Slika 7
Podobno kot na sliki 6, jeklo L

Fig. 7
As in Fig. 6, steel L



Slika 8
Podobno kot na sliki 6, jeklo Z

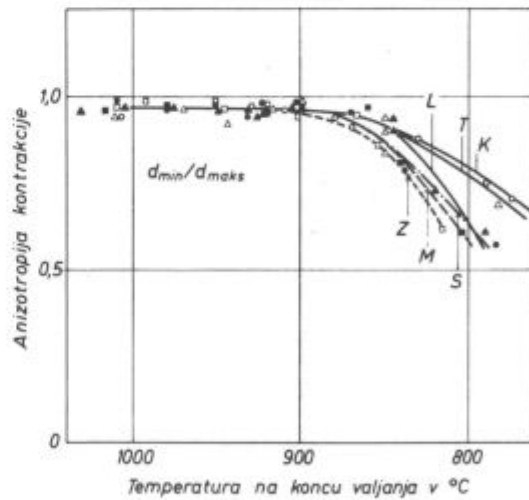
Fig. 8
As in Fig. 6, steel Z

0,04 %. To kaže, da v anizotropiji kontrakcije prevladuje delež, katerega izvor je mikrostruktura in ga lahko povzročajo trije dejavniki: lečaste kolonije večjih zrn ferita, nastalih s premeno nerekrystaliziranega avstenita, tekstura poprave in tekstura rasti ferita z DIM-om. Anizotropija kontrakcije je največja v jeklih S in Z, v katerih je ferit nastal med valjanjem pri najvišji temperaturi. Močna je tudi v jeklu M. To jeklo se od jekel K in T ne razlikuje po količini žvepla, nima izrazite teksture ferita, zato je pri njem osnovni izvor anizotropije v avstenitu, ki med valjanjem ni rekrystaliziral. Anizotropija kontrakcije je najmanjša v jeklih K in T in predpostavljamo, da je njen izvor predvsem v produktih premene nerekrystaliziranega avstenita.

4. RAZPRAVA

Mikrostruktura jekel je po valjanju homogena, ko je rekrystalizacija avstenita med vtiki popolna in se valjanje odvija v avstenitnem področju. Pod neko temperaturo, ki je odvisna od sestave jekla (3, 4), rekrystalizacija avstenita med vtiki ni več popolna. Raziskave na jeklih za cementacijo so pokazale, da je poreklo nerekrystaliziranega avstenita posledek časa med prvimi in drugimi vtikom, vzrok za stabilnost nerekrystaliziranega avstenita pri nadaljevanju valjanja pa intenzivna poprava, ki zniža utrditev pod kritično, preden se lahko sproži rekrystalizacija (3, 4). Ko rekrystalizacija avstenita ni več popolna, nastajajo v jeklu zrna ferita dvojne velikosti.

Iz rekrystaliziranega avstenita nastajajo drobna feritna zrna, iz nerekrystaliziranega pa za približno 2 razreda velikosti večja zrna. Količina nerekrystaliziranega avstenita je nižja pri nižji TKV, zato je tudi tedaj mikrostruktura manj homogena. Ko se temperatura valjanja dalje znižuje, nastaja med valjanjem ferit, katerega odziv na vročo deformacijo je drugačen kot odziv avstenita. Ta faza rekrystalizira pri parcialnih deformacijah 20 % na vtik (če je temperatura zadostna, da se to zgodi v presledku časa med vtikoma), ferit pa ne rekrystalizira, ker potrebuje zato trikrat večjo deformacijo. Vzrok



Slika 9
Vpliv temperature na koncu valjanja na anizotropijo kontrakcije (razmerje med kratko in dolgo osjo eliptičnega preloma) na preizkušancih z osjo v smeri valjanja

