

ODPORNOST PROTI LEZENJU PRI VISOKOLEGIRANEM KROMOVEM JEKLU PRI TEMPERATURAH 650 DO 800°C

CREEP RESISTANCE OF HIGH-ALLOYED CHROMIUM STEEL IN TEMPERATURE RANGE 650 TO 800°C

Danijela Anica Skobir, Franc Vodopivec

IMT, Lepi pot 11, 1000 Ljubljana

Prejem rokopisa - received: 1999-04-01; sprejem za objavo - accepted for publications: 1999-05-12

Analizirana je bila mikrostruktura in določena odpornost jekla X20CrMoV121 proti deformaciji pri pospešenem lezenju pri temperaturi 580°C. Preizkušanci so bili izdelani iz cevi, ki so bile izrezane iz visokotlačnega parnega kotla v TE Šoštanj po eksploataciji več 10000 ur. Opredeljen je bil vpliv izotermnega popuščanja vzorcev cevi do 1344 ur na mikrostrukturo in trdoto in določena je bila kinetika rasti karbidnih precipitativ. Opredeljena je bila tudi povezava med razdaljo med precipitativ in hitrostjo deformacije pri 100-urnem pospešenem preizkusu lezenja.

Ključne besede: jeklo za kotlovske cevi, izotermno popuščanje, hitrost lezenja, karbidni precipitativ

The microstructure and the creep resistance at 580°C were investigated for tubes of steels X20CrMoV121 from a high pressure steam boiler after several 10000 hours of operation. The influence of long time tempering on microstructure, hardness and creep rate of the tube steels was investigated. The kinetics of carbide particle growth was assessed as well as the effect of mutual particles distance on creep rate by 100 hour tests.

Key words: steel for boiler tubes, long time tempering, creep rate, carbide precipitates

1 UVOD

Jeklene cevi so v parnih kotlih in drugih termoenergetskih napravah izpostavljene dolgotrajnim termičnim in mehanskim obremenitvam ter vplivom različnih medijev. Kot posledica tega se na ceveh pojavljajo poškodbe in napake zaradi deformacije in korozije, v jeklu pa pride tudi do mikrostrukturnih sprememb. Rezultat vsega tega pa je, da postanejo cevi mehansko oslabiljene ali pa celo netesne.

Te vrste sprememb so bile ugotovljene tudi pri rutinskem preverjanju cevi, ki so bile po več 10000-urnem obratovanju izrezane iz 325 MW parnega kotla v TE Šoštanj. Ugotovljeno je bilo, da je trdota jekla na plamenski strani cevi nižja kot na dimni, deformacijska sposobnost jekla na plamenski strani cevi pa cca 4,5-krat manjša kot na dimni^{3,4}.

Prav tako pa je bila ugotovljena tudi razlika v mikrostrukturi jekla med obema stranema cevi. Tako je na dimni, toplotno manj obremenjeni strani v mikrostrukturi ohranjen igličasti martenzitni habitus, karbidni izločki pa so večinoma le po mejah podstrukture v notranjosti martenzitnih zrn. Na plamenski strani cevi pa so večji in bolj redki karbidni izločki enakomerno razporejeni in ni mogoče več zaznati začetnega habitusa martenzita^{3,4}.

Da bi ugotovili vzroke za tako velike razlike v lastnostih jekla na dveh nasprotnih straneh iste cevi, ki so posledica razlike v temperaturi med plamensko in dimno stranjo cevi, je bilo treba:

- raziskati vpliv toplotne obdelave - predvsem dolgotrajnega izotermnega žarjenja - na spremembe, nastale na ceveh
- na osnovi metalografskih in mehanskih preiskav povezati spremembe mikrostrukture in spremembe deformacijske odpornosti jekla pri 100-urnem preizkusu lezenja
- na podlagi teh rezultatov ugotoviti vzrok, zakaj imajo cevi, izdelane iz jekla X20CrMoV121, po več 10000 urah uporabe v parnem kotlu na plamenski strani mnogo večjo hitrost lezenja kot pa na dimni.

2 EKSPERIMENTALNO DELO

Predmet raziskav so bile tri cevi (z oznakami A, B in C) iz jekla X20CrMoV121, ki se uporablja za toplotno najbolj obremenjene dele parnih kotlov. Kemijske sestave jekel cevi so navedene v **tabeli 1**, iz katere je razvidno, da imajo vsi vzorci zelo podobno sestavo in prav mogoče je, da vzorca A in C pripadata isti šarži.

