

O DEFORMACIJSKEM STARANJU KONSTRUKCIJSKIH JEKEL

ON STRAIN AGEING OF STRUCTURAL STEELS

**Franc Vodopivec¹, Bojan Breskvar¹, Jelena Vojvodič-Tuma¹, Boris Arzenšek¹,
Savo Spaič², Bojan Markoli², Danijela A. Skobir¹**

¹ Inštitut za kovinske materiale in tehnologije, Lepi pot 11, 1000 Ljubljana, Slovenija

² NTF, Oddelek za materiale in metalurgijo, Aškerčeva 12, 1000 Ljubljana, Slovenija
franc.vodopivec@imt.si

Prejem rokopisa - received: 2001-12-03; sprejem za objavo - accepted for publication: 2002-01-21

Ovrednoten je vpliv deformacijskega staranja kot celote ter ločeni vpliv 10 % plastične deformacije in 30 min žarjenja pri 250 °C na lastnosti jekla. Deformacija in žarjenje, ločeno, ne spremenita prehodne temperature Charpyjeve žilavosti, ta se poveča po deformacijskem staranju. Učinek je podoben pri nad 100 in pri 2,4 ppm ogljika v feritu. Analiza procesov pokaže, da efekta staranja ni mogoče pripisati tvorbi diskretnih poliedričnih izločkov cementita. Verjetnejša razlaga je prerazdelitev ogljika v povezavi s strukturo plastično deformirane kristalne mreže ferita, ki olajša prelom s cepljenjem s tem, da vnese v kristalno mrežo elastične napetosti, ki povečajo občutljivost jekla za krhki lom in zmanjšajo enakomerni raztezek.

Ključne besede: konstrukcijsko jeklo s feritno mikrostrukturo, deformacijsko staranje, mehanske lastnosti, prehodna temperatura žilavosti, vsebnost ogljika v trdni raztopini, tvorba cementitnih izločkov

The effect of strain ageing as proces as well as the separate effects of 10 % of plastic strain and of 30 min. of annealing at 250 °C on steel properties are discussed. The deformation and the annealing separately do not change the Charpy transition temperature and the uniform elongation. The transition temperature is increased and uniform elongation decreased after strain ageing. The effect on transition temperature is virtually equal by the same steel with over 100 ppm and 2.4 ppm of carbon in solid solution in ferrite. The analysis of experimental data and theoretical calculations show that the effect of ageing can not be ascribed to the formation of discrete polyhedric particles of cementite. The explanation that the strain ageing is caused by a synergistic effect of the redistribution of carbon atoms and the structure of the plastically deformed ferrite lattice fits better to the experimental findings. This proces introduces in the ferrite lattice elastic stresses, which increase the propensity of ferrite to cleavage fracture.

Key words: ferritic structural steel, strain ageing, mechanical properties, notch toughness transition temperature, content of carbon in solution, precipitation of cementite

1 LASTNOSTI JEKEL PRED DEFORMACIJSKIM STARANJEM IN PO NJEM

Za deformacijsko staranje so občutljiva vsa jekla, ki imajo v intersticijski trdni raztopini ferita ogljik in dušik. Klasična metoda za preverjanje stopnje občutljivosti jekla za deformacijsko staranje je 10 % hladna deformacija in žarjenje 30 min pri 250 °C, ohladitev na zraku in določitev odvisnosti med Charpyjevo žilavostjo in temperaturo preskusa. Značilnosti staranega jekla so povečanje trdnosti in meje plastičnosti, majhna sprememba kontrakcije, veliko zmanjšanje enakomerne raztezka in, kar je inženirsko najbolj pomembno, dvig temperature krhkega loma pri preizkusu udarne zarezne (Charpy) žilavosti. Po staranju se pri nekaterih jeklih nekoliko zniža žilavost nad temperaturo popolne duktilnosti - TPD (upper shelf notch toughness). Krhek prelom se začne pri nižji energiji, žilavost pod temperaturo popolne krhkosti - TPK (lower shelf notch toughness) pa ostane praktično enaka kot v nestaranem jeklu (**slika 1**). Relativno povečanje meje plastičnosti zaradi deformacijskega staranja (ΔE_s) opisuje izraz:

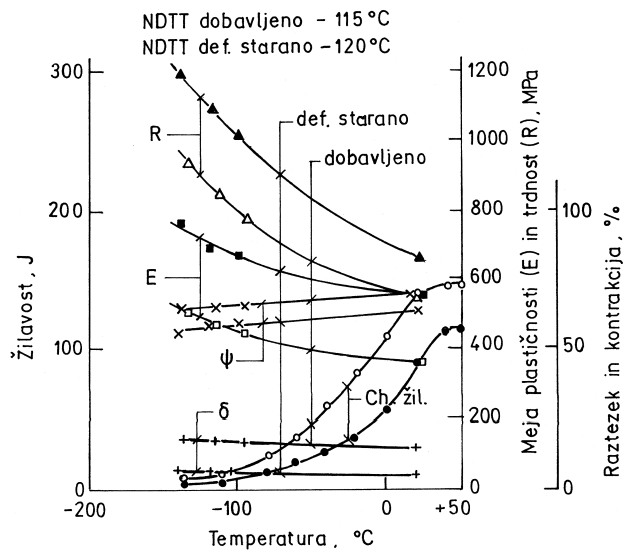
$$\Delta E_s = 1647,5 (E_z - 200)^{0,674} \quad (1)$$

$\Delta E_s = (E_s - E_z) E_s$ % in E_z - začetna meja plastičnosti (pred deformacijskim staranjem jekla) ter E_s - meja plastičnosti staranega jekla¹. Odvisnost med povečanjem trdnosti zaradi staranja in začetno trdnostjo je podobna, vendar je povečanje trdnosti manjše kot meje plastičnosti. Enakomerni raztezek se po staranju zmanjša manj, če je bil manjši pred staranjem jekla. Med prehodno temperaturo žilavosti (T_p), ki je po definiciji temperatura polovične žilavosti nad TPD, in mejo plastičnosti jekla pred staranjem je naslednja odvisnostjo:

$$T_p = 27 \text{ Arsh} [-0,016 (E_z - 410)] - 35 \text{ z Arsh} (t) = \ln E_z + (E_z^{1/2} + 1)^{1/2} \quad (2)$$

