

Meja plastičnosti konstrukcijskih jekel, fizikalno-metalurške osnove¹

UDK: 669.14.018.292:539.4.011.23:539.4.015.1:621.785.85
ASM/SLA: Q23b, X21b, AYb, 10-51

F. Vodopivec in M. Gabrovšek

Opisani so elementarni mehanizmi utrditve ferita in iz njih izhajajoče povečanje meje plastičnosti konstrukcijskih jekel. Predstavljeni so deleži teh utrdilnih mehanizmov v meji plastičnosti normaliziranega mikrolegiranega jekla za debelo pločevino.

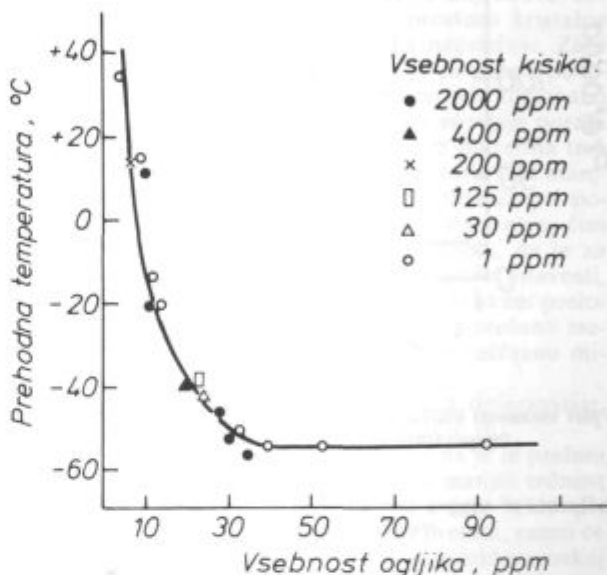
1. IZHODIŠČE

Izhodišče te razprave je konstrukcijsko jeklo, torej jeklo, ki se uporablja za konstrukcije, ki se izdelujejo z oblikovanjem in varjenjem plošč. Razvoj tega jekla in izboljšanje njegovih lastnosti, ki temeljijo na napredku metalurške vede, je dobra slika za napredek pri drugih kovinskih gradivih. Za osnovo te razprave je izbrano konstrukcijsko jeklo prav zato, da bi se pokazalo, kakšna raziskovalna spoznanja so vgrajena v napredek masovnega gradiva in koliko so metalurgi uspeli z vztrajnim delom razvozljati zakonitosti, od katerih so odvisne lastnosti, jih uporabili za spremembe v tehnologiji izdelave in predelave jekla in tako dosegli današnjo kakovost konstrukcijskih jekel.

2. UTRDITEV S TRDNO RAZTOPINO IN PRELOM FERITA

Izhodiščna sestava konstrukcijskih jekel je jeklo z okoli 0,15 % ogljika, 0,5 % mangana in 0,3 % silicija, 0,03 % Al in čim manjšimi količinami nečistoč, predvsem žvepla. Osnova mikrostrukture je ferit, ki je trdna raztopina ogljika v alfa železu. Meja plastičnosti ferita s 0,004 % C je 36 N/mm² (1). Čim bolj je ferit čist, torej čim bolj se po sestavi približuje alfa železu, pri tem manjši napetosti se deformira in tem nižja je meja plastičnosti. Ogljik in dušik, ki ju najdemo v intersticijski trdni raztopini v feritu, močno povečujeta mejo plastičnosti. Za vsak 0,01 % C oz. N zraste meja plastičnosti (MP) ferita za 49 oz. 42 N/mm² (2,3). To pove, kako je važno, da je v jeklu, ki je namenjeno za hladno kovanje, čim manj ogljika in dušika v trdni raztopini. Manjša je utrditev zaradi fosforja, narastek MP je 5 N/mm² za 0,01 % P, torej 10 krat manjši kot pri ogljiku (4).

Raztopljeni ogljik pa ne vpliva samo na mejo plastičnosti; na sliki 1 vidimo, da prehodna temperatura žilavosti močno zraste, ko se zniža količina ogljika, raztopljenega v feritu, pod približno 40 ppm (5). Sodeč po tej sliki, ni pričakovati koristi od tega, da se količina ogljika v raztopini v konstrukcijskem jeklu zniža mejo, ki je danes tehnološko že dosegljiva. Nasprotno pa količina kisika ne vpliva na prehodno temperaturo žilavosti (sl. 2). Ferit se lahko prelomi na dva načina, krhko in duktilno. Prelom in prehodna temperatura žilavosti sta zelo važni lastnosti konstrukcijskega jekla, zato je koristno, da jima posvetimo nekaj pozornosti.



Slika 1

Vpliv vsebnosti ogljika v feritu z različnim kisikom na prehodno temperaturo žilavosti; po viru 5

Fig. 1

Influence of carbon content in ferrite by different levels of oxygen on transition temperature ductile-brittle fracture of steel (5).

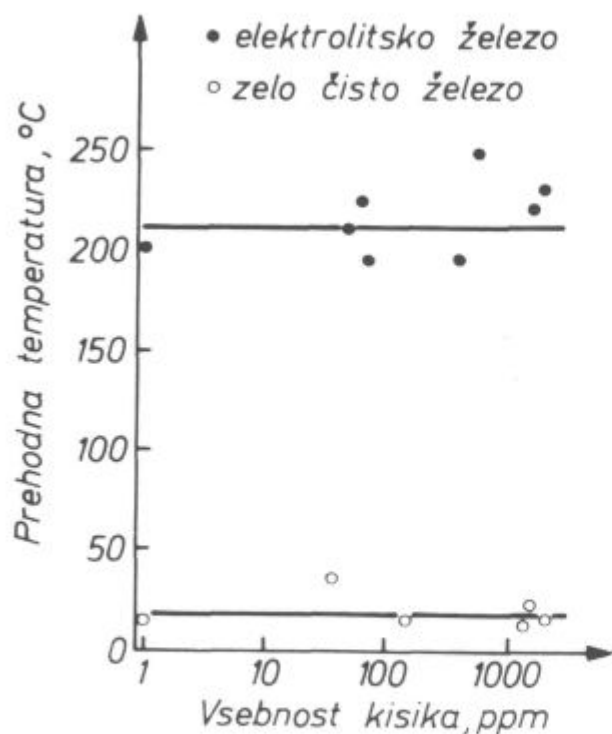
Kot vse kovine, se tudi ferit preoblikuje z drsenjem, ki je rezultat gibanja dislokacij v kristalni mreži. Napetost, pri kateri se deformacija sproži, imenujemo mejo plastičnosti; analogno nastane krhek prelom tedaj, ko je dosežena meja cepljenja.

V zelo poenostavljeni obliki lahko predpostavimo, da se meja plastičnosti povečuje hitreje, meja cepljenja pa počasneje, ko se znižuje temperatura preizkušanja (slika 3). Če so razmere take, da je dosežena meja cepljenja, preden se je sprožil mehanizem plastične deformacije, pride do krhkega zloma ferita. Za prelom se porabi malo energije, kar je slabo.

Mnogi posegi v ferit povečujejo mejo plastičnosti, le malo pa je mogoče vplivati na mejo cepljenja. Izjema je zmanjšanje zrn ferita, ki je koristno za obe lastnosti in ga bomo obravnavali kasneje. Nastanek krhkega preloma pospešuje povečanje hitrosti obremenitve. Razlaga je enostavna: meja cepljenja je dosežena, preden se sproži mehanizem plastične deformacije. Nasprotno pa povišanje temperature zmanjšuje nagnjenost h krhkemu lomu. Tudi tu je razlaga enostavna: pri višji temperaturi je povečana gibljivost dislokacij in lažje se sproži mehanizem plastične deformacije.

Nagnjenost jekla h krhkemu lomu se najbolj pogosto opredeljuje na osnovi odvisnosti temperatura preisku-

¹ predelani tekst predavanja na 33. metalurškem posvetu v marcu 1985

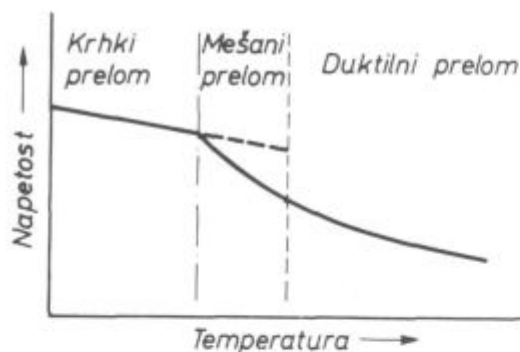


Slika 2

Vpliv vsebnosti kisika v feritu dveh nivojev čistosti na prehodno temperaturo duktilni — krhki lom (vir 5)

Fig. 2

Influence of oxygen content in ferrite by two levels of purity on transition temperature (5).