Fig. 9
Influence of temperature at the completed rolling on the anisotropy of contraction (ratio between the short and long axis of elliptic fracture) in the samples having the axis in the direction of rolling

je intenzivno izločanje deformacijske energije s popravom, ki v feritnih zrnih ustvarja poligonizacijsko podstrukturo. Pri popravi se velikost zrn ne spreminja, pač pa poprava ustvari posamična podzrna s popolnejšo strukturo ali prostorsko orientacijo, ki jim da večjo stabilnost, kot jo ima matriks v sosedstvu. Zato taka zrna hitro rastejo v okolico po mehanizmu DIM mej feritnih zrn, torej neke vrste rekristalizacijo in situ, ki poteka pri nižji deformaciji, kot je potrebna za klasično rekristalizacijo. Zrna, nastala z DIM-om, nimajo notranje podstrukture, njihova notranjost je v optičnem mikroskopu povsem enaka kot notranjost zrn, ki so nastala s premeno. Splet dogajanj med valjanjem ima za posledico, da je mikrostruktura valjanega jekla močno odvisna od njegove sestave. V mikrostrukturi lahko najdemo ferit štirih različnih izvorov:

I. — ferit, ki po valjanju nastane iz rekristaliziranega avstenita;

II. — ferit, ki po valjanju nastane iz nerokristaliziranega avstenita;

III. — ferit, ki je nastal med valjanjem, ni rekristaliziral, temveč je dobil poligonizacijsko substrukturo zaradi poprave;

IV. — ferit, ki je nastal z deformacijsko inducirano migracijo mej in je v jeklu v velikih, često podolgovatih zrnih z mnogo sosedi.

Pri nizkem ogljiku imamo minimum v odvisnosti med temperaturo valjanja in velikostjo zrn, pri višjem ogljiku pa se zrna enakomerno zmanjšujejo, ko se znižuje temperatura valjanja. Feritna zrna prvega izvora so poligonalna, feritna zrna drugega porekla so Widmanstettenske oblike, feritna zrna tretjega in četrtega izvora pa so podolgovata, pri čemer je podolgovatost poligoniziranih zrn posledica deformacije, podolgovatost zrn, ki so nastala z DIM-om, pa posledica anizotropije v rasti.

Pri razliki v temperaturi valjanja za 230° C (1000 do 770° C) se v jeklu z 0,12 C, 0,22 Si in 0,46 Mn zrna zmanjšajo za okoli 3,5 razreda velikosti. V jeklu, ki ima podobno sestavo, vendar nižji ogljik, se zrna med cca 980 in 870° C zmanjšajo za okoli 3 razrede velikosti; ko pa se temperatura valjanja zniža dalje na 800° C, zrna zrastejo na približno enako velikost, kot je bila pri TKV 980° C. To kaže, da je proces DIM-a kljub nižji temperaturi enako učinkovit, kot nastanek zrn pri višji temperaturi. Tu je proces tvorbe zrn splet velikosti rekristaliziranih zrn avstenita in rasti teh zrn v presledku časa med vtikom.

Temperatura, pri kateri postane DIM aktivna, je odvisna od temperature nastanka ferita med valjanjem. Čim višja je, tem bolj učinkovita je DIM in večja so feritna zrna v izvaljanem jeklu. Odločilna za temperaturo premene je sicer količina ogljika v jeklu; manjši, vendar zaznaven je nasproten vpliv povečanja vsebnosti aluminija.

Med valjanjem nastaja le malo AlN, ki v drobnih izločkih zavira migracijo mej zrn rekristaliziranega avstenita v presledkih časa med vtiki, ki so za približno 2 reda velikosti daljši od trajanja deformacije. Pri enakih drugih pogojih in popolni rekristalizaciji avstenita je med jeklom, kjer nastaja AlN, in jeklom, ki je brez AlN, razlika v velikosti zrn za cca 0,25 velikostnega razreda v korist jekla z AlN. AlN, ki je nastal med valjanjem, je manj učinkovit pri zaviranju rasti zrn z DIM-om. Na to sklepamo po tem, da se ta oblika rasti pojavlja v jeklu T, ki ima najvišja Al in N, in po tem, da so pri nizkih temperaturah razlike med jekli S, Z in L nesistematične.