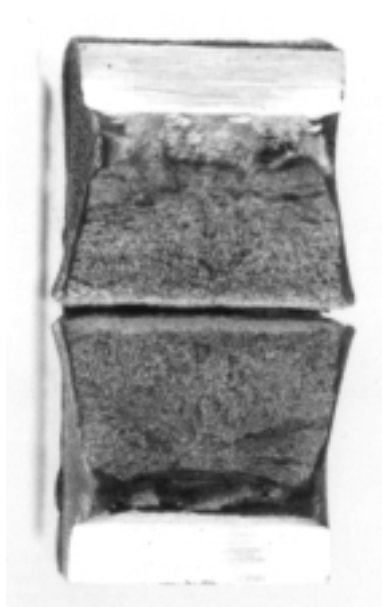
Deformacijsko staranje ne vpliva na morfologijo preloma v Charpyjevem prehodnem temperaturnem področju. Pod TPD se pojavi v srednjem delu Charpyjevega preizkušanca otok cepilne površine, ki se pri nižji temperaturi širi v vseh štirih smereh preseka preizkušanca (**slika 2**) in tik nad PPK opazimo le še ozek pas duktilne dekohezije tik ob hrbtni strani preizkušanca, ki je bil plastično deformiran zaradi udarca kladiva.

Krhki prelom se izvrši s cepljenjem med ploskvami ferita (100) v vsakem kristalnem znu. Njegova temeljna



Slika 1: Vpliv temperature preizkusa na mehanske lastnosti jekla z mejo plastičnosti 350 MPa in mikrostrukturo iz poligonalnih zrn ferita in perlita ²
Figure 1: Effect of testing temperature on the mechanical properties of a steel with yield stress of 350 MPa and a microstructure of polygonal ferrite and pearlite

značilnost so facete in neke vrste žile, ki se na vsaki faceti zlivajo s smeri napredovanja razpoke v vsakem feritnem kristalnem zrnju (slika 3). Te žile so stopničke, na katerih se združuje cepljenje, ki v istem kristalnem zrnju poteka v različnih ploskvah iste družine {100}. Kristalna zrna in ploskve cepljenja so različno orientirane v prostoru, zato so facete različno nagnjene

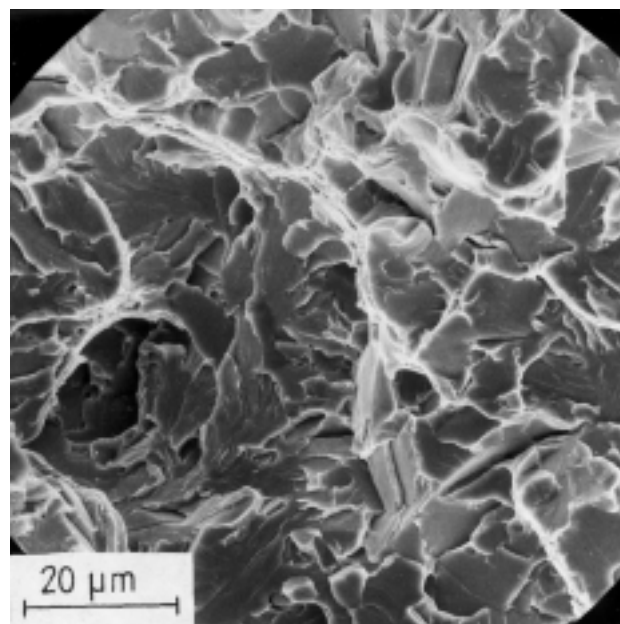


Slika 2: Prolomna površina jekla z mejo plastičnosti 250 MPa in mikrostrukturo iz poligonalnih kristalnih zrn ferita in perlita blizu TPD. Pov. 2,4-krat.
Figure 2: Fracture surface of a steel with a microstructure of polygonal ferrite and pearlite and with yield stress of 250 MPa near the lower shelf notch toughness. Magn. 2,4 x.

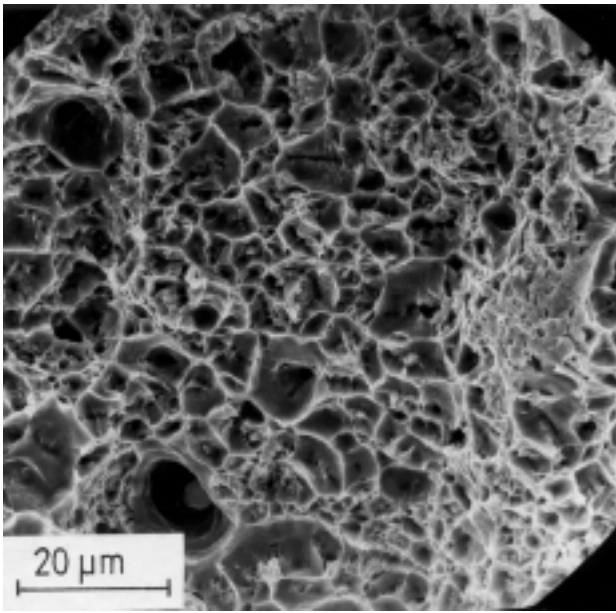
glede na makroskopsko ravnino preloma. Pri nateznem preizkusu, pri katerem se izvrši plastična deformacija jekla z enakomernim raztezkom v osni smeri, torej pri ravninskem napetostnem stanju, po lokalizaciji deformacije v kontrakcijskem lijaku pa v triosnem napetostnem stanju, se prelom staranega jekla izvrši duktilno (slika 4) še pri temperaturi, ki je 20 °C nižja od temperature ničelne duktilnosti jekla³. Po staranju se je žilavost jekla z mikrostrukturo iz poligonalnega ferita in perlita in mejo plastičnosti nad 350 MPa nad PPD zmanjšala od 148 na 113 J. Tega zmanjšanja ni mogoče neposredno povezati s spremembo nobene od razteznih lastnosti jekla.

Večina deformacijske energije se pretvori v toploto ⁴. Pri raztržnem preizkusu se energija porazdeli v veliko prostornino, zato se dejanska temperatura preizkusa sprejemljivo ujema z nazivno. Prelom Charpyjevega preizkušanca je zelo hiter, pri 150 J se prelom izvrši v okoli 0,01 s, zato toplota ostane na mestu nastanka. Dejanska temperatura preloma je višja od nazivne ⁵.