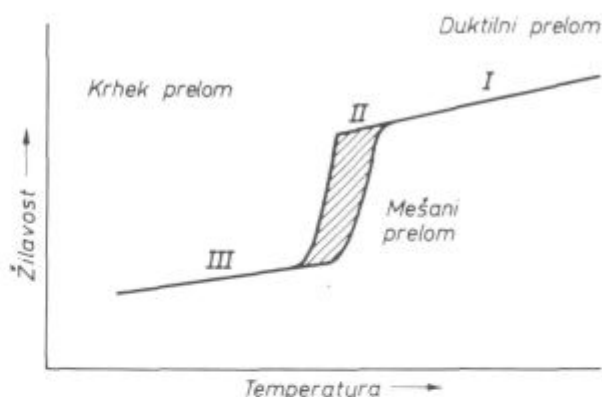
Slika 3

Shematičen prikaz vpliva temperature na način preloma konstrukcijskega jekla; po viru 6

Fig. 3

Schematic representation of the influence of temperature on the mode of fracture of structural steel (6).

šanja — udarna žilavost. Na sliki 4 vidimo, da so v taki odvisnosti tri področja. Pri visoki temperaturi v področju I (angleško — upper shelf) je žilavost visoka in se rahlo zmanjšuje, ko se temperatura znižuje. V ozkem prehodnem temperaturnem področju II žilavost skokoma pade na mnogo nižjo vrednost, nato pa se v področju III (angleško — lower shelf) rahlo naprej znižuje, ko se temperatura dalje znižuje. V področju I je prelom duktilen, v področju II je mešan, v področju III pa je prelom krhek. Širina prehodnega področja je odvisna od sestave in mikrostrukture jekla in od napetostnega



Slika 4

Vpliv temperature na žilavost konstrukcijskega jekla

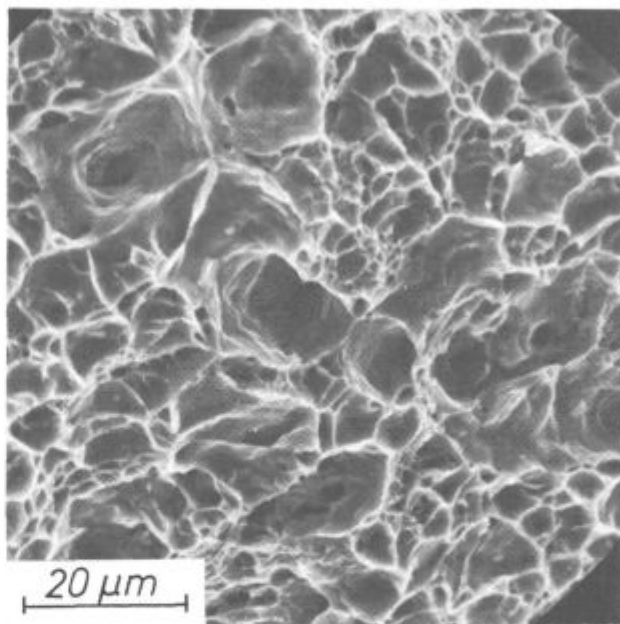
Fig. 4

Relationship temperature-notch toughness of structural steel (6).

stanja na dnu zarez preizkušancev, to je povezano predvsem z ostrino zarez in hladno deformiranostjo jekla na njenem dnu.

Za prehodno temperaturo se najbolj pogosto privzame meja, pri kateri je polovica prelomne površine žilava, redkeje se za prehodno privzame neka temperatura, pri kateri ima žilavost neko vnaprej dogovorjeno velikost.

Na mikrofraktografijah 5 in 6 se jasno razloči različna morfologija duktilnega in krhkega preloma ferita. Duktilen prelom je jamičast. Jamice se odprejo in zraščajo v stadiju kontrakcije raztrznega preizkusa ali pred napredujočo dekohezijo pri žilavostnem preizkusu na mikrostrukturnih komponentah, ki so slabo preoblikovalne, na primer nekovinski vključki, karbidna zrna in podobno (7). Zato je oblika jamic odvisna od oblike

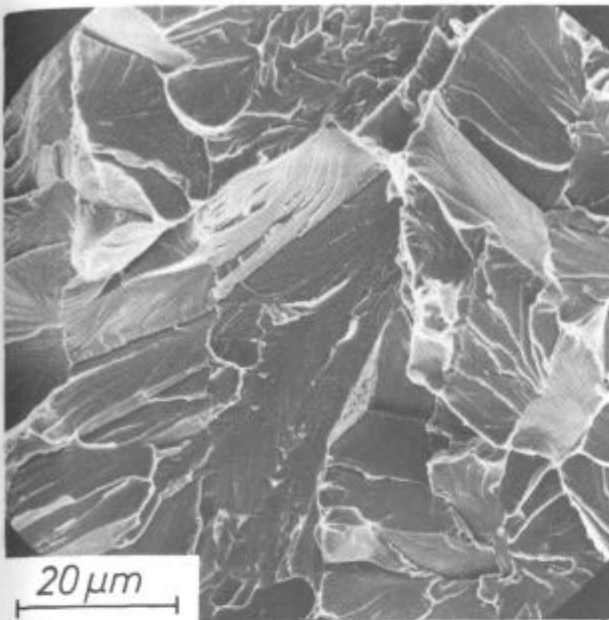


Slika 5

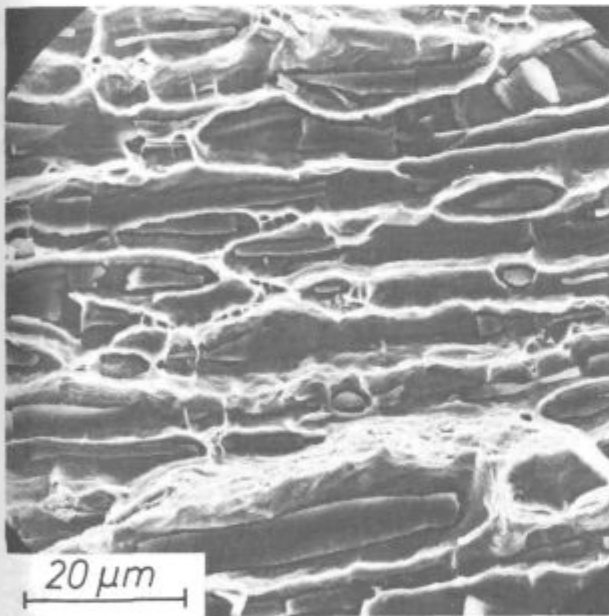
Duktilni prelom jekla

Fig. 5

Ductile fracture of steel.



Slika 6
Krhki prelom jekla
Fig. 6
Brittle fracture of steel.



Slika 7
Duktilni prelom jekla na preizkušancu z osjo v smeri debeline
jeklene plošče
Fig. 7
Ductile fracture of steel on specimens with axis in through thick-
ness direction.

njenega iniciala. To se lepo vidi s primerjavo slik 5 in 7, ki obe kažeta duktilen prelom, vendar so bili enkrat iniciali poliedrični vključki aluminijevega oksida, drugič pa v istem jeklu podolgovati vključki manganovega sulfida.

Čim večje so slabo ali nedeformabilne komponente v mikrostrukturi, pri tem manjši plastični deformaciji se

jamice odpro in tem manjša je plastična deformacija jekla pri prelomu. Jamice rastejo s strižnim drsenjem, ki tanjša kovino med njimi, dokler se stene popolnoma ne prestrižejo.

Krhka prelomna površina je relativno ravna, oblikujejo jo ploskve družine (100), med katerimi se je cepljenje izvršilo. Ker mreža atomov v feritu ni popolna, cepilna ploskev ni popolnoma enaka, torej gladka čez celo feritno zrno, ampak jo prekinjajo žile, ki se zlivajo v smeri napredovanja razpoke. Na žilah razpoka preskoči od ene na drugo kristalno ploskev iste vrste, ko sreča vijačno dislokacijo (7). Za razumevanje povezave med mikrostrukturo in krhkim prelomom je važno, da se proces cepljenja začne na vsaki kristalni meji znova, ker v sosednjem zrnu drugače ležijo v prostoru kristalne ravnine, med katerimi lahko razpoka napreduje. Zato da razpoka premaga kristalno mejo, je potrebna povečana napetost, ki se doseže z nakopičenjem dislokacij ob meji. Pri krhkem prelomu se večina energije porabi za iniciacijo cepljenja, zato je za prelom potrebna tem večja energija, čim več je kristalnih mej, torej čim manjša so kristalna zrna. Poenostavljeno povedano: pri popolnoma krhkem prelomu je žilavost tem večja, čim manjša so feritna zrna. V primeru dogovora, da je za prehodno temperaturo ustrezna neka vrednost žilavosti, se lahko zgodi, da je pogoj izpolnjen pri krhkem prelomu jekla. To se včasih dogaja pri jeklih s povečano mejo plastičnosti, ki imajo drobnozrnato in večfazno mikrostrukturo.