Tabela 1: Kemijske sestave jekel preizkušanih cevi (mas.%)

Oznaka vzorca	%C	%Si	%Mn	%P	%S	%Cr	%Mo	%Ni	%V
A	0,18	0,37	0,49	0,026	0,024	11,5	1,09	0,66	0,29
B	0,19	0,24	0,51	0,009	0,014	11,7	0,69	0,66	0,27
C	0,18	0,36	0,49	0,028	0,024	11,5	1,08	0,66	0,29

Iz cevi, dimenzij ϕ 40 x 4,5 mm, so bili izrezani vzorci, ki so bili najprej kaljeni s temperature popolne

topnosti karbidne faze v avstenitu in nato popuščeni v časovnem intervalu od 1 ure do 1344 ur oziroma 8 tednov in v razponu temperature od 550 do 800°C. Na tako toplotno obdelanih vzorcih cevi so bile nato narejene naslednje raziskave oziroma določitev:

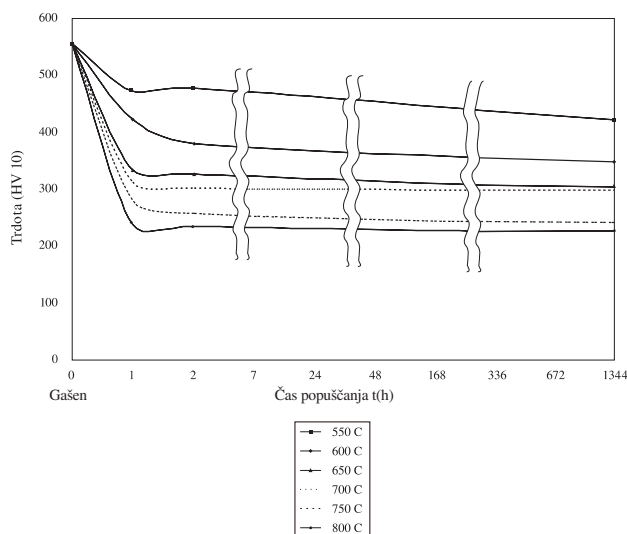
1. Izotermne kinetike zmanjšanja trdote kaljenega jekla pri popuščanju pri zgoraj navedenih pogojih. Trdote so bile izmerjene po metodi Vickersa, HV 10, na aparaturi Reichert.
2. Spremembe mikrostrukture pri popuščanju tega jekla. Mikrostrukturo smo določali na vzorcih, iz katerih smo pripravili metalografske obruse po standardnih postopkih brušenja in poliranja. Jedkali smo z vodno raztopino feriklorida FeCl_3 . Mikrostrukturo smo raziskali z metodo SEM, pri povečavah 10000- in 20000-krat z vrstičnim elektronskim mikroanalizatorjem Jeol JSM-35S.
3. Spremembe povprečne velikosti in velikostne porazdelitve karbidnih in drugih precipitativ pri popuščanju, določene na osnovi manualnega štetja in merjenja precipitativ.
4. Sestavo karbidnih precipitativ smo določili z metodo HRAES z visokoločljivim Auger-jevimi spektrometrom na poljsko emisijo Microlab 310-F. Instrument omogoča identifikacijo precipitativ z metodo SEM in analizo le-teh z AES. Tako analizo omogoča Microlab s prostorsko ločljivostjo 10 nm pri toku 1nA.
5. Hitrost lezenja in trajni raztezek jekla smo določili na osnovi 100-urnih pospešenih preizkusov lezenja pri temperaturi 580°C in napetosti 170 MPa. Preizkusi so bili izvedeni na računalniško krmiljeni napravi, ki omogoča merjenje deformacije do 10^{-6} m. Naprava je bila načrtovana in izdelana na IMT v Ljubljani.

3 REZULTATI IN DISKUSIJA

3.1 Trdota

Na osnovi meritev trdot popuščenih vzorcev je bil izdelan diagram, ki ponazarja vpliv časa popuščanja na trdoto jekla, torej kinetiko izotermnega mehčanja jekla (slika 1). Iz diagrama je razvidno, da je sprememba trdote zelo podobna pri vseh izbranih temperaturah popuščanja. Začetna trdota, nastala pri kaljenju jekla, se do cca 1 ure zmanjša na nivo, ki je tem nižji, čim višja je temperatura popuščanja. Nato pa se pri popuščanju do 1344 ur trdota znižuje praktično proporcionalno času in hitreje pri višji temperaturi popuščanja.

Dobljene kinetike kažejo na to, da se procesi mehčanja prepletajo. Zmanjševanje trdote v prvi uri popuščanja zato razlagamo s kombinacijo dveh procesov: tvorbe in rasti cementitnih precipitativ in zmanjšanje elastičnih napetosti, ki so nastale pri premeni avstenit-martenzit. Drugo, počasnejšo stopnjo izotermnega zmanjševanja trdote je težje razložiti, vendar lahko