Pri Charpyjevem duktilnem prelomu se na obeh straneh prelomne ravnine izoblikuje neke vrste kontrakcijski lijak, mikromorfologija prelomne površine pa je enaka pri dobavljenem in staranem jeklu v področju Charpy-TPD, v prehodnem področju do TPK in pri raztržnem preizkusu. Mehanizem duktilne dekohezije je v obeh primerih enak, poraba energije za dekohezijo je različna zaradi razlike v prostornini kovine, ki je udeležena v procesu deformacije, pred potekom dekohezije in med njim. Pri duktilnem prelomu Charpyjevih preizkušancev se okoli 2/3 energije porabi za deformacijo in dekohezijo, potem ko se je na dnu zareze



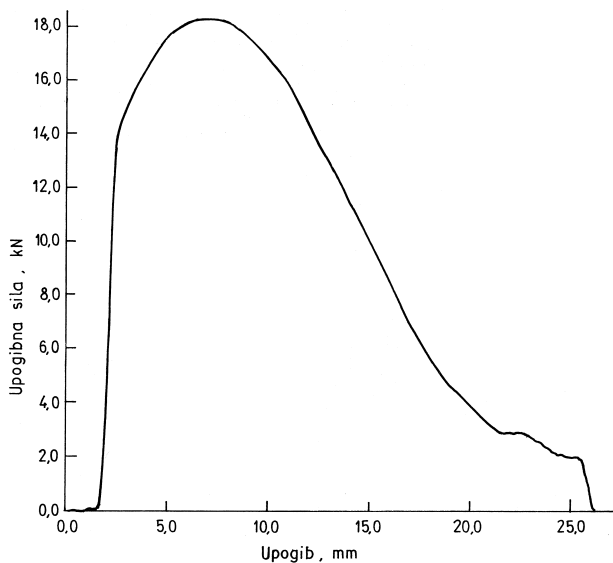
Slika 3: Krhka prelomna površina jekla z mejo plastičnosti 350 MPa in mikrostrukturo iz poligonalnih zrn ferita in perlita
Figure 3: Cleavage fracture of a steel with a yield stress of 350 MPa and a microstructure of polygonal ferrite and pearlite



Slika 4: Duktilna površina preloma deformacijsko staranega jekla na sliki 3 pri temperaturi popolne duktilnosti

Figure 4: Ductile fracture of the strain aged steel in fig. 3 above the upper shelf temperature

odprla razpoka (**slika 5**). Pri raztržnem preizkusu podobnega jekla se porabi 2/3 energije za deformacijo pred začetkom nastanka kontrakcijskega lijaka, po staranju pa le 40 % (**slika 6**)⁶. Po deformacijskem staranju je žilavost, v nasprotju z mejo plastičnosti in trdnostjo, manjša kot v dobavljenem jeklu, zato ker se porabi manj energije za plastično deformacijo jekla pred odprtjem razpoke na dnu zareze⁷. Energija, porabljena za plastično deformacijo in dekohezijo, se razlikuje,



Slika 5: Instrumentiran preizkus Charpyjeve žilavosti. Odvisnost med upogibno silo in deformacijo

Figure 5: Instrumented Charpy test. Relationship flexion force versus deformation

kolikor se razlikuje volumen jekla, ki se deformira vzporedno z dekohezijo, in kolikor se zaradi lokalnega povečanja temperature zmanjša deformacijski odpor jekla pri Charpyjevem preizkusu.

Temeljni značilnosti fenomena deformacijskega staranja sta torej povišanje temperature krhkega loma ferita in zmanjšanje deformacije, pri kateri se pri Charpyjevem začne proces dekohezije, torej deformacije, do katere se ohranja pogoj ravninskega napetostnega stanja. Pri Charpyjevem preizkusu pravega ravninskega napetostnega stanja ni, **slika 5** pa dokazuje, da se izvrši neka plastična deformacija že pred odprtjem razpoke. Ta deformacija in enakomerni raztezek pri raztržnem preizkusu sta manjša po deformacijskem staranju.

Predloženi sta bili dve razlagi za spremembo mehanizma propagacije razpoke iz žilave v krhko. Po eni se začne cepilni prelom v karbidnih zmih in vključkih tik pred čelom duktilne razpoke^{8,9}. Po drugi se prehod izvrši z zdrsom ali dvojčenjem na čelu razpoke^{10,11}. Eksperimentalno je bilo dokazano, da se prehod izvrši s plastičnim ravninskim zdrsom, ko se plastična zona pred vrhom razpoke zmanjša na okoli 10 μm, tedaj je kritično razprtje razpoke (COD) $6,8 \cdot 10^{-8}$ m, premer vrha razpoke pa $0,62 \cdot 10^{-7}$ m¹².

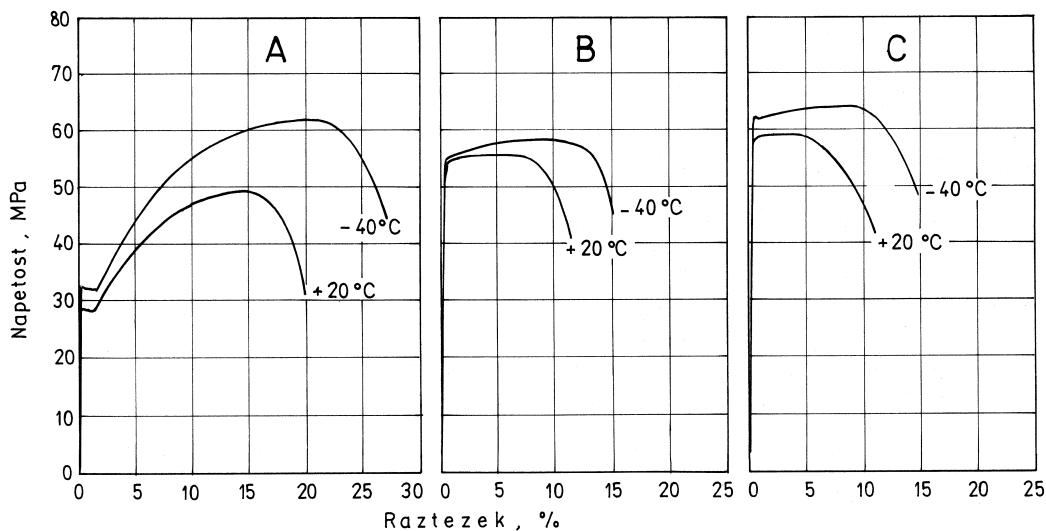
2 POVIŠANJE TEMPERATURE CEPILNEGA PRELOMA FERITA

Naravni prelom kovin in zlitin s čisto kovinsko vezjo med atomi v kristalni mreži je duktilen in se izvrši po določeni strižni deformaciji z drsenjem dislokacij v diskretnih kristalnih ploskvah in smereh. Te ploskve in smeri so v feritu (α -železu) (110), (112) in (113) smer pa [111]. Dislokacije drsijo v najbolj gosto posedenih kristalnih ploskvah in v smeri, v kateri je najmanjša razdalja med atomi. Kovine, ki imajo v kristalni mreži tudi kovalentno vez, npr. silicij, se prelomijo samo s cepljenjem, torej krhko, ker je pri njih potrebna za drsenje dislokacij napetost, ki presega napetost žilavosti loma.