Krhki prelom se izvrši praktično brez deformacije, lahko pa po poprejšnji majhni deformaciji (6).

Prelom v feritu je transkristalen, izjema je le prelom pri visoki temperaturi, kjer ga povzroča manjša trdnost neurejene strukture kristalnih mej. Če ima jeklo pri temperaturah pod 500°C interkristalen prelom, razen če je nastal zaradi lezenja, pomeni, da je z jeklom nekaj narobe. Ponavadi je vzrok temu termična obdelava.

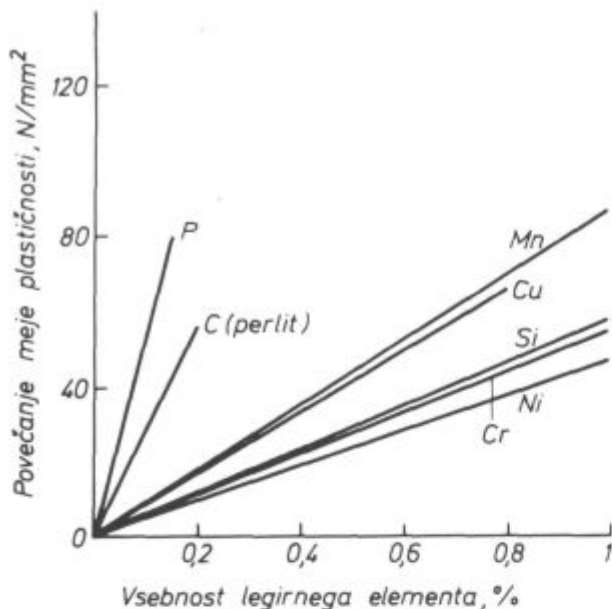
Omenili smo že, da se meja plastičnosti ferita močno poveča, če zraste količina intersticijsko raztopljenega ogljika in dušika. Podoben, vendar nekoliko manj učinkovit, je tudi vpliv elementov, ki so v feritu v substitucijski raztopini, na primer mangan, silicij, krom in drugi. V posplošeni obliki velja, da je meja plastičnosti sorazmerna s korenem naraščanja koncentracije elementov, pri majhnih vsebnostih pa je rast linearna s koncentracijo (slika 8). Za strižno napetost (τ), pri kateri so dislokacije v trdni raztopini gibljive, se navaja izraz (38):

$$\tau = G (\delta)^{1/2} C \quad (1)$$

V izrazu so: G — strižni modul, δ — razlika v premeru med atomoma topila in topljenca in C — koncentracija.

Linearni model je približen, ne upošteva razlike v elastičnem modulu med topilom in topljencem, interakcije atomov topljenca med seboj in napetostnega polja atomov topljenca v jedru dislokacije. Ti in mogoče še drugi dejavniki omejujejo veljavnost linearnega modela utrditve s trdno raztopino na področje koncentracij, kjer atomi topljenca ne vplivajo drug na drugega.

Podatki o tem, kako elementi v substitucijski trdni raztopini utrjujejo ferit, so različni. Po viru 4, po katerem je povzeta slika 8, je narastek MP pri legiranju 1% Mn, Si, Ni in Cr 84, 56, 55 in 45 N/mm², po viru 37 pa 30 oz. 82 N/mm² za Mn in Si, legiranje z Ni in Cr pa celo zniža MP za 4 oz. 35 N/mm². Povedati pa moramo, da veljajo podatki v viru 4 za jeklo, podatki v viru 3 pa za ferit. Povečanje MP zaradi elementov v substitucijski raztopini, je za približno red velikosti manjše od povečanja zaradi ogljika v intersticijski raztopini v feritu.



Slika 8

Vpliv nekaterih elementov v raztopini na povečanje meje plastičnosti; izjema je ogljik, ki je vezan v perlitu; po viru 4

Fig. 8

Effect of some elements in solution in ferrite and carbon as pearlite upon the increase of yield point stress of steel (4).

Utrditev s trdno raztopino (solution hardening) razlaga teorija z dvema modeloma. Po enem je utrditev posledica oblakov atomov, ki sidrajo dislokacije in zato stečejo šele pri višji napetosti, po drugi pa je utrditev posledica oviranja drsenja dislokacij zaradi elastičnega napetostnega polja okoli atomov raztopljenih elementov, ki imajo drugačen premer kot atom topila. Prvi model bolje ustreza intersticijskim raztopinam (znana je razlaga meje plastičnosti s Cottrellovimi oblaki atomov ogljika in dušika okoli dislokacij), drugi model pa bolj ustreza substitucijskim raztopinam.

Vedeti pa je potrebno, da povzročajo legirni elementi utrditev tudi posredno zaradi vpliva na premeno avstenita. O tem bomo razpravljali kasneje, ko bomo obravnavali utrditev jekla zaradi perlita.

Kaže, kot da je utrditev z elementi v trdni raztopini eleganten in poceni način za povečanje meje plastičnosti jekla. Vendar ima ta ukrep slabo stran v tem, da se povišuje prehodna temperatura žilavosti. Pri jeklu z okoli 0,15 % C prehodna temperatura zraste za vsak % mangana in silicija za 40 oz. 66°C (8,17). To je seveda mnogo in omejuje višino legiranja na nivo, ki ga opredeljuje zahtevana prehodna temperatura. Tudi to sklepanje ni popolno, nismo namreč upoštevali vpliva, ki ga imajo raztopljeni elementi na kaljivost, ki naj bo čim nižja, da je jeklo dobro varivo.

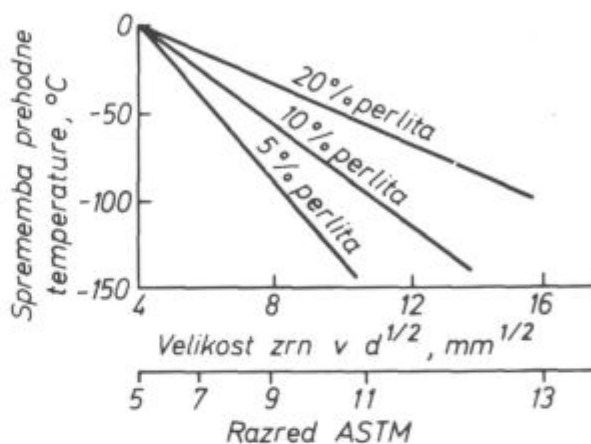
3. VELIKOST FERITNIH ZRN

V zmanjšanju velikosti zrn se je našel zelo pomemben način izboljšanja meje plastičnosti in žilavosti jekla ter za zmanjšanje prehodne temperature duktilni krhki lom. Velikost zrn (d_2) in mejo plastičnosti (σ_p) povezuje Hall-Petchowa enačba, po kateri je meja plastičnosti obratno sorazmerna korenu linearne velikosti zrn, torej:

$$\sigma_p = K_0 + K_1 d_2^{-1/2} \quad (2)$$

Člen K_0 predstavlja silo, ki je potrebna, da se sproži drsenje v kristalni mreži ferita, drugi pa silo, potrebno

za premaganje kristalnih mej. Povezava velikosti zrn — meja plastičnosti je bila odkrita empirično, nato so za njo predlagali dva teoretična modela, po katerih je mogoče enačbo speljati iz teoretičnih predpostavk. Po enem modelu je povečanje meje plastičnosti odvisno od gostote dislokacij, ki je sorazmerna gostoti kristalnih mej, torej obratno sorazmerna velikosti zrn, po drugem modelu pa je utrditev povezana s kopičenjem dislokacij na meji zrna, ki je potrebno, da se aktivirajo procesi drsenja v drugem zrnju. Po podobnem izrazu se znižuje tudi prehodna temperatura duktilni — krhki lom (slika 9).



Slika 9

Odvisnost med velikostjo zrn in prehodno temperaturo žilavosti za jekla z različno količino perlita; po viru 11

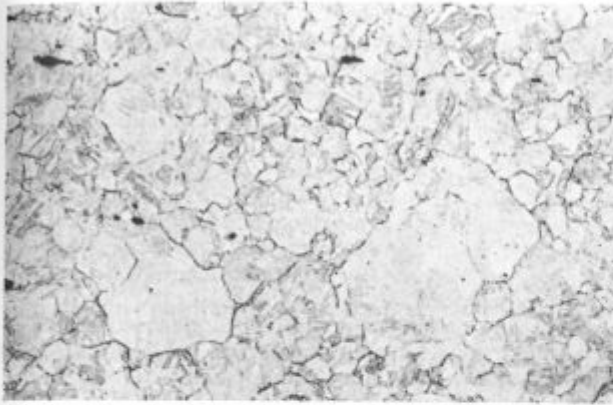
Fig. 9

Effect of grain size on transition temperature of steel with different content of pearlite (11).