Temperatura valjanja vpliva na mehanske lastnosti manj, kot je bilo mogoče pričakovati na osnovi velikosti zrn po Hall-Petschovi analizi. Trdnostne lastnosti ne zrastejo, kolikor bi ustrezalo zmanjšanju velikosti zrn in so skoraj enake kljub zmanjšanju zrn za okoli 3,5 razreda. Mogoče vzrok je heterogenost mikrostrukture pri nizkih temperaturah valjanja. Kaže, kot da je vpliv kolonij večjih zrn, ki so nastale iz nereokristaliziranega avstenita, pomembnejši, kot bi mogli soditi po njihovem deležu v mikrostrukturi jekla. Lastnosti pri nizki temperaturi valjanja so v jeklih z nizkim ogljikom odvisne od vplivov poligoniziranega ferita in ferita, ki je nastal z DIM-om. Predpostavljamo, da je vpliv obeh vrst ferita nasproten. Poligonizirani ferit (tabela 3) je nekoliko trši, ker je v njem kljub poligonizaciji večja gostota napak, ki jih je v mrežo vnesla deformacija. Ferit, ki je nastal z DIM-om, je mehkejši in v večjih zrnih, zato trdnost znižuje. Vpliv na plastičnost je nasproten. Zato so lastnosti odvisne od deleža, ki ga imata ena in druga oblika ferita v mikrostrukturi jekla.

V vseh jeklih se povečuje anizotropija, ko se znižuje temperatura valjanja. Trdnostne lastnosti v prečni smeri zrastejo bolj kot v vzdolžni, nasprotno pa velja za plastičnost. Tudi anizotropijo je mogoče razložiti z mikrostrukturo. Z znižanjem temperature valjanja postajajo zrna vse bolj podolgovata zaradi deformacije ali usmerjene rasti. Zato se velikost zrn v prečni smeri hitreje zmanjšuje kot v vzdolžni. To je najverjetnejša razlaga, zakaj trdnostne lastnosti v prečni smeri zrastejo, plastičnost pa se zmanjša v primerjavi s smerjo valjanja, ko se TKV znižuje. Ni seveda izključeno, da je anizotropija povezana tudi s teksturo deformacije, poprave ali pa teksturo DIM-a. Najbolj učinkovito merilo anizotropije, ki nastane zaradi spleta procesov, ki potekajo pri nizkih temperaturah valjanja, je anizotropija kontrakcije, izmerjena na preizkušancih z osjo v smeri valjanja. Štiri dejavnike, ki to anizotropijo povzročajo — trije mikrostrukturni in plastični mikrovključki — smo že razčlenili. V jeklih, katere smo uporabili pri tem delu, je bil močnejši vpliv mikrostrukturnih dejavnikov, ki pa ga ni smo mogli ovrednotiti zato, ker nimamo možnosti za realno ovrednotenje deleža različnih oblik ferita, ki nastanejo med valjanjem jekla pri nizki temperaturi.

Tabela 3: Trdota ferita, ki je nastal s premeno rekristaliziranega avstenita (FRA), poligoniziranega ferita (PF) in ferita, ki je nastal z DIM-om.

Izmerjeno po Vickersu pri obtežbi 15 g.

Jeklo	Temp. na koncu valjanja °C	FRA	PF	DIM
S	924	173	—	—
	783	—	175	164
Z	993	146	—	—
	850	—	143	121
	817	—	150	129

5. SKLEPI

1. Visoka temperatura valjanja omogoča, da avstenit v presledkih med vtiki rekristalizira in pri ohladitvi na zraku nastane mikrostruktura iz poligonalnih in enakomernih zrn ferita, katerih velikost se zmanjšuje, ko se znižuje temperatura valjanja;

2. Pri neki temperaturi začetka valjanja avstenit po prvem vtiku ne rekristalizira. Del tega avstenita ne rekristalizira tudi pri nadaljevanju valjanja. Pri ohladitvi na zraku po valjanju nastanejo iz takega avstenita feritna zrna, ki so približno za dva velikostna razreda večja kot zrna, ki v enakih pogojih nastanejo iz rekristaliziranega avstenita. Mikrostruktura jekla, ki je bilo izvaljano z nepopolno rekristalizacijo avstenita med vtiki, je nehomogena.