Predpogoj za duktilni prelom je, da vrh razpoke emitira dislokacije, zaradi česar pred njim nastaja plastična cona, konica razpoke s tem otopi in napetost pred njo se zmanjša pod tisto, ki je potrebna za cepilni lom. Npr. jeklo, na **sliki 1**, ima pri temperaturi NDT -20 °C mejo plastičnosti 480 MPa in cepilno trdnost 1250 MPa¹². Sposobnost atomov, da se pred vrhom razpoke stabilizirajo v cepilni konfiguraciji, je temeljna lastnost kovin in ločuje kovine, ki se cepijo, od tistih, ki se ne cepijo¹³.

Premikanje dislokacij v kristalni mreži ovira Peierls-Nabarrova sila trenja (τ), ki ima dve komponenti¹⁴. Ena je odvisna od temperature (τ_T), druga pa je od nje neodvisna (τ_k), torej:

$$\tau = \tau_T + \tau_k \quad (3)$$



Slika 6: Odvisnost med silo in raztezkom pri raztržnem preizkusu jekla v dobavljenem stanju (A), po 10 % plastični deformaciji (B) in po deformacijskem staranju (C) ⁶
Figure 6: Dependence tensile force versus deformation for the as delivered (A), 10 % plastically deformed (B) in strain aged steel (C) ⁶

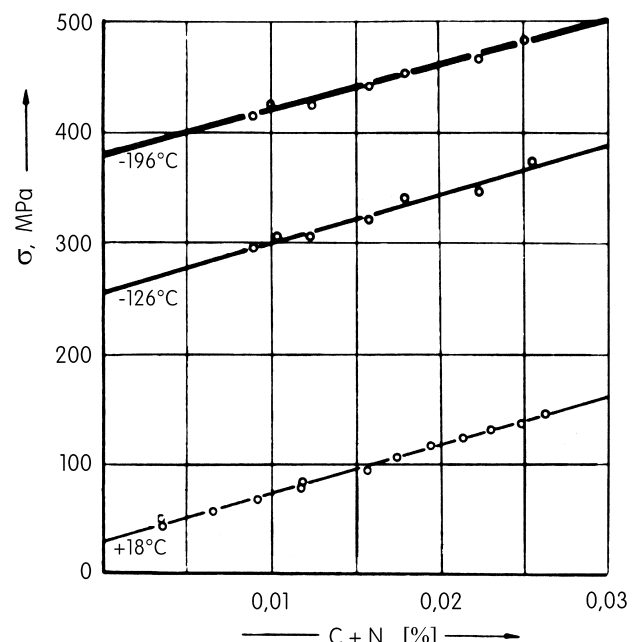
Komponento τ_k , ki je neodvisna od temperature, tvorijo ovire v kristalni mreži in v mikrostrukturi, ki jih ni mogoče premagati z energijo termične aktivacije in imajo napetostna polja z velikostjo nad 10 parametrov kristalne mreže, npr. izločki, ki niso koherentni z matično kristalno mrežo. Druga komponenta sile trenja je odvisna od temperature, sestave, mikrostrukture in hitrosti deformacije. Vpliv temperature pri določeni sestavi, mikrostrukturi in hitrosti deformacije je mogoče opisati z enačbo ¹⁵:

$$\tau_T = \beta \cdot \gamma^T \quad (4)$$

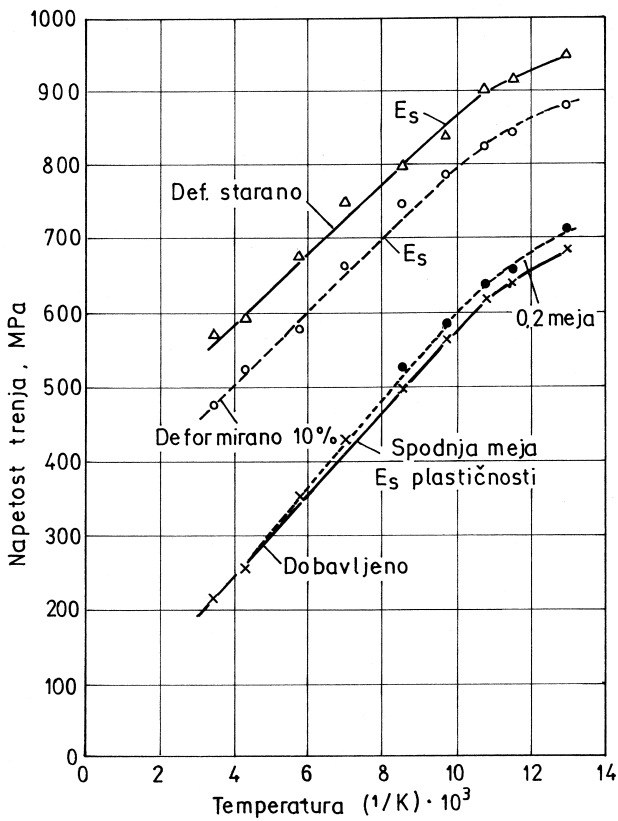
$\beta = 1,2 \cdot 10^3 \text{ MPa } ^\circ\text{C}^{-1}$ in $\gamma = 0,41 \cdot 10^{-2} \text{ } ^\circ\text{C}^{-1}$ ¹⁴ za dinamični preizkus. Izračun pokaže, da zraste Peierls-Nabarrova sila od 22 do $-20 \text{ } ^\circ\text{C}$ 5-krat, do $-50 \text{ } ^\circ\text{C}$ pa za 16-krat. Sila trenja raste sorazmerno s količino ogljika in dušika v raztopini v α -železu (slika 7). Očitno je torej, da se krhki lom pojavi zato, ker se zaradi nižje temperature poveča Peierls-Nabarrova sila trenja in se zavre emisija dislokacij iz konice razpoke, kar zmanjša njeno otopitev pod kritično mejo. Pri večji količini ogljika in dušika v trdni raztopini v feritu je večja Peierls-Nabarrova sila in zato tudi večja nagnjenost h krhkemu prelomu. Na sliki 8 je prikazana sila trenja v odvisnosti od temperature za dobavljeno jeklo, za 10 % plastično deformirano in za jeklo po deformaciji žarjeno pol ure pri $250 \text{ } ^\circ\text{C}$, torej za deformacijsko starano jeklo. Pri prehodni temperaturi žilavosti $0 \text{ } ^\circ\text{C}$ za starano jeklo z mikrostrukturo iz poligonalnih zrn ferita in perlita se sila trenja poveča od 220 MPa pri dobavljenem na 600 MPa pri staranem jeklu. Večina, 74 % tega povečanja, je posledica deformacijske utrditve jekla. Meja plastičnosti jekla na sliki 1 je v dobavljenem stanju 366 MPa, po deformacijskem staranju pa 586 MPa in, sodeč po sliki