Za doseg manjših feritnih zrn in manjših njim matičnih avstenitnih zrn je daleč najbolj v uporabi mikrolegiranje jekla z aluminijem in dušikom. V praksi zadostuje mikrolegiranje z aluminijem, ker je že po naravi v vsakem jeklu dovolj dušika. Elementa se v jeklu vežeta v aluminijev nitrid (AlN). Ta spojina se pri segrevanju jekla pred vročo predelavo raztopi v avstenitu, pri temperaturah predelave in normalizacije pa je topnost manjša, zato se iz avstenita izloča v obliki precipitativ. V normaliziranem jeklu je velikost precipitativ okoli 25 nm, gostota pa ca $10^{13}/\text{cm}^3$ kovine. Topnost aluminijevega nitrida v avstenitu in temperaturo segrevanja povezuje topnostni produkt:

$$\log (\text{Al}) \times (\text{N}) = -7500/T + 1,48 \quad (3)$$

V izrazu so: Al in N-vsebnost obeh elementov v ut. % in T temperatura v °K. Podobni izrazi veljajo za topnostne produkte drugih faz, ki tvorijo izločke iz prenasičenega avstenita in jih pogosto poimenujemo kot disperzoide, na primer karbidi oz. karbonitridi niobija, vanadija in titana. Razlaga vpliva disperzoidnih izločkov na velikost zrn je enostavna in teoretično in praktično potrjena. Izločki sidrajo kristalne meje avstenita in zavirajo njihovo migracijo. Model razlage učinka disperzoidov izhaja iz predpostavke, da se kristalna meja upira spremembi položaja s silo, ki je sorazmerna površinski energiji avstenita in gostoti izločkov in da se pri rasti zrn zmanjša notranja energija v sistemu, kar je mogoče le, če rastejo večja zrna na račun majhnih (slika 10). Teorija je toliko obdelana (12), da je mogoče izračunati količino in gostoto delcev disperzoidne faze. Na primer: za blokiranje rasti zrn v jeklu z neenakomer-



Slika 10

Pov. 100 ×. Hitro rastoča zrna avstenita v matriksu enakomernih zrn

Fig. 10

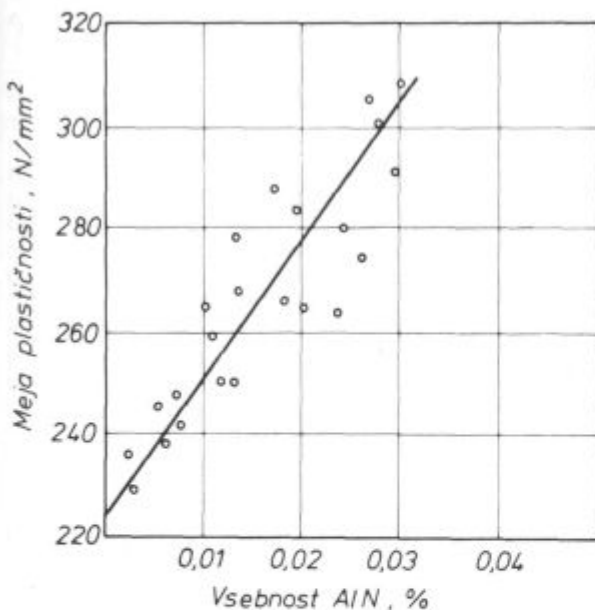
Rapidly growing austenite grains in a matrix of uniform and fine grains.

nostjo v velikosti zrn Z , povprečno velikostjo zrn d_z , in volumskim deležem izločkov (v) je potrebno število izločkov:

$$n_k = \left(\frac{3}{2} - \frac{2}{Z}\right) \frac{4}{8d_z} \left(\frac{4\pi}{3v}\right)^{2/3} \quad (4)$$

Na sliki 11 vidimo, kako količina aluminijevega nitrida vpliva na mejo plastičnosti (14). Dosegljivo povečanje meje plastičnosti z zmanjšanjem feritnih zrn zaradi AlN je okoli 60 N/mm².

Koristnost aluminijevega nitrida je bila odkrita, ko so iskali način, kako jekla, bogata z dušikom, napraviti odporna proti deformacijskemu staranju. S pomirjenjem jekla z aluminijem so dosegli več stvari: zmanjšala



Slika 11

Ovisnost med količino AlN v jeklu in mejo plastičnosti konstrukcijskih jekel; po viru 13

Fig. 11

Effect of AlN content on yield point stress of structural steels (13).

se je količina vključkov in spremenila njihova sestava in oblika, odpravila se je občutljivost za deformacijsko staranje zaradi dušika in zmanjšala so se zrna ferita. Zadnje je omogočilo, da se je povečala utrditev s povečanjem mangana. Tako so nastala jekla s povišano mejo plastičnosti 350 N/mm², ki se dobavljajo v normaliziranem stanju, ker pride koristni vpliv AlN do veljave le s procesom normalizacije. Kljub povečani meji plastičnosti imajo ta jekla zaradi drobnozrnate mikrostrukture zadovoljivo prehodno temperaturo in duktilni krhki lom. Učinkovitost AlN je sprožila iskanje drugih disperzoidov. Najbolj učinkovit se je pokazal niobijev karbonitrid (oz. karbid, ker v spojini prevladuje ogljik nad dušikom), za nekatere namene pa se uporabljata tudi vanadijev nitrid in titanov karbid, ki pa ju v tem stavku ne bomo obravnavali. Zanju velja veliko tega, kar bo povedano o niobijevem karbonitridu.

NbC je topen v avstenitu v podobni količini kot AlN (14) in se izloča v podobnem intervalu temperature. Izločki so v enakih pogojih nekoliko bolj stabilni kot izločki AlN, njihov koristni vpliv pa se prišteva k učinku izločkov AlN. Zato ima jeklo z niobijem in aluminijem po enaki predelavi in toplotni obdelavi za 2 do 3 razrede drobnejša zrna avstenita kot jeklo z aluminijem (15). Trdnost jekla nekoliko zraste zaradi izločkov NbC, ki nastanejo pri ohlajanju s temperature normalizacije. Zaradi zmanjšanja zrn se lahko poveča substitucijska utrditev in količina perlita in tako pridemo v nov kvaliteten razred jekla z mejo plastičnosti 430 N/mm², kar je za 80 N/mm² več kot v manganskem jeklu legiranem z AlN. Pri tem je zagotovljena zadovoljiva prehodna temperatura duktilni — krhki lom in varivost. Legiranje z niobijem ima še en koristen učinek na lastnosti jekla, ki ga bomo obravnavali pri analizi kontroliranega valjanja.

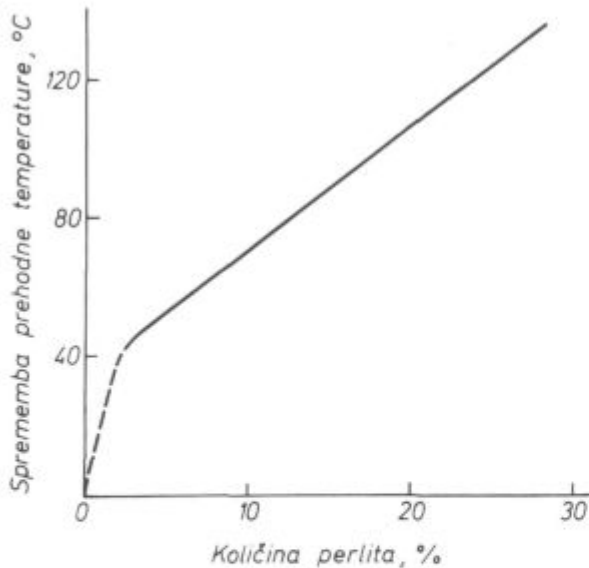
Omenili smo, da so jekla mikrolegirana z aluminijem, odporna proti deformacijskemu staranju. Vedeti pa je potrebno, da se med vročim valjanjem veže v AlN le okoli 25 % dušika (28). Zato je lahko jeklo v valjanem stanju kljub aluminiju občutljivo za staranje. Odpornost proti staranju se doseže šele po normalizaciji, ko je vezano v AlN več od 90 % dušika.

4. PERLIT

Omejili se bomo na lamelarni perlit, ker v konstrukcijskih jeklih, ki se uporabljajo v normaliziranem ali v valjanem stanju, najdemo samo to obliko perlita. Mikrostruktura jekla po kontroliranem valjanju pa je čisto večkomponentna, zato bomo omenili tudi bajnit in martenzit.