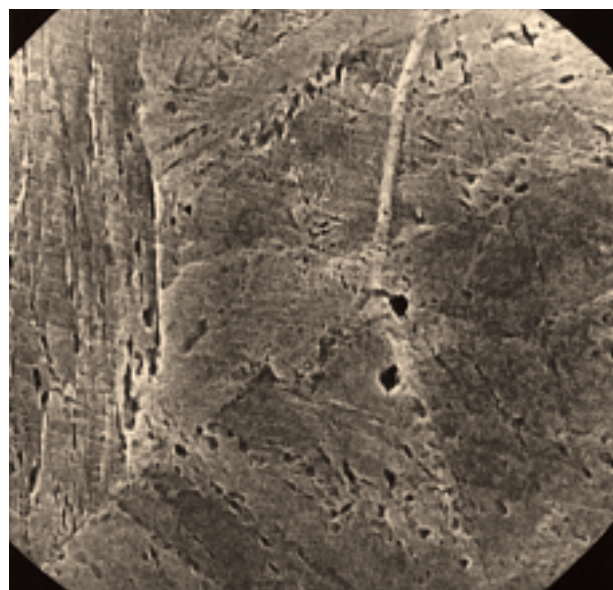
Slika 1: Spreminjanje trdote popuščenega jekla v odvisnosti od časa in temperature popuščanja

Figure 1: Hardness of the tempered steel in dependence of the annealing temperature and time

trdimo, da gre tudi v tem primeru za prepletanje procesov. Predvidevamo, da poteka poleg popuščanja tudi utrjevanje, do katerega pride zaradi tvorbe molibdenovih in vanadijevih karbidov, nitridov, karbonitridov in mogoče tudi intermetalnih faz.

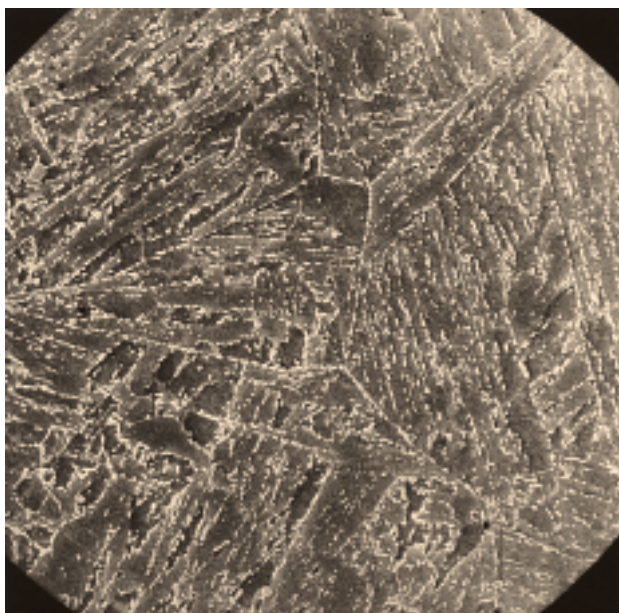
3.2 Mikrostruktura

Po kaljenju v vodi je bila mikrostruktura iz zelo finega igličastega martenzita, katerega habitus še pri povečavi 10000-krat ni bil popolnoma razločljiv (slika



Slika 2: Mikrostruktura po kaljenju v vodi s temperature 1040°C; povečava 10000-krat

Figure 2: Microstructure after water quenching from 1040°C; mag. 10000x

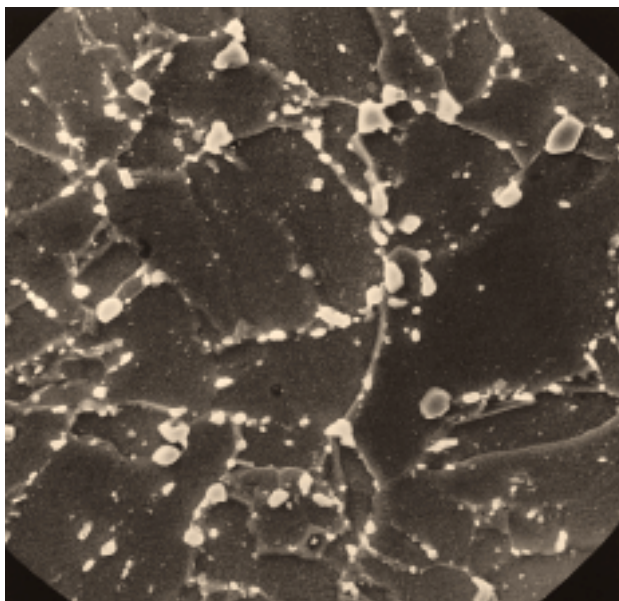


Slika 3: Mikrostruktura po popuščanju na 700°C in času 8 tednov; povečava 2000-krat

Figure 3: Microstructure after tempering at 700°C for 8 weeks; mag. 2000x

2). Precipitativ ni bilo, ker je bila temperatura kaljenja nad mejo topnosti karbida $M_{23}C_6$, ki je tik pod 1000°C.

