

LOMNA ŽILAVOST K_{Ic} , MERILO ZA IZBIRO TOPLOTNE OBDELAVE HITROREZNIH JEKEL

K_{Ic} FRACTURE TOUGHNESS: A SELECTION CRITERION FOR THE HEAT TREATMENT OF HIGH-SPEED STEELS

Vojteh Leskovšek¹, Borivoj Šuštaršič¹, Tatjana Večko Pirtovšek²,
Ferdinand Grešovnik², Gorazd Jutriša¹

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

² Slovenske železarne, METAL RAVNE, d. o. o., Ravne na Koroškem
vojteh.leskovsek@imt.si

Prejem rokopisa - received: 2002-11-20; sprejem za objavo - accepted for publication: 2002-12-09

Vakuumsko toplotno obdelana orodja za delo v hladnem, ki so izdelana iz hitroreznih jekel, morajo zadovoljiti vedno večjim zahtevam v eksploataciji. Pri teh orodjih želimo imeti čim večjo žilavost ob enaki ali celo višji trdoti. Za izbrano hitrorežno jeklo BRM2 smo ugotovili vpliv vakuumske toplotne obdelave na sekundarno utrjevanje in lomno žilavost K_{Ic} v odvisnosti od temperature avstenitizacije 1230 °C in izbranih temperatur popuščenja med 500 °C in 630 °C. Izdelan je kombinirani diagram popuščenja, ki omogoča proizvajalcu hitroreznih jekel optimirati izhodno mikrostrukturo tovrstnih jekel, uporabnikom pa omogoča izbrati parametre vakuumske toplotne obdelave s ciljem doseči optimalno razmerje med trdoto in žilavostjo ter za dano kombinacijo del/orodje povečati vzdržljivost orodja za delo v hladnem in izboljšati kakovost izdelkov.

Ključne besede: hitrorežno jeklo, vakuumska toplotna obdelava, trdota, lomna žilavost

The vacuum heat treatment of high-speed steels for cold-working applications must satisfy ever greater demands regarding their exploitation, particularly in terms of greater toughness while maintaining or even increasing hardness. Results so far obtained for the investigated high-speed steel BRM2 showed that by means of vacuum heat treatment, the properties of the matrix, i.e. the hardness and the fracture toughness of the steel, can be changed within fairly wide boundaries. The high-speed steel BRM2 was vacuum quenched from 1230 °C and tempered between 500 °C and 630 °C. The influence of vacuum heat treatment on secondary hardness and fracture toughness was determined. The combined tempering chart, which was constructed for the investigated steel, helps the manufacturer optimise the initial microstructure and enables the user to define the parameters for vacuum heat treatment to obtain an optimum combination of hardness and fracture toughness for a given tool application.

Key words: high-speed steel, vacuum heat treatment, hardness, fracture toughness

1 UVOD

Lomi, makro- in mikrookruški rezilnih robov so pogosto vzrok za propadanje orodij za delo v hladnem, ki so izdelana iz hitroreznih jekel. Sposobnost jekla, da se upira tem pojavom, je opredeljena kot žilavost. Žilavost, ki jo lahko dosežemo pri hitroreznem jeklu, je omejena z diskontinuitetami v jeklu, kot so karbidi, karbidni skupki, in razporeditvijo karbidov v trakove. Pri obremenitvah se ob takšnih diskontinuitetah lahko pojavijo koncentracije napetosti, ki so tako velike, da pride do loma orodja, razen v primeru, ko se koncentracije napetosti lahko sprostijo z lokalnim plastičnim tokom na mikropodročju. Lomna žilavost je določena s porazdelitvijo lokalne napetosti pred vrhom razpoke v trenutku njenega napredovanja. Nestabilno napredovanje razpoke (krhko in hitro) porabi zelo malo energije, stabilno (duktilno in počasno) pa za napredovanje potrebuje energijo, ki se porabi večinoma za plastično deformacijo pred dekohezijo.

V primeru hitroreznih jekel, ki imajo v kaljenem in popuščnem stanju visoko trdnost in relativno nizko žilavost, je najprimernejša tehnika merjenja lomne žilavosti K_{Ic} , npr. s CT (Compact Tension) preizkušanci. Lomna žilavost je namreč lastnost le materiala, zato je

medsebojna primerjava med različnimi vrstami hitroreznih jekel možna in smiselna.