Trdnost jekla raste, ko v njem raste količina ogljika. Na sliki 8 vidimo, da meja plastičnosti raste linearno do 0,2 % ogljika, torej linearno s količino perlita v jeklu do zgornje meje ogljika v konstrukcijskih jeklih. Tega najbolj omejujeta varivost in prehodna temperatura žilavosti. Pri večjem ogljiku toliko zraste kaljivost, da ni mogoče preprečiti, da bi pri varjenju velikih konstrukcij nastala trda in krhka mikrostruktura v prehodni zoni zvarov, zaradi česar je seveda žilavost zvarov premajhna.

Lamelarni perlit nastane z evtektoidno transformacijo avstenita, ponavadi pri kontinuirnem ohlajanju jekla po normalizaciji ali po valjanju. Sestavlja ga osnova iz ferita in cementitne lamele. Lamelarni perlit močno povišuje prehodno temperaturo žilavosti (slika 12). Povišanje prehodne temperature je podobno kot pri legiranju s silicijem in z manganom. Ker pa je ogljika v jeklu manj, prav ogljik s tvorbo perlita od vseh elementov v jeklu najbolj poviša prehodno temperaturo žilavosti.



Slika 12

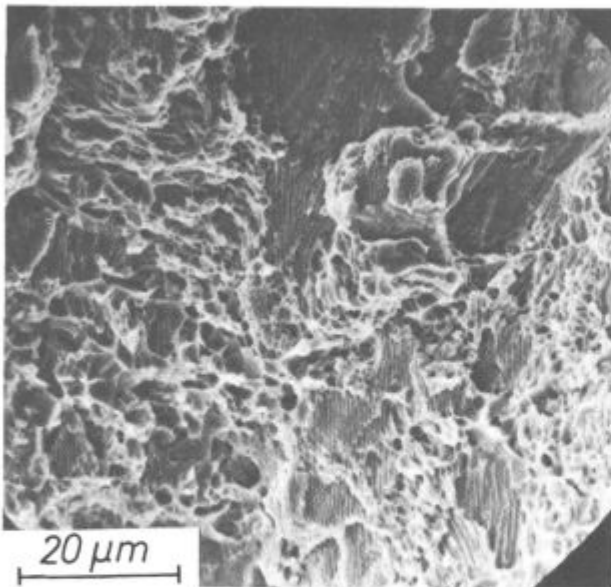
Vpliv količine perlita na prehodno temperaturo žilavosti; po viru 16

Fig. 12

Influence of the quantity of pearlite in steel on transition temperature (16).

Na sliki 9 vidimo, da je znižanje prehodne temperature žilavosti zaradi zmanjšanja zrn tem hitrejše, čim manj je v jeklu perlita. So torej tehtni razlogi za to, da se v konstrukcijskih jeklih omeji količina ogljika; razvila se je posebna vrsta konstrukcijskih jekel, ki so poznana pod nazivom maloperlitna jekla. Ta jekla imajo pod 0,1 % C, odlično varivost in nizko prehodno temperaturo žilavosti pri visoki MP.

Vzrok za neugoden vpliv perlita je v preoblikovalnosti. Perlit z debelimi cementitnimi lamelami je slabo preoblikovalen in se krhko lomi; če pa so lamele drob-



Slika 13

Prelom jekla z mikrostrukturo iz lamelnega perlita

Fig. 13

Fracture of steel with a microstructure of lamellar pearlite.

ne, se pri deformaciji ne lomijo, temveč se preusmerjajo, kot zahteva tok kovine pri deformaciji. Dokaz za to je dobra deformacijska sposobnost patentiranega jekla, ki ima mikrostrukturo izključno iz finolamelarnega perlita. S hladnim vlečenjem dosežemo v patentiranem jeklu trdnost do 4000 N/mm². Utrditev je deformacijskega značaja in gostota dislokacij dosega red velikosti 10¹²/cm² (38). Finolamelaren perlit ima podoben jamičast prelom kot ferit, na prelomni površini pa čisto vidimo lamelarno mikrotopologijo (slika 13), kar je dokaz, da je prelom na stopnji lamel nekoliko drugačen, kot prelom ferita (17).

Poglejmo na kratko, kako legirni elementi vplivajo na izoblikovanje lamelnega perlita pri kontinuirnem ohlajanju jekla. Večina legirnih elementov znižuje temperaturo, pri kateri nastaja perlit. Pri povečanju vsebnosti mangana za 1 % se zniža temperatura nastanka perlita za 60 °C (8). To je seveda zelo koristno, nižja temperatura pomeni hitrejšo premeno avstenita, manjša zrna in drobnejše cementitne lamele, torej bolj preoblikovalen perlit, posredno pa tudi nižjo prehodno temperaturo. Podoben vpliv imajo še drugi elementi, na primer nikelj, krom, molibden in drugi. Tudi pri povečanju količine ogljika v jeklu se nekoliko zniža perlitna premenska temperatura, približno 10 °C pri 0,15 % C. Nasproten je vpliv silicija; povečanje količine silicija poviša premensko temperaturo (8), za vsak % Si perlitna točka zraste za ca. 60 °C. Silicij torej sproži nastanek perlita pri višji temperaturi, to pomeni počasno perlitno reakcijo, večja zrna, debele cementitne lamele, slabo preoblikovalnost perlita in posredno povišano prehodno temperaturo. Pri siliciju se torej seštevata vpliv utrditve s trdno raztopino in vpliv na premeno avstenita; oba povišujeta prehodno temperaturo žilavosti, pri drugih važnih legirnih elementih, pa neposrednega seštevaja ni.

Nekateri legirni elementi že v relativno majhni količini toliko zavrejo perlitno premeno, da se pri ohlajanju po valjanju ali po normalizaciji izvrši le deloma ali je sploh ni, in v mikrostrukturi najdemo bajnit in celo martenzit. Če je mikrostruktura zelo drobnozrnata, bajnit in martenzit pa enakomerno porazdeljena in obkrožena s feritom, dobimo jeklo s povišano mejo plastičnosti in zadovoljivo prehodno temperaturo. Razvili sta se dve posebni vrsti jekel, feritno martenzitna (18) in bajnitna jekla (19). Feritno martenzitna jekla, čisto jih imenujemo tudi dual jekla, imajo mikrostrukturo, kot poimenovanje pove, iz ferita in martenzita. Odlikujejo se po visoki meji plastičnosti in deformabilnosti, ki je nad tisto, ki jo dosegajo mikrolegirana jekla z enako mejo plastičnosti. Uporabljajo se za dele, ki se izdelujejo s hladnim oblikovanjem, za kar mikrolegirana jekla niso primerna. V bajnitnih jeklih je povečana količina legirnih elementov, ponavadi mangana in kroma, in močno znižana količina ogljika (4 % Mn, 2 % Cr in 0,05 % C). Mikrostruktura teh jekel je v glavnem iz lastnega probajnitnega ferita, mejo plastičnosti pa dajejo drobna zrna in izločilna utrditev.

V celoti velja poudariti, da se varivost jekla izboljša, ko se znižuje količina ogljika v jeklih. Zato je tendenca razvoja sodobnih konstrukcijskih jekel zniževanje ogljika in izkoriščanje drugih načinov za povečanje meje plastičnosti.

5. DISPERSNA UTRDITEV

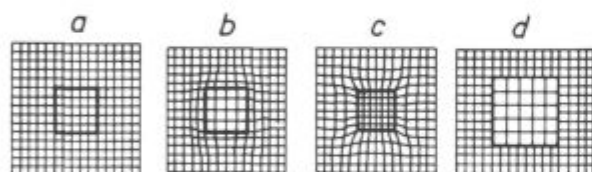
Dispersna utrditev nastane zato, ker dislokacijske pentlje ovijejo izločke, ki so pretrdi, da bi jih lahko gibajoče se dislokacije presecale. Ashby (21) je razvil analitičen izraz

$$\Delta\sigma_p = 0,85 \frac{3Gb}{2L} \ln \frac{d_i}{x}, \quad (5)$$

ki povezuje mikrostrukturne parametre: b — Burgersov rektor za ferit, L — razdalja med izločki, d_i — velikost izločkov, x — premer jedra dislokacije in G — strižni modul z narastkom meje plastičnosti $\Delta\sigma_p$. V izrazu najdemo tudi člen Gb/L , ki je napetost, ki sproži Frank-Readov izvir dislokacij. Če se izvrši izračun za normalizirano jeklo z izločki z $d_i = 25$ nm in $L = 100$ nm, dobimo $\Delta\sigma_p \approx 32$ N/mm². To pove, da imajo izločki, ki nastanejo pri temperaturi normalizacije, majhen, vendar ne zanemarljiv vpliv na mejo plastičnosti.