Podaljševanje trajanja popuščanja od 1 do 1344 ur pri temperaturah od 550 do 750°C ni imelo bistvenega vpliva na spremembo mikrostrukture. Vsakozi namreč ostaja v mikrostrukturi ohranjen habitus martenzita, ki je označen s karbidnimi precipitati, ki jih je največ na mejah martenzitnih lat in paketov (**slika 3**).



Slika 4: Mikrostruktura po popuščanju na 800°C in času 8 tednov; povečava 2000-krat

Figure 4: Microstructure after tempering 800°C for 8 weeks; mag. 2000x

Pri popuščanju pri temperaturi 800°C pa je habitus martenzita ohranjen le do 24 ur popuščanja, nato pa z nadaljevanjem žarjenja postaja vedno bolj zabrisan. Po 1344 urah popuščanja o njem ni več sledov in so karbidni precipitativ zelo različnih velikosti enakomerno porazdeljeni v feritni matici (**slika 4**).

3.3 Velikost in porazdelitev precipitativ

Analiza velikosti, površinske gostote (število precipitativ na enoto površine) in porazdelitve precipitativ je bila narejena z manualnim štetjem in merjenjem precipitativ na mikrostrukturnih posnetkih z vrstičnega elektronskega mikroskopa, narejenih pri povečavah 20000- in 10000-krat. Analizirani so bili vzorci jekel, ki so bili popuščeni pri temperaturah 650 in 800°C.

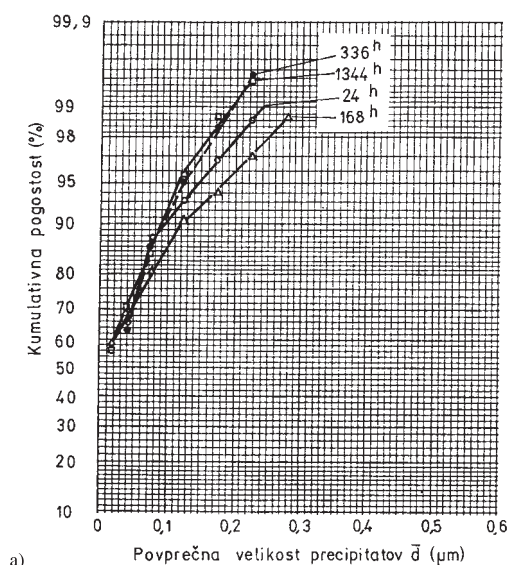
Na **sliki 5** sta prikazana diagrama velikostne porazdelitve precipitativ po popuščanju pri 650 in 800°C. Iz obeh je razvidno naslednje:

- Delež precipitativ z velikostjo do 0,025 μm je v vseh primerih pomemben.
- Velikostno porazdelitev opisujeta dve premici, kar kaže na dvojno naravo precipitativ.
- Po popuščanju pri 650°C porazdelitvene krivulje nimajo oblike, ki bi jo pričakovali, če bi s podaljšanjem časa žarjenja rastle tudi povprečna velikost precipitativ.

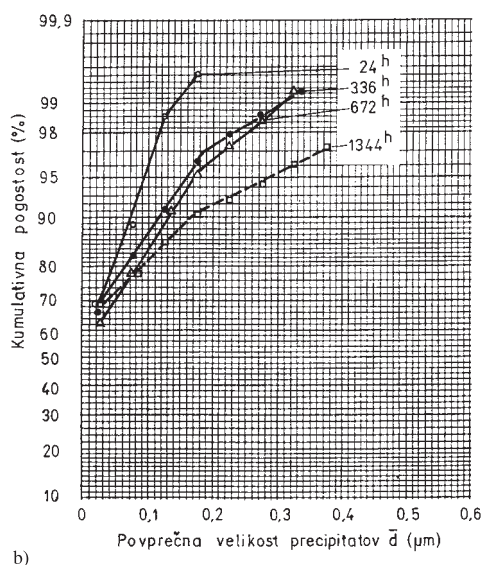
S **slike 6**, ki prikazuje spreminjanje povprečne velikosti precipitativ v odvisnosti od časa žarjenja, je razvidno, da pri žarjenju pri 800°C v log-prikazu povprečna velikost izločkov enakomerno raste pri podaljšanju žarjenja od 1 do 1344 ur. Pri žarjenju pri 650°C pa povprečna velikost izločkov raste do cca 50 ur (vendar počasneje kot pri temperaturi 800°C), nato pa se pri podaljšanju žarjenja do 1344 ur postopoma zmanjšuje.

Podobna je tudi odvisnost med številom precipitativ na enoto površine in časom žarjenja (**slika 7**). Število precipitativ se enakomerno zmanjšuje pri žarjenju pri 800°C, pri 650°C pa se do cca 50 ur žarjenja zmanjšuje, nato pa znova raste.