6, je večina povečanja meje plastičnosti posledica deformacijske utrditve.

Temperatura cepilnega loma ferita se poviša zaradi zmanjšanja emisije dislokacij iz konice in zmanjšanja njene otopitve pod kritično mejo, ki je potrebna za duktilno propagacijo. Ni jasna vloga ogljika pri deformacijskem staranju. Na osnovi slike 7 in 8 se mu lahko pripiše le majhen delež, največ četrtnina, zmanjšanja emisije dislokacij.



Slika 7: Napetost trenja v odvisnosti od vsebnosti ogljika in dušika v α -železu ¹⁷
Figure 7: Peierls-Nabarro stress in dependence of the content of carbon and nitrogen in solution in ferrite ¹⁷



Slika 8: Sila trenja pri spodnji meji plastičnosti za jeklo z 0,19 % C in 1,4 % Mn in mikrostrukturo iz poligonalnih zrn ferita in perlita nestarano, deformirano in deformacijsko starano ¹⁴

Figure 8: Peierls-Nabarro force at the lower level yield stress for the steel with 0.19 % C, 1.4 % Mn and a microstructure of polygonal ferrite and pearlite as delivered, deformed and strain aged ¹⁴

Pri staranju lahko pripišemo ogljiku trojno vlogo, majhen vpliv na trdnostne lastnosti, velik vpliv na enakomerni raztezek, ki je merilo deformacijske utrditve ferita ¹⁶, in močno povečanje nagnjenosti ferita k prelomu s cepljenjem. Kakšen je v procesu staranja mehanizem vpliva ogljika, ni jasno in prav poskus razlage tega mehanizma je temeljni cilj tega dela.

V rekristaliziranem feritu je mobilnost dislokacij enaka mobilnosti atomov železa, ta pa je povezana s temperaturo (T v K) z Arrheniusovo odvisnostjo z aktivacijsko energijo za samodifuzijo v α -železu ($Q = 251,2$ kJ/mol), torej:

$$D = D_0 \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right) \quad (5)$$

D_0 je konstanta ($D_0 = 118$), R - univerzalna plinska konstanta ($R = 8,314$ J/mol, K) in T - temperatura v K.

Približno dolžino poti vrzeli izračunamo iz $x \approx 2\sqrt{Dt}$ (čas v s). Pri 30 min žarjenju pri 250 °C je $x \approx 7,9 \cdot 10^{-12}$ m. Ne glede na približnost računa in na pospešeno difuzivnost vrzeli zaradi stanja plastične deformiranosti jekla lahko sklepamo, da med žarjenjem pri 250 °C praktično ni poprave deformiranega ferita, ki bi bila

posledica premikanja vrzeli in združevanja dislokacij. Deformacijska utrditev torej ostane in le razliko med mejo plastičnosti oz. trdoto po deformaciji in po žarjenju pri 250 °C lahko pripišemo dogajanju, v katerem je udeležen ogljik.

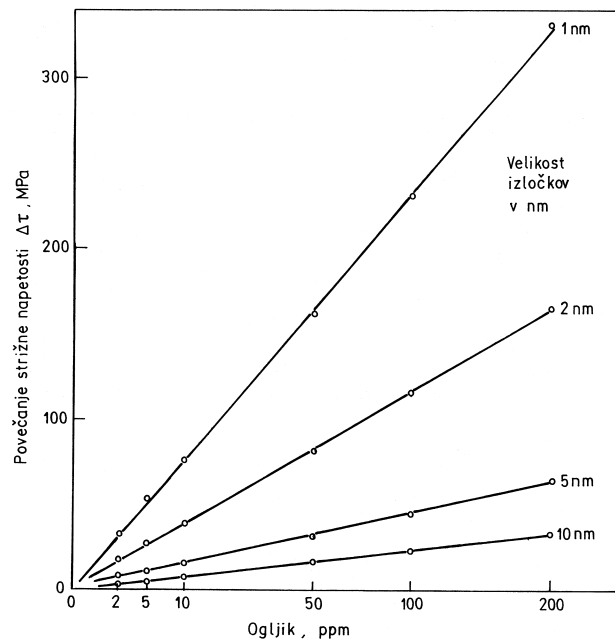
Povečanje strižne trdnosti ($\Delta\tau$) zaradi izločkov v zlitini je ¹⁸:

$$\Delta\tau = 0,5 \frac{G b \tau \sqrt{\pi}}{r} \sqrt{f} \quad (6)$$

G - strižni modul (za α -železo je $G = 82$ GPa), b - Burgersov vektor (za α -železo je $b = 0,247$ nm), f - volumski delež izločkov in r - velikost izločkov.