Utrditev je mnogo večja, če izločki nastanejo pri ohladitvi jekla s temperature normalizacije ali pri neki temperaturi, ko je izpolnjen pogoj, da so koherentni s feritnim matriksom (2). Ker nimajo enake medmrežne razdalje kot ferit (sl. 14), ima njihov nastanek za posledico nastanek elastičnih prilagoditvenih napetosti, ki ferit močno utrdijo, utrditev pa je mogoča le pod temperaturo, pri kateri se elastične napetosti sprostijo z deformacijo ferita. Pri kratkotrajnem žarjenju je maksimum utrditve zaradi NbC in VC pri okoli 600°C (22). Pri podaljšanju žarjenja se maksimum utrditve pomika k nižji temperaturi, ker izločki rastejo in izgubljajo koherenco, kar sprošča polje elastičnih napetosti okoli njih.

Na sliki 15 je prikazan teoretični vpliv velikosti izločkov NbC na rast meje plastičnosti (23). Pomembno

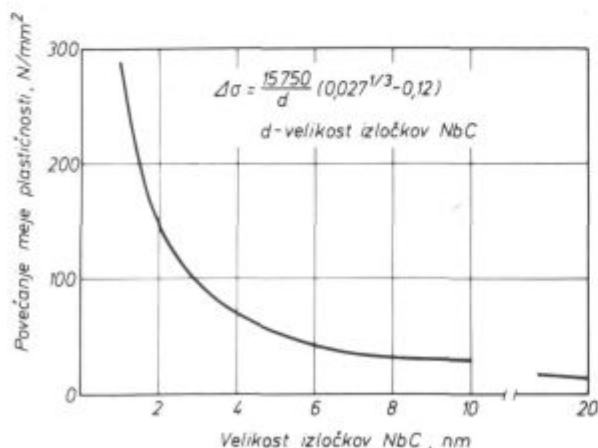


Slika 14

Popolnoma koherenten (a), deloma koherenten (b, c) in nekoherenten izloček

Fig. 14

Coherent (a), partially coherent (b, c) and uncoherent (d) precipitate.

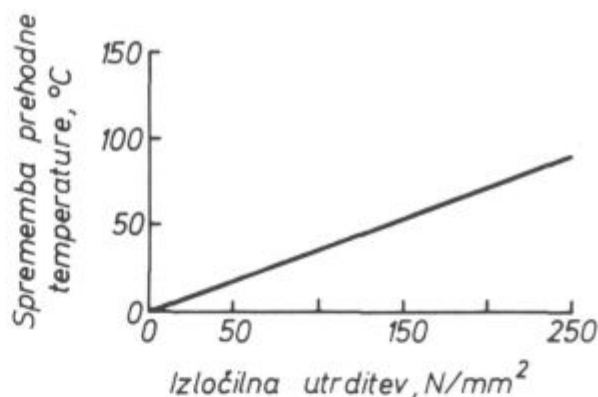


Slika 15

Odvisnost med velikostjo izločkov in mejo plastičnosti v mikrolegiranem jeklu z 0,027 % Nb; izračunano po viru 21

Fig. 15

Effect of precipitates size on yield point stress in HSLA steel with 0.027 % Nb (21).



Slika 16

Vpliv izločilne utrditve mikrolegiranega jekla na prehodno temperaturo žilavosti; po viru 11

Fig. 16

Influence of precipitation hardening on transition temperature (11).

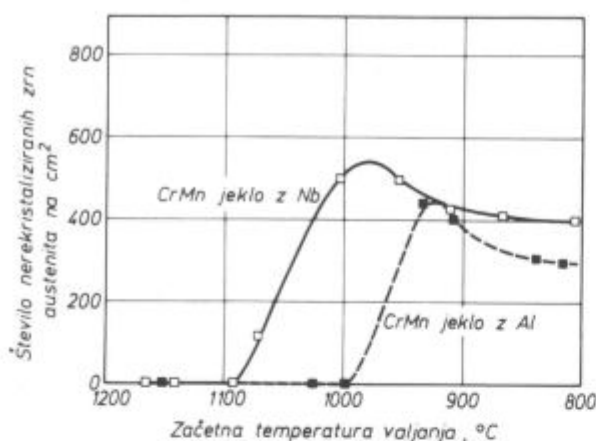
koherentno utrditev dajejo le kubični izločki, na primer karbidi niobija, vanadija in titana, ne pa heksagonalni AlN. Popolna obravnava izločilne utrditve zahteva več prostora, kot ga je na voljo za ta pregled. Zaradi popolnejše, čeprav le okvirne slike velja omeniti, da je izločilna utrditev mogoča le, če gibajoče dislokacije izločkov ne prestrijejo. Trdnost na prestrizenje je odvisna od velikosti izločkov in od elastičnega modula snovi, iz katere so. Na primer: dislokacije ne prestrijejo več izločkov TiC v feritu pri velikosti 3 nm, kritična velikost za izločke iz bakra pa je 14 nm (38, 39). Razliko razlaga elastični modul, ta je 220000 N/mm² pri TiC in 46000 N/mm² pri bakru.

V praksi je sedaj mogoče izkoristiti le del izločilne utrditve, ki jo napoveduje teorija. Sicer pa je popolno izkoriščanje celo neželeno, utrditev namreč spremlja povečanje prehodne temperature, duktilni — krhki lom (slika 16). Za povečanje mej plastičnosti je mogoče izkoristiti pri jeklu z 0,15 % C in 1,4 % Mn okoli 50 N/mm². To je dovolj, da je dosežen nov kvalitetni razred normaliziranih konstrukcijskih jekel z mejo plastičnosti nad 470 N/mm². V mikrolegiranih jeklih, ki izkoriščajo zmanjšanje zrn zaradi AlN in NbC in izločilno utrditev zaradi VC, je v primerjavi s klasičnim mangan-skim jeklom meja plastičnosti povečana za 120 N/mm², torej za približno tretjino. To pomeni za tretjino lažje konstrukcije, zato se ta jekla v sodobni strojogradnji s pridom izkoriščajo.

6. KONTROLIRANO VALJANJE

Kontrolirano valjanje je bilo v začetku namenjeno samo izdelavi konstrukcijskih jekel z visoko mejo plastičnosti brez normalizacije, sedaj pa se je ta proces razširil še na druge namene, ki pa jih v tem prispevku ne bomo obravnavali. Premena avstenita, iz katerega deformacijska energija ni popolnoma izločena, je hitrejša kot premena nedeformiranega ali rekristaliziranega avstenita. Pri premeni deformiranega avstenita nastajajo drobnejša zrna (24, 25).

Problem, kako zadržati med valjanjem in po njem avstenit v nerekrystaliziranem stanju, je bil rešen, ko so spoznali, da niobij v trdni raztopini v avstenitu že pri mikrokoličinah, ki so potrebne za zmanjšanje zrn in za izločilno utrjenje, zavira statično rekristalizacijo in rast zrn avstenita med vtiki (26, 27). Tvorba izločkov je v rekristaliziranem avstenitu zaradi počasne nukleacije



Slika 17

Vpliv temperature valjanja jekla na število zrn avstenita, ki med valjanjem v več vtikih niso rekristalizirala. Krom manganovi jekli za cementacijo; po viru 28

Fig. 17

Influence of initial rolling temperature on the number of austenite grains which remained unrecrystallised during the rolling in several passes in two CrMn case hardening steels (28).

kljub prenasičenju zelo počasna (28). Mnogo hitrejša je tvorba izločkov med vročo deformacijo ali v deformiranem avstenitu (29, 30). Pri neki začetni temperaturi valjanja rekristalizacija avstenita med vtiki ni več popolna (slika 17). Ko se temperatura začetka valjanja dalje zniža, delež nerekristaliziranega avstenita najprej hitro raste, doseže maksimum, nato pa se postopoma zmanjšuje, ko temperatura valjanja dalje pada, kljub kopičenju deformacije. Razlaga je, da pri višjih temperaturah hitra statična poprava izloči dovolj deformacijske energije, da v velikih zrnih avstenita ni statične rekristalizacije v presledku časa med vtiki. Pri nižjih temperaturah valjanja je tudi statična poprava počasnejša in v nerekristaliziranih zrnih se kopiči pri nadaljevanju valjanja deformacijska energija dotlej, da del avstenita, ki je ostal nerekristaliziran po prvem vtiku, lahko rekristalizira (28, 31). Niobij v raztopini močno poviša temperaturo, pri kateri rekristalizacija avstenita med vtiki ni več popolna. To je temelj ene od tehnik kontroliranega valjanja.

Ta zelo zgoščeni pregled pove, da med valjanjem jekla poteka več procesov, ki vplivajo na mikrostrukturo avstenita med valjanjem, na mikrostrukturo po valjanju ter na lastnosti jekla.