Kljub dvojnosti v velikostni porazdelitvi imamo pri 800°C opraviti le s precipitativ karbidne narave. Na začetku popuščanja verjetno nastajajo cementitni izločki, ker je difuzija ogljika hitra. Železo, potrebno za nastanek precipitativ Fe_3C , pa je na voljo na mestu začetka rasti precipitativ. Za nastanek Fe_3C , ki ima manjšo gostoto, se železo pravzaprav odmika z mesta, kjer izloček nastaja. Pri nadaljevanju žarjenja se lahko v majhnih izločkih cementita nabere toliko kroma, da je presežena mejna topnost ter tako postopoma nastajajo druge karbidne faze, npr. $M_{23}C_6$. Že pred časom je bilo za jeklo z 1% C in 1,5% Cr ugotovljeno, da cementit topi do 21% kroma, karbid $M_{23}C_6$ pa vsebuje vedno nad 34% kroma in tudi veliko železa¹⁴. Tudi v jeklu z 0,4% C, 5% Cr, 1,3% Mo in 0,4% V je bila ugotovljena postopna pretvorba karbida Fe_3C v karbid $M_{23}C_6$.



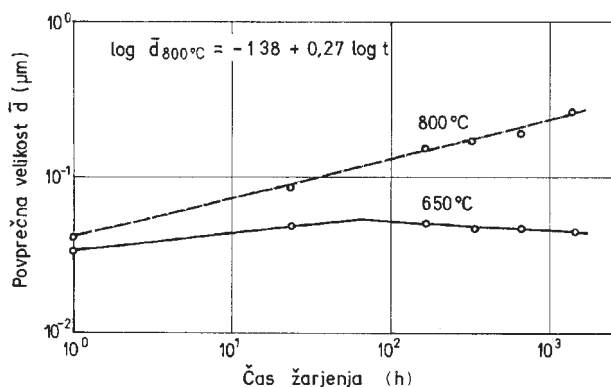
a)



b)

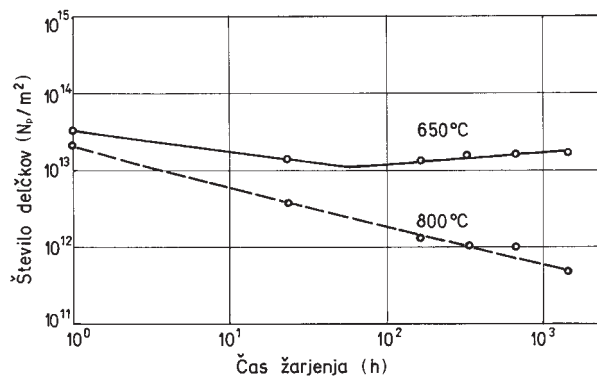
Slika 5: Kumulativna pogostost v odvisnosti od velikosti precipitatorov po popuščanju pri a) 650 in b) 800°C

Figure 5: Cumulative frequency in dependence of precipitates size after tempering at a) 650 and b) 800°C



Slika 6: Povprečna velikost izločkov v odvisnosti od časa žarjenja

Figure 6: Average size of particles in dependence of the annealing time



Slika 7: Število precipitatorov na enoto površine v odvisnosti od časa žarjenja

Figure 7: Number of particles per surface unity in dependence of the annealing time

Literaturni vir¹² navaja, da najdemo v jeklu z 12% Cr, 0,5% Mo in 1,8% W pri dovolj dolgem popuščanju poleg karbida $M_{23}C_6$ tudi karbide Mo_2C , VC in Laves-ove faze $(FeCr)_2(MoW)$. Zato je lahko nezveznost v odvisnosti med časom žarjenja pri 650°C in povprečno velikostjo precipitatorov oziroma številom precipitatorov tudi znak za tvorbo molibdenovega karbida in/ali Laves-ove faze $(FeCr)_2Mo$. Po podatkih iz literature^{1,13} začne Laves-ova faza nastajati pri temperaturi okrog 550°C in se nad 700°C ponovno raztopi, zato imamo pri žarjenju pri 800°C v jeklu le karbidne precipitate.

Na voljo so tudi prvi podatki analize sestave precipitatorov z metodo spektroskopije Auger-jevih elektronov. Za vzorec, popuščan 1344 ur pri 650°C, je analiza kvantitativno potrdila karbidno fazo $M_{23}C_6$. Ni pa potrdila navzočnosti molibdenovega karbida Mo_2C in Laves-ove faze $(FeCr)_2Mo$. Iz tega sklepamo, da so precipitati teh faz pri kratkem popuščanju verjetno pod ločljivo vzostjo Auger-jeve spektroskopije.

Za vzorec, popuščan 1344 ur pri 800°C pa je analiza pokazala karbidno fazo M_3C_2 , ki pa verjetno ne predstavlja povprečne sestave karbidne faze v jeklu. Iz oblike spektrogramov je mogoče sklepati, da je v jeklu, popuščanem pri 800°C, tudi karbid M_3C in nitrid VN, vendar pa še ni na voljo rezultatov točkovne analize, ki bi potrdili indikacijo s spektrogramov.