3. Pod premensko temperaturo nastaja med valjanjem ferit, ki deformacijske energije ne izloča z rekristalizacijo, temveč z intenzivno popravo do stopnje poligonizacije. Če med valjanjem nastane dovolj ferita in je dosežena neka stopnja deformacije, se v poligoniziranem feritu sproži proces deformacijsko inducirane migracije feritnih mej. Zaradi tega posamična feritna zrna močno zrastejo in mikrostruktura postane celo bolj grobozrnata kot pri valjanju v avstenitnem področju pri mnogo višji temperaturi.

4. Temperatura, pri kateri med vtiki ni več popolne rekristalizacije avstenita, je odvisna od sestave jekla. Temperatura nastanka ferita med valjanjem je odvisna od količine ogljika, ki znižuje premensko točko. Manj pomemben nasproten vpliv ima aluminij. Razlika od 0,12 do 0,07 % ogljika da jeklu zelo različno mikrostrukturo po valjanju.

5. V jeklih, ki vsebujejo topni aluminij in dušik, nastaja med valjanjem aluminijev nitrid. Izločki tega nitrída zavirajo migracijo mej zrn rekristaliziranega avstenita v presledkih časa med vtiki. Zaradi tega je med jeklom, v katerem med valjanjem nastaja aluminijev nitrid, in jeklom, ki je brez nitrída, razlika v velikosti zrn za približno 0,25 velikostnega razreda.

6. Temperatura valjanja relativno malo vpliva na mehanske lastnosti jekla v smeri valjanja. Evolucija trdnostnih lastnosti ni vsklajena z zmanjšanjem velikosti zrn v istem intervalu temperature valjanja. Najverjetnejši vzrok je heterogena mikrostruktura, v kateri je vpliv grobozrnatih komponent močnejši, kot bi lahko pričakovali na osnovi njihovega količinskega deleža v mikrostrukturi jekla.

7. Ko se znižuje temperatura valjanja, raste razlika med lastnostmi jekla v prečni smeri in v smeri valjanja. Trdnost in meja plastičnosti rasteta v prečni smeri hitreje z znižanjem temperature valjanja kot v vzdolžni smeri, pri razteku in kontrakciji pa je evolucija nasprotna.

8. Z znižanjem temperature valjanja postaja vse bolj anizotropna deformabilnost jekla. Najočitnejši znak te anizotropije je ovalni prelom okroglih preizkušancev. Najbolj zraste deformabilnost pokončno na ravnino valjanja, manj v smeri valjanja in najmanj prečno na smer valjanja. Anizotropijo v deformabilnosti jekla povečujejo nepopolna rekristalizacija avstenita med valjanjem, deformacija (in poligonizacija) ferita ter deformacijsko inducirana rast feritnih zrn.