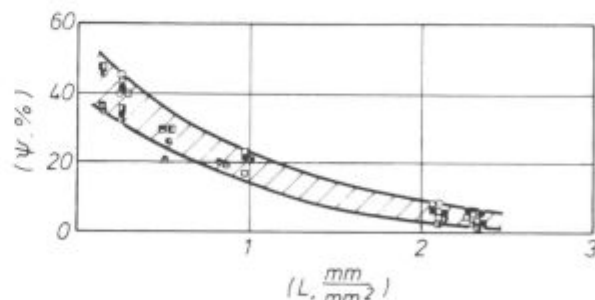
Pri kontroliranem valjanju se skuša doseči optimalna kombinacija vseh procesov. Jeklo se pred valjanjem segreje na temperaturo, pri kateri so AlN, NbC in VC raztopljeni v avstenitu. Nato se izvrši začetna faza valjanja in doseže največje zmanjšanje začetne debeline valjanca. Srednja faza valjanja se izvrši tako, da ostane avstenit nerekristaliziran. Tej fazi sledi zadržanje, da lahko nastane primerna količina izločkov NbC in AlN. Ko se trdna raztopina avstenita osiromaši z niobijem, se izvrši rekristalizacija. Temperatura je nizka, zato nastanejo drobna zrna avstenita, katerih rast onemogoča velika količina izločkov. Sledi zaključna faza valjanja, pri kateri se vnese v drobnozrnat rekristaliziran avstenit toliko deformacijske energije, da je pospešena premena. Nastane zelo fino zrnata mikrostruktura iz ferita in perlita z visoko mejo plastičnosti, veliko žilavostjo in nizko prehodno temperaturo. Tehnologija valjanja seveda ni enostavna, ker je potrebno proces valjanja točno prilagoditi sestavi jekla. Plošče z debelino do 20 mm se teko-

če valjajo v valjarnah, ki so zadosti močne in primerno preurejene, da čakanje ne zadržuje ritma valjanja, ponekod pa se uspešno valjajo tudi debelejšje plošče (32). Izredno fino zrnata mikrostruktura po kontroliranem valjanju omogoča, da se poveča delež izločline utrditve brez škode za žilavost, in dosežemo tudi povečano mejo plastičnosti za okoli 80 N/mm² v primeri s podobnim normaliziranim jeklom (33). Še boljši uspehi so pri trakovih iz maloperlitnih jekel. V kontrolirano valjanem stanju je pri isti meji plastičnosti žilavost boljša za 20 J, pri enaki žilavosti pa je meja plastičnosti večja za do 150 N/mm² (11, 34). Tako izboljšanje pa je dosegljivo le pri maloperlitnih jeklih, ki so bolj primerna za kontrolirano valjanje od jekel z normalnim ogljikom. Dodatno utrditev dosežemo pri še nižji temperaturi valjanja v primeru, da je med valjanjem avstenit že spremenil v ferit, v jeklu se na tak način ohrani deformacijska utrditev, ki seveda poveča mejo plastičnosti, vendar zmanjša prehodno temperaturo žilavosti in jeklu da anizotropijo v lastnostih (35). Ta sicer spremlja proces valjanja jekla, če je med vtiki le delna rekristalizacija avstenita (28).

7. ANIZOTROPIJA

Razprava o anizotropiji zaradi nekovinskih vključkov sicer ne spada v okvir tega sestavka, vendar je izotropnost tako pomembna lastnost sodobnih konstrukcijskih jekel, da ne moremo molče mimo nje.

Od jekla, ki je namenjeno za varjene konstrukcije, zahtevamo, da ima enake lastnosti v vseh smereh. Razlike med smerjo valjanja in prečno smerjo so ponavadi sprejemljive, sicer pa se jeklu tako in tako določajo lastnosti na preizkušancih z osjo prečno na smer valjanja. Slabše so lastnosti debelih plošč iz konstrukcijskih jekel v smeri debeline, predvsem kontrakcija. Vzrok so nekovinski vključki, ki so plastični in se med valjanjem razpotegnijo v ravnini valjanja. Taki vključki v sodobnih jeklih, predvsem vključki MnS, olajšajo začetek preloma (slika 7) in povzročajo tako imenovano lamelarno trganje. Nekatere varjene konstrukcije imajo zware, ki jeklo obremenjujejo v smeri debeline plošč. Za take konstrukcije je potrebno jeklo, ki ima dobro deformabilnost tudi v smeri debeline plošč. To dosežemo na dva načina: z zmanjšanjem količine žvepla v jeklu, kajti



Slika 18

Vpliv količine vključkov manganovega sulfida na kontrakcijo preizkušancev z osjo v smeri debeline pločevine. Količina vključkov je izražena z dolžino vključkov na cm² površine vzdolžnega preseka. Jeklo z 0,18 C, 1,4 Mn, 0,007–0,02 S, 0,04 Nb, 0,06 V in 0,03 Al; po viru 36

Fig. 18

Influence of the quantity of MnS inclusions on reduction of area of specimens with axis in through thickness direction of thick plates. The quantity of inclusions is given as length per cm² of longitudinal section. Steel with 0.18C, 1.4Mn, 0.007–0.02S, 0.04Nb, 0.06V and 0.03Al (36).

prav vključki manganovega sulfida so glavni vzrok za slabo deformabilnost pri obremenjevanju v smeri debeline plošč (slika 18); druga pot pa je vezava žvepla v vključke, ki so neplastični pri temperaturi valjanja. Tudi pri nas smo razvili izdelavo jekla z dobro deformabilnostjo pri obremenitvi v smeri debeline plošč s kombinacijo obeh osnovnih postopkov.

8. KVANTITATIVNA OCENA DELEŽA UTRDILNIH MEHANIZMOV V MIKROLEGIRANEM JEKLU Z VISOKO MEJO PLASTIČNOSTI

Podatki, ki so na voljo o konstrukcijskih jeklih, so premalo natančni, da bi mogli popolnoma verno kvantificirati deleže utrdilnih mehanizmov v meji plastičnosti. Nekatere deleže, na primer ogljik kot perlit, substitucijsko raztopljene elemente in izločilno utrditev je mogoče oceniti z zadovoljivo natančnostjo. Težje je z deleži, ki jih prinašajo drugi utrdilni mehanizmi, na primer elementi v intersticijski raztopini, nečistoče, ki jih standardna analiza ne pokaže (na primer Sn, Sb, As), pa predpostavljamo, da utrjujejo ferit podobno kot fosfor.

Na sliki 19 so grafično in v odstotkih predstavljeni deleži posamičnih utrdilnih mehanizmov za mikrolegirano jeklo z dano sestavo in zagotovljeno mejo plastičnosti 470 N/mm². Kemična sestava in meja plastičnosti sta povzeti po atestu Železarne Jesenice za 20 mm normalizirane plošče kot povprečje dveh podobnih šarž. Cenimo, da je napaka manjša od 10 % pri deležih perlita, substitucijsko raztopljenih elementov (Mn, Si in drugi) in pri izločilni utrditvi. Nekoliko večja je netočnost pri oceni deleža zmanjšanja zrn, največja pa je nejasnost pri deležu nekontroliranih nečistoč. Za oceno vpliva intersticije v C in N je sprejeto, da ima ferit v raztopini 0,01 % C, kar ustreza ravnotežni topnosti pri povprečni temperaturi perlitne premene tega jekla, dušik

pa je popolnoma vezan v AlN. Nižji stolpec predstavlja mejo plastičnosti izhodiščne sestave jekla, v kateri pa so upoštevane tudi nekontrolirane primesi.

Kljub netočnostim je vrednost predstavitve na sliki 19 koristna; vidimo namreč, da je meja plastičnosti vsota mnogih utrdilnih mehanizmov, od katerih nobeden ni zanemarljivo majhen. Kritična ocena kaže, da bi bilo mogoče pri meji plastičnosti še nekoliko pridobiti s termičnim režimom valjanja in normalizacije, pri čemer bi dosegli še manjša zrna. Danes poročajo o konstrukcijskih jeklih z velikostjo zrn v razponu razredov 13 do 15 po ASTM, kar pomeni linearno velikost 3 do 5 μm.