3.4 Deformacija jekla pri 100-urnem preizkusu lezenja pri 580°C

Hitrost lezenja in trajna deformacija vzorcev jekla sta bili določeni na osnovi 100-urnih preizkusov. Vsi preizkusi so potekali v enakih razmerah, to je pri napetosti 170 MPa in temperaturi 580°C, in sicer pri vzorcih jekla, ki so bili popuščeni 0,5, 7 in 1344 ur pri temperaturah 650 in 800°C.

Vpliv temperature in časa popuščanja na hitrost lezenja in skupno deformacijo je mogoče oceniti na osnovi **slike 8**, na kateri so predstavljene povprečne vrednosti paralelnih preizkusov. Hitrost lezenja se do 10

ur obremenitve hitro zmanjšuje, nato pa se asimptotično približuje neki konstantni vrednosti. Že med 50 in 100 urami obremenitve je razlika v hitrosti lezenja zelo majhna. Skupna deformacija pa v začetku obremenitve hitro zraste, nato pa se rast upočasni in jo lahko približno predstavimo kot parabolično funkcijo časa.

Drugačen je le potek krivulj za vzorec, popuščjen 1344 ur pri 800°C. Prva stopnja lezenja je podobna kot v prejšnjih primerih, druga pa je zelo kratka, in že po približno 15 urah obremenitve se začne tretja stopnja lezenja, pri kateri tako hitrost lezenja kot skupna deformacija zelo hitro raste z nadaljevanjem obremenitve.

Hornbogen⁶ navaja, da se v enakomerni disperziji precipitativ razmerje med povprečno velikostjo izločkov (d) in povprečno razdaljo med njimi (L) izračuna iz enačbe 1:

$$d = (\pi / 4) L f^{1/3} \quad (1)$$

če je f volumski delež faze, iz katere so precipitati.

Dalje isti vir navaja, da povezuje hitrost deformacije ($\dot{\epsilon}$) in razdaljo med izločki pri konstantni napetosti (σ , v našem primeru je $\sigma = 170$ MPa) enačba 2:

$$\dot{\epsilon} = (b^2 / kTG) \cdot L \cdot N_d \cdot \sigma^2 \cdot D \quad (2)$$

V izrazu so: b - Burgers-ov vektor ($b=2,87 \times 10^{-10}$ m za α -železo), k - Boltzmanova konstanta ($k=1,38 \times 10^{-2}$ Jm⁻¹K⁻¹), T - temperatura v K ($T=823$ K), G - strižni modul ($G=78,5 \times 10^5$ MPa za konstrukcijska jekla), N_d - gostota dislokacij (m⁻²), D - koeficient za samodifuzijo železa ($D=2,06 \times 10^{-19}$ m²s⁻¹).

Pri znani hitrosti lezenja lahko izračunamo gostoto dislokacij:

$$N_d = \dot{\epsilon} / bv \quad (3)$$

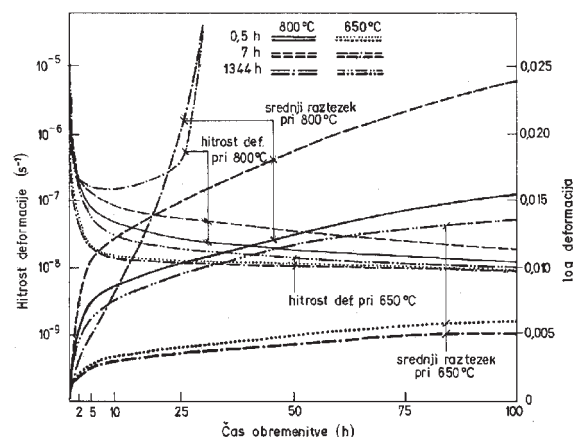
Hornbogen⁶ navaja tudi izraza, s katerima se izračuna hitrost gibanja dislokacij (v), in sicer v čisti kovini (v) in v kovini s precipitativ (v_p):

$$v = (b^2 / kT) \cdot \sigma \cdot D \quad (4)$$

$$v_p = (b / kTG) \cdot L \cdot \sigma^2 \cdot D \quad (5)$$

Rezultati teh izračunov so podani v **tabeli 2** in kažejo sprejemljivo korelacijo med hitrostjo deformacije ter razdaljo med izločki in hitrostjo dislokacij. Iz podatkov je razvidno, da se z večanjem razdalje med precipitativ večajo tudi: gostota prostih dislokacij, njihova hitrost in število dislokacij na izloček. Vendar so te razlike v jeklu, popuščjenem 0,5, 7 in 1344 ur pri 650°C, zelo majhne. Tako se npr. število dislokacij na izloček poveča od 0,297 na 0,755, ko se čas popuščanja poveča od 0,5 na 1344 ur. Povprečna razdalja med izločki se poveča samo od 0,127 μ m na 0,19 μ m.