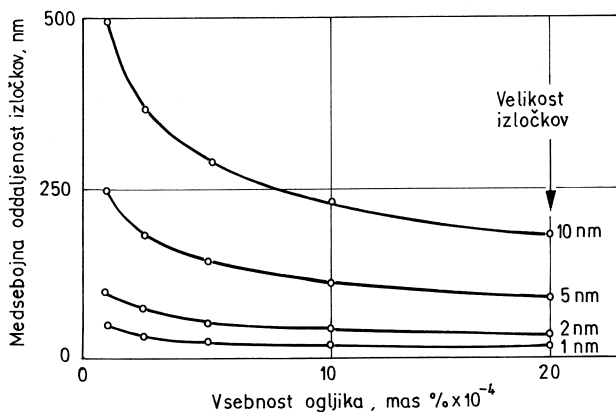
Na **sliki 9** je prikazano povečanje strižne trdnosti v odvisnosti od vsebnosti ogljika v raztopini v feritu in za različno velikost izločkov cementita, izračunano iz enačbe (6).

Pri temperaturi 250 °C je stabilen cementit Fe_3C , ki je ortorombičen, ima parametre kristalne mreže, ki se močno odmikajo od parametra kristalne mreže ferita. Zato cementit že v zelo majhnih izločkih ni koherenten s kristalno mrežo ferita in ne povzroča koherentnih napetosti, ki bi olajšale nukleacijo ali propagacijo cepilne razpoke. Medsebojna oddaljenost izločkov cementita je odvisna od njihove velikosti in od količine ogljika, iz katerega so nastali (**slika 10**). Razen pri najmanjših izločkih je razdalja zelo velika v primerjavi z njihovo velikostjo.



Slika 9: Povečanje strižne trdnosti za premik dislokacij v odvisnosti od vsebnosti ogljika, iz katerega so nastali različno veliki izločki cementita

Figure 9: Increase of the dislocations shearing stress in dependence of the content of carbon in cementite precipitates of different size



Slika 10: Povprečna razdalja med izločki cementita z različno velikostjo v odvisnosti od količine ogljika v feritu, iz katerega so nastali¹

Figure 10: Average mutual distance of cementite precipitates with different size in dependence of the content of carbon in solid solution

3 EKSPERIMENTALNO DELO

Argumente za odgovor lahko dobimo iz ugotovitve, kako se občutljivost ferita za cepljenje spreminja v odvisnosti od količine ogljika v raztopini pred deformacijskim staranjem. Ni bilo možnosti, da bi pripravili jekla enake sestave z različno količino ogljika v trdni raztopini, zato smo to količino dosegli z žarjenjem jekla s sestavo 0,12 % C, 0,26 % Si, 0,59 % Mn, 0,027 % Al, 0,007 % N in 0,003 % S. Razmerje med vsebnostjo aluminija in dušika je bilo 4 in blizu tistega, ki ga vir¹⁹ navaja kot mejo, nad katero ni več deformacijskega staranja mehkega jekla zaradi dušika. Jeklena plošča z debelino 12 mm je bila normalizirana,

nato razrezana na dele, ki so bili žarjeni 2 uri pri 500 oz. 400 °C. Polovica je bila porabljena za preizkuse v žarjenem normaliziranem oz. žarjenem stanju, polovica pa po deformacijskem staranju. Zaradi relativno hitrega ohlajanja odrezkov plošče na zraku v feritu ni bilo zadržano sicer 218 ppm ogljika, kolikor je največja topnost pri eutektoidni temperaturi, gotovo pa nad 100 ppm.

Topnost ogljika pri temperaturi vmesnega žarjenja smo izračunali iz²⁰:

$$\text{mas. \% C} = 240 \exp\left(-\frac{77300}{RT}\right) \quad (7)$$

Izračun pokaže naslednje topnosti: pri 250 °C 0,045 ppm C, pri 400 °C 2,4 ppm C in pri 500 °C 14,2 ppm C. Na voljo za preizkuse občutljivosti za deformacijsko staranje je bilo isto jeklo z razponom koncentracije ogljika v trdni raztopini od 2,4 ppm do nad 100 ppm. Odvisnosti med Charpyjevo žilavostjo in temperaturo preizkusa smo določili po toplotni obdelavi in po staranju jekla, kot je navedeno v **razpredelnici 1**. Na enem preizkušancu od vsake toplotne obdelave smo izmerili tudi 10 odtisov trdote po Vickersu.

4 REZULTATI, OPIS IN RAZPRAVA

Odvisnosti Charpyjeve žilavosti od temperature preizkusa za 9 različnih priprav preizkušancev so prikazane na **sliki 11**, v razpredelnici 1 pa so zbrane nekatere značilnosti iz odvisnosti na **sliki 11** in navedena je trdota preizkušancev.

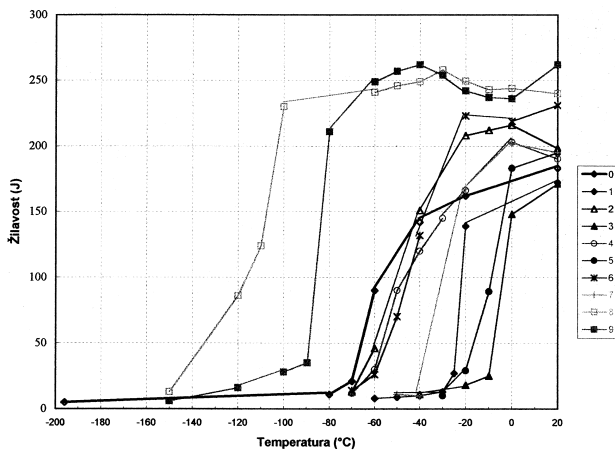
Razpon med TPD in TPK, torej širina prehodnega področja temperature, v vseh primerih med 20 °C in 40 °C ne kaže nobene logične povezave s toplotno-

Tabela 1: Podatki o preizkusih Charpy žilavosti in trdota

Table 1: Data on Charpy tests and hardness

Preizkus	Stanje jekla	C ¹ ppm	Žilavost, J		Temperatura, °C				Trdota, HV	
			+20	TPK ²	PT ³	ΔPT ⁴	TPK	ΔTPK ⁵		ΔN ⁶
0	Normalizirano	>100	183	11	-60	-	-80	-	124	-
0'	Norm., 30 min. 250 °C	-	-	-	-	-	-	-	129	5
1	Norm., def.starano	-	172	10	-22	38	-30	50	185	61
3	Norm., 2 uri 550°C	14.4	198	13	-52	-	-70	-	131	7
2	Norm., 2 uri 550°C, def.starano	-	171	11	-5	47	-40	30	183	59
4	Norm., 2 uri 400 °C	2.4	190	12	-49	-	-70	-	132	8
5	Norm., 2 uri 400°C, def.starano	-	185	10	-11	38	-30	40	183	59
6	Norm., 2 uri 550°C, def.	14.4	231	13	-45	-	-70	-	179	55
7	Norm., 2 uri 550°C, 30 min.250°C	-	195	11	-29	16	-40	30	129	5
8	Kaljeno, 2 uri 550 °C	>100	240	13	-112	-	-150	-	211	87
9	Kaljeno, 2 uri 550°C, def.starano	-	236	12	-85	27	-120	30	213	89