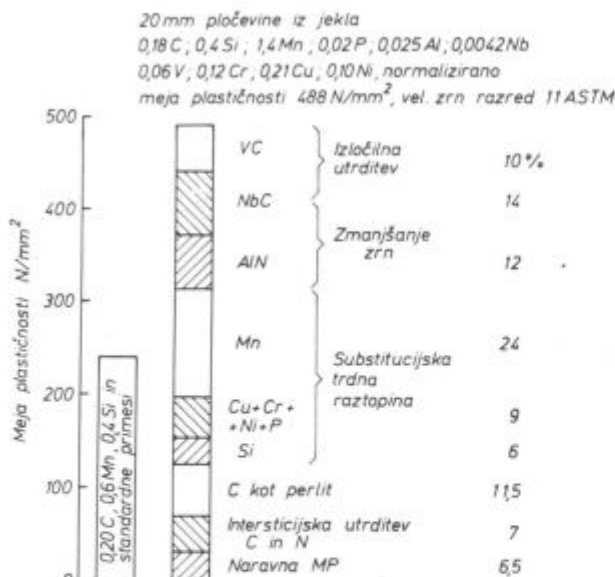
9. ZAKLJUČEK

Veliko dosežkov raziskovalnega dela, teoretičnega in razvojnega, je vloženo v kvaliteto današnjih konstrukcijskih jekel. Z relativno majhnimi spremembami v sestavi, predvsem pa s sestavo bolj prilagojenim procesiranjem, se dosegajo mnogo boljše lastnosti, tudi meja plastičnosti. Če je od začetka razvoja kvaliteta konstrukcijskih jekel napredovala predvsem na osnovi empirizma, lahko za zadnjega četrta stoletja razvoja rečemo, da je gonilna sila napredka boljše teoretično znanje in tehnološko obvladovanje mehanizmov utrditve ferita. Teorija zadovoljivo razlaga posamične mehanizme utrditve in lastnosti, ki jih opredelimo na osnovi posamičnih teoretičnih modelov, se zadovoljivo ujemajo s tem, kar je mogoče izmeriti na jeklih. Zadovoljivo je mogoče oceniti tudi kombinirani vpliv dveh mehanizmov utrditve, na primer trdna raztopina + velikost zrn. Modeli pa še niso dovolj popolni za razlago v primerih, ko se kombinira več mehanizmov utrditve in večkomponentna mikrostruktura z izločki v širokem razponu velikosti. Vzrok, da takih primerov še ne znamo kvantitativno opisati, niso nejasnosti na nivoju posamičnih mehanizmov, temveč v tem, da ne znamo opisati gibanja dislokacije skozi mikrostrukturo, ki temu gibanju postavlja ovire različne vrste.

Ni pričakovati, da se je razvoj konstrukcijskih jekel zaustavil, posebno ne sedaj, ko mikroprocesorji obetajo, da bo mogoče natančneje vodenje procesov izdelave in predelave. Seveda pa je potrebno procesorje napajati z dobrimi podatki. Na obzorju ni take revolucije, kot so jo prinesla mikrolegirana jekla, zato bo več pozornosti pri raziskavah potrebno posvetiti optimizaciji procesov izdelave in predelave z racionalizacijo porabe energije in dosegu zastavljenih lastnosti na najbolj gospodaren način oz. proizvodnjo jekel, ki jih uporabnik želi za določen namen uporabe. To seveda pomeni, da bo tudi pri proizvajalcih jekel potrebno več pozornosti nameniti raziskavam lastnosti, ki jeklo delajo najprimernejše za določen namen uporabe.

Viri

1. D. Drobnjak: Fizička Metalurgija, Univerzitet u Beogradu, 1981.
2. E. T. Stephenson: Trans. Amer. Soc. Metals 55, 1962, 624.
3. M. Nacken in J. Jargon: Archiv Eisenhütt. 37, 1966, 989.
4. W. Heller: Stahl und Eisen 86, 1966, 42.
5. C. Pichard, J. Rien in C. Gonx: Metallurgical Trans. 7A, 1976, 1811.
6. W. Danl: Stahl und Eisen 101, 1981, 967.
7. G. Henry in J. Plateau: La Microfractographie, Zal. Metaux, St. Germain-en-Laye.
8. A. Kveder: Poročilo Metalurškega inštituta v Ljubljani, št. 507, 1967.
9. Y. Ohmori, Y. Kawaguchi in Y. Yamaguchi: Transactions ISIJ 20, 1980, 392.
10. E. O. Hall: Proc. of the Physical Soc. B64, 1951, 747.



Slika 19

Delež različnih utrditvenih mehanizmov ferita pri dosegu meje plastičnosti v normaliziranem mikrolegiranem jeklu

Fig. 19

Fraction of different hardening mechanisms in the yield point stress of a normalised HSLA steel.

11. N. J. Petch: *Journal of ISI* 174, 1955, 25.
12. C. Strassburger, L. Meyer in F. Heisterkamp: *Bänder, Bleche Rohre* 12, 1971, 153.
13. T. Gladman in F. B. Pickering: *Journal of ISI* 205, 1967, 653.
14. K. J. Irvine: *Journal of ISI* 200, 1962, 820.
15. F. Vodopivec in M. Gabrovšek: *Poročilo Metalurškega inštituta*, št. 746, 1979.
16. W. E. Duckworth, R. Philips in J. A. Chapman: *Journal of ISI* 203, 1965, 1108.
17. G. E. Miller in G. C. Smith: *Journal of ISI* 208, 1970, 998.
18. B. Pretnar: *Železarski zbornik* 17, 1983, 111.
19. Y. Desalos in R. Laurent: *Memoires Scient. Metallurgie*, 1979, 73.
20. E. Orowan: *Sym. on Internal Stresses in Metals and Alloys*, Inst. Metals, London, 1948, 451.
21. M. F. Ashby: *2nd Bolton Landing Conf. on Oxide Dispersion, Gordon and Breach*, New York, 1968. Po viru 1.
22. L. Meyer, H. E. Bühler in F. Heisterkamp: *Thyssenforschung* 3, 1971, 8.
23. R. B. G. Yeo, A. C. Melville, P. E. Repas in J. M. Gray: *Journal of Metals* 20, 1968, 33.
24. W. Roberts: *Scand. Journal of Metallurgy* 9, 1980, 13.
25. M. Kmetič, F. Vodopivec in M. Gabrovšek: *Železarski zbornik* 14, 1980, 39.
26. A. le Bon, J. Rofes-Vernis in C. Rossard: *Metal Science* 9, 1975, 36.
27. F. Vodopivec, M. Gabrovšek in M. Kmetič: *Železarski zbornik* 11, 1977, 13.
28. F. Vodopivec, M. Gabrovšek, M. Kmetič in A. Rodič: *Metals Technology* 11, 1984, 481.
29. J. J. Jonas in I. Weiss: *Metals Science* 13, 1979, 231.
30. I. Weiss in J. J. Jonas: *Metallurgical Trans.* 11A, 1980, 387.
31. F. Vodopivec, M. Kmetič in A. Rodič: *Železarski zbornik* 18, 1984, 9.
32. E. Räsänen, P. Alasaarela in K. Kielityinen: *Metals Technology* 3, 1977, 509.
33. E. W. Günther, W. Lehnert in D. Peisker: *Neue Hütte* 18, 1973, 27.
34. L. Meyer, F. Schmidt in C. Strassburger: *Stahl und Eisen* 89, 1969, 1235.
35. D. N. Hawkins: *Metals Technology* 4, 1978, 37.
36. F. Vodopivec, M. Gabrovšek, I. Rak, B. Ralič in J. Žvočelj: *Železarski zbornik* 12, 1978, 1.
37. T. Gladman, D. Dulien in I. D. McIvor: *Microalloying* 75, UCC New York, 1975, 32.
38. E. Hornbogen: *Festigkeitssteigerung durch Ausscheidung; Grundlagen des Festigkeits- und Bruchverhaltens*, Verlag Stahleisen, Düsseldorf, 1974, 86.
39. E. Hornbogen: *Kombination der verschiedenen Mechanismen zur Festigkeitssteigerung; Ibidem*, 11.2

ZUSAMMENFASSUNG

Der Einfluss der Perlitmenge, der Verfestigung durch die feste Lösung, der Verringerung der Korngröße und der Ausscheidung auf die Streckgrenze und die Übergangstemperatur spröder — zäher Bruch in Konstruktionsstählen wird beschrieben. Die fenomenologischen und morphologischen Eigenheiten von duktilem und sprödem Bruch von Stahl werden definiert.

Die Anisotropie von Stahl verursacht durch die bei der Walztemperatur plastischen nichtmetallischen Einschlüsse wird beschrieben. Die Streckgrenze von 470 N/mm², eines normalgeglühten, mikrolegierten Stahles für dicke Bleche, wird auf die einzelnen Verfestigungsmechanismen von Ferrit zerlegt.

SUMMARY

Influences of the pearlite amount, of the solid-solution hardening together with the reduction of grain size and the precipitation phenomena on the yield strength and on the transition temperature of the brittle — tough fracture in structural steels are described. The phenomenological and morphological characteristics of the ductile and brittle fracture in steel

are analyzed, and the steel anisotropy due to inclusions which are plastic at the rolling temperatures is described. Yield strength of 470 N/mm² of normalized microalloyed steel for plates is split according to single mechanisms of ferrite hardening.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Описано влияние содержание перлита, упрочнения с твёрдым раствором, с уменьшением величины зёрен и с выделением на пределе пластичности, также температуры перехода и хрупкий излом в конструкционных сталях. Рассмотрены феноменологические и морфологические характеристики ковкого и хрупкого излома стали. Также описана

анизотропия стали вследствие включений, которые находятся в состоянии пластичности при температуре прокатки. Предел пластичности величины 470 Н/мм² нормализованной микросплавной стали для толстолистовой стали разделён, в отношении на твёрдость феррита, на отдельные механизмы.