Pri popuščanju pri temperaturi 800°C so te razlike večje. Pri podaljšanju popuščanja od 0,5 do 1344 ur se namreč poveča povprečna razdalja med precipitativ od 0,144 μ m na 1,11 μ m, število dislokacij na enoto površine se poveča za cca 15-krat, število dislokacij na izloček za približno 3 rede velikosti, hitrost gibanja



Slika 8: Vpliv temperature in časa popuščanja na hitrost lezenja in skupno deformacijo

Figure 8: The influence of temperature and annealing time on the creep rate and on the total deformation

dislokacij pa samo od $0,26 \times 10^{-22}$ na $2,04 \times 10^{-22}$ ms⁻¹, kar je za okoli osemkrat.

Deformacijsko vedenje jekla je torej zelo odvisno od parametrov popuščanja in sicer je vpliv temperature zelo izrazit, vpliv časa popuščanja pa je močnejši pri višji temperaturi.

Če poskusimo opredeliti, katera sprememba v mikrostrukturi je merodajna za skokovito zmanjšanje odpornosti jekla pri podaljšanju popuščanja do 1344 ur, ugotovimo, da to nista povprečna velikost in razdalja med precipitativ. Prej smo že ugotovili, da je po 7-urnem popuščanju ohranjen habitus martenzita, kar pomeni, da je v vsakem zrnju ferita oziroma martenzita mnogo podzrn, katerih meje so zasidrane s precipitativ. Upravičena je torej domneva, da taka podstruktura stabilizira tudi mrežo dislokacij, ki je nastala med popuščanjem, in

Temperatura 650°C			
Trajanje žarjenja (h)	0,5	7	1344
d (μ m)	0,0308	0,0426	0,046
L (μ m)	0,127	0,176	0,19
$\dot{\epsilon}$ (s ⁻¹)	$7,86 \times 10^{-9}$	$1,08 \times 10^{-8}$	$1,38 \times 10^{-8}$
N_p (m ⁻²)	$3,89 \times 10^{15}$	$1,99 \times 10^{15}$	$1,80 \times 10^{15}$
N_d (m ⁻²)	$1,16 \times 10^{13}$	$1,15 \times 10^{13}$	$1,36 \times 10^{13}$
N_d/N_p	0,297	0,578	0,755
V_d (ms ⁻¹)	$0,234 \times 10^{-22}$	$0,325 \times 10^{-22}$	$0,35 \times 10^{-22}$
Temperatura 800°C			
d (μ m)	0,035	0,071	0,27
L (μ m)	0,144	0,293	1,11
$\dot{\epsilon}$ (s ⁻¹)	$1,26 \times 10^{-8}$	$2,61 \times 10^{-8}$	$1,96 \times 10^{-6}$
N_p (m ⁻²)	$2,57 \times 10^{13}$	$6,53 \times 10^{12}$	$0,48 \times 10^{12}$
N_d (m ⁻²)	$1,64 \times 10^{11}$	$1,67 \times 10^{15}$	$3,36 \times 10^{14}$
N_d/N_p	0,637	2,551	689
V_d (ms ⁻¹)	$0,26 \times 10^{-22}$	$0,54 \times 10^{-22}$	$2,04 \times 10^{-22}$

Tabela 2: Povprečna velikost izločkov (d) in razdalja med njimi (L), hitrost lezenja ($\dot{\epsilon}$), število izločkov (N_p) in število dislokacij (N_d) na enoto površine, število dislokacij na izloček (N_d/N_p) in hitrost gibanja dislokacij (v_d)

dodatno, poleg precipitativ, povečuje deformacijsko odpornost jekla. Zato je zelo verjetno, da prosta pot gibanja dislokacij ni odvisna samo od povprečne razdalje med precipitativ, ampak tudi od njihove porazdelitve. V primeru ohranjenega martenzitnega habitusa se torej sinergijsko dopolnjujeta učinek precipitativ in njihove razporeditve, ki ima učinek pregrade. Tej pregradi se gibajoče dislokacije težje izognejo kot izoliranemu precipitativu, ker je v pregradah medsebojna razdalja precipitativ manjša, kot je povprečna razdalja med precipitativ v isti mikrostrukturi.