1. Vsebnost ogljika v feritu, ppm
2. Temperatura popolnoma krhkega preloma
3. Prehodna temperatura žilavosti
4. Povišanje prehodne temperature žilavosti po deformacijskem staranju
5. Povišanje temperature popolnoma krhkega preloma
6. Povečanje trdote glede na trdoto po normalizaciji



Slika 11: Vpliv temperature na žilavost jekla po Charpyju, ki je bilo pred preizkusom toplotno obdelano na različne načine

Figure 11: Effect of temperature on Charpy notch toughness for the steel submitted to different treatments before the test

deformacijsko obdelavo preizkušancev. Žilavost nad PTPD je v vseh primerih manjša po staranju. Razlika ni sistematična in tudi ni v logični povezavi s toplotno-deformacijsko zgodovino jekla. V primerjavi z žilavostjo po normalizaciji žarjenje pri 500, 400 in 250 °C ne vpliva pomembno na žilavost v področju popolne duktilnosti preloma. Tudi deformacija po normalizaciji in po žarjenju pri 500 oz. 400 °C ne vpliva na žilavost. V področju popolnoma krhkega loma je žilavost neodvisna od deformacijsko termične zgodovine jekla.

Žarjenje normaliziranega jekla pri 400 oz. 500 °C in deformacija nimata pomembnega vpliva na prehodno temperaturo žilavosti. Izjema je preizkus 7, pri katerem je bilo jeklo najprej žarjeno pri 500 °C, nato pa še pri temperaturi staranja 250 °C. Prehodna temperatura se pomembno zniža po deformacijskem staranju, ne glede na termično zgodovino jekla pred deformacijskim staranjem. Po deformacijskem staranju se je povišala prehodna temperatura žilavosti za 38 °C pri jeklu, ki je po normalizaciji zadržalo v trdni raztopini v feritu nad 100 ppm ogljika, in pri jeklu, ki je po žarjenju pri 400 °C zadržalo v raztopini v feritu le 2,4 ppm ogljika. To dokazuje, da je za deformacijsko staranje občutljiv ferit z zelo malo ogljika v trdni raztopini. Razdaljo med atomi ogljika (x_C), ki so v trdni raztopini v feritu in enakomerno porazdeljeni v kockasti mreži, izračunamo iz:

$$x_C = \sqrt[3]{\left(\frac{A_C \cdot 100}{c_C \cdot A_{Fe}}\right)} a_{Fe} \quad (8)$$

c_C - koncentracija ogljika v raztopini v feritu v mas. %, A_C in A_{Fe} - atomska masa ogljika in železa ter a_{Fe} - parameter kristalne mreže ferita ². Izraz v oklepajih pomeni razdaljo med atomi ogljika, ki so razporejeni v kockasti obliki, izraženo kot število atomov železa. Po enačbi (8) izračunamo, da je pri koncentracijah ogljika 100 ppm oz. 2,4 ppm razdalja med atomi ogljika 13 oz. 44 atomov železa, razdalji pa sta pri $a_{Fe} = 0,286$ nm 3,76

nm in 12,6 nm. Vpliv na dvig prehodne temperature Charpyjeve žilavosti je praktično enak v obeh primerih.

Odvisnost difuzijske konstante za ogljik v α -železu (D_C) od temperature (TK) in aktivacijske energije opisuje izraz:

$$D_C = 3,94 \cdot 10^{-3} \exp\left(-\frac{80200}{RT}\right) \quad (9)$$

Pri polurnem žarjenju pri 250 °C napravi atom ogljika teoretično pot 0,53 μ m. V kroglu s tem polmerom je pri 100 ppm ogljika $1,17 \cdot 10^7$ in pri 2,4 ppm ogljika $3,11 \cdot 10^5$ atomov ogljika. Predpostavimo, da se veže v kuboidalne izločke cementita polovica atomov ogljika, ki je na voljo v difuzijskem dosegu žarjenja v trajanju pol ure pri 250 °C.

Molarni volumen cementita pri 250 °C je 23,505 cm^3 . Vsaka molekula cementita ima en atom ogljika, zato je 1 molu cementita $6,022 \cdot 10^{23}$ atomov ogljika. Preprost račun pokaže, da nastane iz polovice ogljikovih atomov, ki so v difuzijskem dosegu polurnega žarjenja pri 250 °C, izloček cementita kuboidalne oblike z velikostjo roba 64,4 nm v feritu s 100 ppm C v raztopini in izloček z velikostjo 18,2 nm v raztopini z 2,4 ppm C. Taki izločki ne povzročijo nobene izločilne utrditve in tudi pri mnogo manjših izločkih bi bila izločilna utrditev komaj opazna.

Analizirajmo še podatke o tem, kakšna je trdota po različni deformacijsko termični zgodovini jekla. Trdota normaliziranega jekla se je malo povečala po žarjenju pri 250, 400 in 500 °C. Razlike med temi temperaturami so v razponu merilnega odmika, kar je bilo pričakovano glede na teoretični izračun utrditve. Trdota se je močno povečala po deformaciji in je še nekoliko zrasla po žarjenju pri 250 °C. Povečanje je podobno kot pri žarjenju normaliziranega jekla pri isti temperaturi. Očitno je torej, da tvorba cementitnih izločkov pri žarjenju pri vseh treh temperaturah pomembno ne utrdi ferita in ji zato ne bi mogli pripisati povečanja nagnjenosti ferita h krhkemu lomu.

S kaljenjem jekla v vodi je nastala mikrostruktura iz acikularnega in poligonalnega ferita in martenzita s približno 2 reda velikosti manjšo velikostjo zrn. Prehodna temperatura žilavosti se je po kaljenju in popuščanju pri 500 °C znižala za 60 °C v primerjavi z jeklom, ki je bilo po normalizaciji popuščeno pri isti temperaturi in se je po deformacijskem staranju povišala nekoliko manj kot pri normaliziranem jeklu. To je dokaz, da deformacijsko staranje ni povezano z obliko in velikostjo zrn ferita.