6. VIRI

1. F. Vodopivec, M. Gabrovšek in J. Žvokelj: *Železarski zbornik*, 17, 1983, št. 1, 17.
2. F. Vodopivec, M. Gabrovšek, M. Kmetič in A. Rodič: *Metals Technology*, 11, 1984, 481.
3. F. Vodopivec, A. Rodič in J. Rodič: *Železarski zbornik*, 16, 1982, št. 4, 111.
4. F. Vodopivec, M. Kmetič in A. Rodič: *Železarski zbornik*, 18, 1984, št. 1, 9.
5. J. P. Michel in J. J. Jonas: *Acta Metallurgica* 29, 1981, 513.
6. F. Vodopivec: *Metals Technology* 5, 1978, št. 4, 118.
7. F. Vodopivec: *Journal of ISI* 210, 1972, 664.
8. F. Vodopivec: *Metals Technology* 1, št. 3, 1974, 151.
9. F. Vodopivec: *Journal of Materials Science* 10, 1975, 1082.
10. S. Gohda, T. Watanabe in J. Hasimoto: *Transactins ISIJ* 21, 1981, 6.
11. T. Gladman, D. Dulieu in I. D. McIvor: *Micro Alloying 75*, Union Carbide Corporation, New York, 1977, 32–58.
12. T. Tanaka, T. Tabata, T. Hatomura in C. Shiga: *Micro Alloying 75*, Union Carbide Corporation, New York, 1975, 107–119.
13. W. Roberts: *Scandinavian Journal of Metallurgy* 9, 1980, 13.
14. F. Vodopivec, M. Kmetič, F. Vizjak, F. Haller in G. Manojlović: *2nd International Conference on Steel Rolling*, Düsseldorf, 1984.
15. F. Vodopivec, J. Arh, T. Lavrič in B. Ralić: *Revue de Metallurgie* 75, 1978, št. 12, 691.
16. F. Vodopivec, J. Arh in B. Ralić: *Železarski zbornik*, 9, 1975, 167.
17. F. Vodopivec in M. Gabrovšek: *Železarski zbornik*, 14, 1980, št. 1/2, 161.
18. F. Vodopivec in M. Gabrovšek: *Metals Technology* 7, 1980, maj, 186.
19. F. Vodopivec, M. Gabrovšek, M. Kmetič in J. Žvokelj: *Evolucija mikrostrukture mehkih jekel med valjanjem; Poročilo Metalurškega inštituta v Ljubljani*, št. 84–026.

ZUSAMMENFASSUNG

Stähle von 0,04 bis 0,13 % C sind in sieben Stichen im Temperaturintervall von 1220 bis 750° C aus dem 55 mm Knüppel in Platten von 11 mm Dicke ausgewalzt worden. Untersuchungen des Mikrogefüges und der mechanischen Eigenschaften sind durchgeführt worden. Durch das Walzen bei hohen Walztemperaturen erhält der Stahl ein polygonales und gleichmässiges Mikrogefüge, mit fallender Walztemperatur wird die Korngrösse kleiner. Bei einer Walzanfangstemperatur nahe 950° C verläuft die Rekristallisation zwischen den Stichen nicht mehr vollkommen durch. Nichterkristallisierter Austenit umwandelt beim Abkühlen nach dem Walzen in ein Mikrogefüge mit grösseren Körnern als der rekristallisierte Austenit. Nahe unter der Umwandlungstemperatur kommt während des Walzens Ferrit zum Vorschein und die Korngrösse fängt vom neuen an schnell zu wachsen. Ferrit rekristallisiert zwischen den Stichen nicht, die Deformationsenergie wird durch die Erholung beseitigt. Nach dem Walzen wachsen einzelne Ferritkörner wegen der deformationsinduzierten Korngrenzenwanderung also einer Art Rekristallisation in Situ schnell an. Das ist der Grund, dass im Stahl mit 0,04 % C die Korngrösse

bei der Walztemperatur unter 800° C sogar grösser ist als wenn der Walzvorgang bei 1000° C beendet wird. Nichtvollkommene Rekristallisation von Austenit zwischen den Stichen und die Erholung von Ferrit sind Ursachen, dass im Mikrogefüge von Stahl das von der Walzanfangstemperatur unter ca 950° C ausgewalzt worden ist, Ferrit 4 verschiedener Ursprünge gefunden wird und dass das Gefüge sehr heterogen ist. Die Walztemperatur beeinflusst die Stahleigenschaften in der Walzrichtung nicht. Das weist darauf hin, dass sich der Einfluss einzelner Gefügeheterogenitäten ausgleich. Bei fallender Walztemperatur wächst die Deformationsanisotropie von Stahl stark. Verformungseigenschaften von Stahl senkrecht auf die Walzebene vergrössern sich stark im Vergleich zu den Verformungseigenschaften in der Walzebene. Im Temperaturbereich vollkommener Rekristallisation von Austenit zwischen den Stichen ist die Korngrösse im Stahl in welchem während des Walzens AIN gebildet wird um ca 0,5 Klassen kleiner als im Stahl ohne AIN Bildung. Die Anwesenheit von AIN beeinflusst die Korngrösse nicht, wenn der Stahl im Zweiphasenbereich von Ferrit und Austenit ausgewalzt worden ist.