4 SKLEP

Temperaturna razlika med plamensko in dimno stranjo cevi je velika. Na osnovi trdote jekla po 1344 urah žarjenja sklepamo, da je več kot 50°C. Temperatura na dimni strani cevi je zadosti nizka, da se tudi po več 10000-urnem obratovanju pregrevalnika na dimni strani ohrani mikrostruktura, v kateri porazdelitev karbidnih precipitativ ohranja habitus martenzita, ki je nastal pri popuščanju cevi pred vgradnjo v parni kotel. S predpostavko, da je bila temperatura ves čas enakomerna, pokaže ekstrapolacija, da je bila na plamenski strani temperatura cevi približno 640°C, na dimni pa 580°C. Temperatura na plamenski strani pa je lahko bila mnogo višja, če je med obratovanjem kotla prišlo do kratkotrajnih temperaturnih preobremenitev cevi. Na plamenski strani so zaradi višje delovne temperature karbidni precipitativ porazdeljeni enakomerno v feritu. Tu ni več sledov prvotne morfologije martenzita. To je posledica intenzivnega poteka termično aktiviranih procesov, ki vodijo h koalescenci in s tem tudi prerazporeditvi karbidov.

Z upoštevanjem vseh eksperimentalnih rezultatov torej sklepamo, da na gibanje dislokacij, ki je prevladujoč proces hitrosti lezenja pri 100-urnem preizkusu, močneje vpliva porazdelitev precipitativ, kot pa njihova povprečna velikost. Precipitativ, ki so v nizih na manjši medsebojni oddaljenosti, kar je značilno za mikrostrukturo iz popuščenega martenzita, imajo večji oviralni vpliv na gibanje dislokacij, kot če bi bilo enako število precipitativ enakomerno porazdeljeno na isti površini.

Geometrijsko gledano je taka pregrada verjetno velika ovira za dislokacijo, ki jo mora obiti s plezanjem. Precipitativ v pregradi torej sinergično zavirajo deformacijo z lezenjem in večajo deformacijsko odpornost jekla. Dokler ostane ohranjen habitus martenzita s precipitativ v pregradah, ima jeklo večjo odpornost proti lezenju, kot če bi bila mikrostruktura iz ferita z enakim številom izločkov. Torej je razlika v hitrosti lezenja med jeklom iz iste 40 mm cevi, ki je bila izrezana iz parnega kotla po več 10000 urah uporabe, posledica dejstva, da je na dimni strani v veliki meri ohranjen habitus martenzita, na plamenski pa ne in so precipitativ enakomerno porazdeljeni v feritni matici.

5 LITERATURA

- ¹ J. Hald: *Steel Research*, 67 (1996) 369-374
- ² R. Blum, J. Hald, W. Bendick, A. Rosset in J. C. Vaillant: *VGB Kraftwerkstechnik*, 74 (1994) 641-652
- ³ J. Žvokelj in F. Vodopivec: Življenjska doba materialov v termoenergetskih napravah, *Poročilo MI Ljubljana*, št. 89-010, 1989
- ⁴ F. Vodopivec, B. Ule in J. Žvokelj: *Kovine, zlitine, tehnologije*, 31 (1997) 361-368
- ⁵ J. Žvokelj, F. Vodopivec in D. Kmetič: Vpliv termične obdelave cevi in jekla X20CrMoV121 na dobo trajanja v uporabi, *Poročilo MI Ljubljana*, št. C2-2557, 1987
- ⁶ E. Hornbogen: Einfluss von Teilchen einer zweiten Phase auf das Zeitstandverhalten v W. Dahl in W. Pitch: Festigkeit und Bruchverhalten bei höheren Temperaturen, Verlag Stahleisen, Düsseldorf, 1980, 31-52
- ⁷ E. Hornbogen in E. Minuth: *Arch. Eisenhüttenwes.*, 44 (1973) 621-628
- ⁸ E. Hornbogen: Festigkeitssteigerung durch Ausscheidung; Grundlagen des Festigkeits und Bruchverhaltens, Verlag Stahleisen, 1974, Düsseldorf, 86-100
- ⁹ D. Kmetič, B. Arzenšek in F. Vodopivec: Preiskave cevi pregrevalnika po dolgotrajnem obratovanju, *Sanacija termoenergetskih objektov*, Rogaška Slatina 1997, Izvlečki, 60
- ¹⁰ J. Žvokelj, D. Kmetič in F. Vodopivec: Mikrostrukturne značilnosti pri termični obdelavi jekla X20CrMoV121, 40. *Posvet o metalurgiji in kovinskih gradivih*, Portorož, oktober 1989, zbornik str. 285
- ¹¹ W. Pitch: Plastizität bei Versetzungsblokkierung durch angelagerte Fremdatome v W. Dahl und W. Pitch: Festigkeit und Bruchverhalten bei höheren Temperaturen, Verlag Stahleisen, Düsseldorf, 1980, 149-175
- ¹² H. H. Reichel: *VGB Kraftwerkstechnik*, 77 (1997) 920-926
- ¹³ V. Foldyna, Z. Kubon, M. Filip, K. H. Mayer in C. Berger: *Steel Research*, 67 (1996) 375-381
- ¹⁴ F. Vodopivec in B. Ralič: *Železarski zbornik*, 8 (1974) 217-222