Eksperimentalni rezultati kažejo, da je povišanje temperature krhkega loma rezultat kombinacije vplivov ogljika in plastične deformacije. Vpliv ogljika je praktično enak pri vsebnosti 100 in 2,4 ppm v raztopini v feritu in ni povezan z nastankom poliedričnih izločkov cementita. Plastična deformacija praktično ne vpliva na enakomerni raztezek in na prehodno temperaturo žilavosti, tudi žarjenje normaliziranega jekla za izločanje

cementita ne spremeni trdote in prehodne temperature. Enakomerni raztezek in prehodna temperatura žilavosti se močno spremenita po žarjenju deformiranega jekla pri 250 °C. Logičen je zato sklep, da je deformacijsko staranje proces, ki je vezan na interakcijo atomov ogljika v trdni raztopini v feritu, interakcijo, ki je povezana s strukturo plastično deformirane kristalne mreže ferita. Posledica te prerazdelitve je povečana občutljivost ferita za prelom s cepljenjem pri Charpyjevem preizkusu. Ker se cepljenje ferita izvrši v (100) kristalnih ploskvah, se ponuja razlaga, da je vpliv ogljika posledica zgostitve atomov ogljika ali nastanka planarnih izločkov med ploskvami (100). Oboje lahko ustvari med temi ploskvami elastične napetosti, ki zmanjšajo cepilno trdnost ferita in olajšajo začetek krhkega loma. Dejstvo, da ima praktično enak učinek nad 100 in 2,4 ppm C kaže na možnost, da je zmanjšanje cepilne trdnosti lahko posledica neke vrste nadstrukture, pri kateri ogljik oslabi kohezijo med ploskvami (100), pri žarjenju za deformacijsko staranje.

5 SKLEPI

Analiziran je vpliv deformacijskega staranja in ločeni vpliv 10 % plastične deformacije in 30 min žarjenja pri 250 °C na mehanske lastnosti jekla. Na istem konstrukcijskem jeklu je z izločilnim žarjenjem po normalizaciji zmanjšana vsebnost ogljika v trdni raztopini v feritu do 2,4 ppm in določena je prehodna temperatura Charpyjeve žilavosti za normalizirano normalizirano in žarjeno, normalizirano in deformirano in normalizirano in deformacijsko starano jeklo. Rezultati kažejo da:

- se trdota le malo poveča zaradi žarjenja in se močno poveča zaradi 10 % plastične deformacije;
- zaradi žarjenja oz. plastične deformacije se prehodna temperatura žilavosti praktično ne spremeni, tudi se ne spremeni širina intervala prehodne temperature od popolnoma žilavega do popolnoma krhkega loma;
- prehodna temperatura žilavosti se močno zniža po deformacijskem staranju. Znižanje je podobno v jeklu z 2,4 ppm in z 100 in več ppm ogljika v feritu. Žilavost v področju popolne duktilnosti se nekoliko zmanjša, žilavost v področju popolne krhkosti pa ostane enaka kot v nestaranim jeklu;

- povečanja občutljivosti jekla za krhki lom ni mogoče pripisati tvorbi poliedričnih izločkov cementita pri žarjenju za deformacijsko staranje. Kot zelo verjetna se kaže razlaga, da je vzrok za povišanje prehodne temperature žilavosti oz. za zmanjšanje cepilne trdnosti ferita segregacija ogljika ali nastanek planarnih izločkov, ki zmanjšajo kohezijo med ploskvami kocke (100), med katerimi se izvrši cepilni prelom. Ker sama deformacija oz. žarjenje prehodne temperature žilavosti praktično ne spremeni, je očitno, da je prerazdelitev ogljika povezana s strukturo deformirane kristalne mreže ferita.

6 LITERATURA

- ¹ F. Vodopivec, J. Vojvodič-Tuma, M. Lovrečič-Saražin: *Metalurgija*, 38 (1999) 127
- ² F. Vodopivec, L. Kosec, B. Breskvar: *Metalurgija*, 39 (2000) 139
- ³ J. Vojvodič-Gvardjančič: Ph. D. Thesis, FAGG, Univ. v Ljubljani, 1993
- ⁴ T. Tani, M. Naguno: *Metall. Mater. Trans.A*, 26 A (1994) 391
- ⁵ F. Vodopivec, J. Vojvodič-Tuma: M. Tokuda, B. Xu: *Mechanical Properties of Advanced Engineering Materials*, Mie Univ. Press, Tsu, 2001, 187
- ⁶ W. Dahl, H. Hengsternberg, H. Behrens: *Stahl u. Eisen*, 87 (1967) 1030
- ⁷ F. Vodopivec, B. Breskvar, J. Vojvodič-Tuma, D. Kmetič: *Kov. Zlit. Techn.* 33 (1999) 3, 393
- ⁸ J.F. Knott: *Journ. ISI*, 204 (1966) 104
- ⁹ D.A. Curry, J.F. Knott: *Met. Sci.* 12 (1978) 511
- ¹⁰ D.A. Curry: *Met. Sci.* 14 (1980) 319
- ¹¹ P. Brozzo, M. Capurro, E. Stagno: *Mat. Sci. Techn.* (1994) 10, 334
- ¹² F. Vodopivec, J. Vojvodič-Tuma, B. Arzenšek, D. Kmetič, B. Breskvar: *Mat. Sci. Techn.* 18 (2001) 61
- ¹³ J. Rice, J.M. Thompson: *Phil. Magn.*, 29 (1974) 73
- ¹⁴ W. Dahl, H. Röss: W. Dahl: *Grundlagen des Festigkeits- und Bruchverhalten*, Stahleisen Verlag, 1974, 55
- ¹⁵ R.W. Armstrong: *Acta Metall.*, 15 (1967) 667
- ¹⁶ B. Ule, J. Vojvodič-Gvardjančič, Š. Strojnik, K. Kuzman: *Želez. Zbornik*, 22 (1988) 51
- ¹⁷ J. Heslop, N. J. Petch: *Phil. Magn.*, 1 (1956) 866
- ¹⁸ R.E. Reed-Hill, R. Abbasian: *Physical Metallurgy Principles*, PWS Kent publ. Corp., Boston, 1992
- ¹⁹ P. Messien, V. Leroy: *Steel Res.*, 56 (1985) 385
- ²⁰ J. Chipman: *Metall. Trans.*, 3 (1972) 55