SUMMARY

Steel with 0.04 to 0.13 % C was rolled in 7 passes in the temperature interval 1220 to 750° C from a 55 mm billet to a 11 mm plate. Microstructural and mechanical investigations were made. Rolling at high temperatures causes polygonal and uniform microstructure in steel, and the grain size is reduced with the lowered rolling temperature. At some initial rolling temperature close to 950° C the recrystallization between the passes is no more complete. Not recrystallized austenite is transformed during cooling after rolling into the microstructure with greater grains as it was the case with austenite. Close below the transformation temperature ferrite appears in rolling, and grain size is again rapidly increased. Ferrite between passes does not recrystallize, but the deformation energy is removed by the recovery, and at the finished rolling single ferrite grains fast grow due to the migration of boundaries induced by the deformation, i. e. a kind of recrystallization in situ. This is the reason that in steel with 0.04 % C the grain size is even greater if rolling is completed at 800° C than at 1000° C. In-

complete recrystallization of austenite between passes and recovery of ferrite are the reasons that ferrite of four different origins can be found in the microstructure of steel being rolled with the initial rolling temperature below 950° C, thus the microstructure being very heterogeneous. Rolling temperature does not influence the steel properties in the direction of rolling. This is an indication that the influence of single microstructural heterogeneities is equalized. With the lowering rolling temperature the deformation anisotropy of steel is highly increased. The steel deformability perpendicular to the rolling plane is much higher compared to the deformability in the rolling plane. In the temperature region of complete recrystallization of austenite between passes the grains are approximately for half class smaller in steel where AIN is formed during rolling than in steel without nitride. The presence of AIN does not influence the grain size if the steel was rolled in the two-phase ferrite-austenite region.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Стали с содержанием от 0,04 % до 0,13 % углерода были прокатываны с 7-ми пропусками при т-ом интервале между 1220° C и 750° C из квадратных заготовок 55 мм в пластины толщины 11 мм. Выполнены также микроскопические и механические исследования. Прокатка при высокой т-ре придаёт стали многоугольную и равномерную микроструктуру, причём величина зёрен снижением т-ры прокатки уменьшается. При некоторой первоначальной т-ры прокатывания вблизи 950° C рекристаллизация между пропусками уже недостаточно полная. Нерекристаллизованный аустенит изменяет во время охлаждения после прокатки свою микроструктуру в более крупные зёрна при сравнении с рекристаллизованным аустенитом. Вблизи, под т-рой изменения, во время прокатки, появляется феррит, и величина зёрен снова быстро возрастает. Между пропусками феррит не рекристаллизуется, но отправляет деформационную энергию взяв при этом некоторую корректуру. В конце прокатывания отдельные ферритные зёрна быстро возрастают вследствие деформационной индуцированной миграции границ, что значит некоторый вид рекристаллизации на месте. Причина это-

го в том, что в стали с 0,04 % углерода величина зёрен в конце прокатки под 800° C даже больше, если бы прокатка была закончена при 1000° C. Неполная рекристаллизация аустенита между пропусками и корректура феррита представляет собой причину, что в микроструктуре находится сталь, которая была катана с первоначальной т-рой ниже прилб. 950° C, причём феррит был в 4-ех различных источников, а микроструктура оказалась очень гетерогенной. Т-ра прокатки не влияет на свойства стали в направлении прокатки. Это показывает, что влияние отдельных микроструктур гетерогенность выравнивает. Снижением т-ры прокатки сильно возрастает деформационная анизотропия стали. Деформируемость стали вертикально на равнину прокатки сильно увеличивается в сравнении с деформируемостью в равнине прокатывания. В т-рой области полной рекристаллизации аустенита между пропусками, зёрна прилб. на 0,5 класса меньше в стали, так как во время прокатки образуется AIN взяв во внимание сталь, где нитридов нет. Присутствие AIN не влияет на величину зёрен, если сталь была катана в двухфазной области феррита и аустенита.