Merjenje žilavosti s Charpy V-preizkušanci v primeru hitroreznih jekel ni selektivno, ker je absorbirana energija tako nizka, značilno okoli 4 J in manj. Zato je zelo težko ugotoviti kakršnokoli razliko med različnimi vrstami hitroreznih jekel oziroma opredeliti vpliv različnih parametrov toplotne obdelave na njihovo žilavost.

Postopki rutinskega določevanja lomne žilavosti so že vrsto let standardizirani (ASTM E399-90). Pogosto se zgodi, da debeline orodij bodisi niso zadostne, da bi iz njih izdelali veljavne CT-preizkušance, ker nimamo na voljo ustreznih naprav za merjenje lomne žilavosti ali potrebujemo le okvirne vrednosti za K_{Ic} , za prve grobe ocene dopustnih napak na orodjih za delo v hladnem. V vseh takšnih primerih si lahko pomagamo z različnimi metodami za določevanje lomne žilavosti, kot je merjenjem lomne žilavosti jekel s preizkušanci majhnih dimenzij^{1,2} oziroma z uporabo korelacijskih enačb za računanje lomne žilavosti^{2,3}.

2 TEORETIČNI DEL

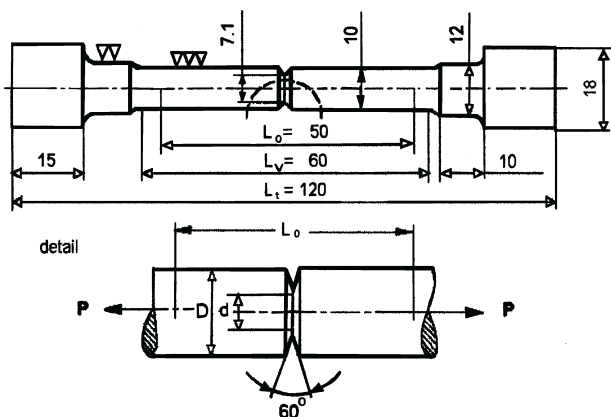
Trdota Rockwell-C je lastnost osnovne mikrostrukture hitroreznega jekla pod pogojem, da vtis ni na mestu,

kjer so veliki karbidi ali je njihova količina povečana. V kaljenem stanju je lahko trdota indikacija za temperaturo avstenitizacije, s katere je bilo orodje kaljeno. V kaljenem in popuščenem stanju je trdota za uporabnika pomembna, čeprav na osnovi trdote ni možno razlikovati med orodji, ki so bila kaljena in popuščena na različne načine. Na primer, enako trdoto lahko dosežemo s spreminjanjem kalilnih in popuščnih temperatur, ali samo s popuščanjem na eni ali drugi strani vrha sekundarnega utrjevanja. Zaradi tega je smiselno poleg trdote uvesti še dodatno merilo, in sicer lomno žilavost K_{Ic} , ki je zelo selektivna mehanska lastnost, občutljiva tako za temperaturo avstenitizacije kot tudi za temperaturo popuščanja.

Čeprav je merjenje lomne žilavosti že nekaj časa standardizirano, pa lomno žilavost merimo tudi s preizkušanci nestandardne oblike. Dokaj pogosta je uporaba cilindričnih nateznih preizkušancev z zarezo po obodu in utrujenostno razpoko v dnu zareze¹ (K_{Ic} -preizkušavec), **slika 1**.

Prednost takšnih preizkušancev je njihova radialna simetrija, zato so posebej primerni za študij vpliva mikrostrukture kovinskih materialov na njihovo lomno žilavost. Izoblikovanje mikrostrukture po obodu je namreč zaradi radialno simetričnega odvajanja toplote popolnoma uniformno. Pri merjenju lomne žilavosti trdih in krhkih kovinskih materialov, kjer nam zaradi velike zarezne občutljivosti le s težavo, če sploh, uspe izdelati razpoko z utrujanjem, lahko utrujenostno razpoko na tovrstnem preizkušancu izdelamo še pred končno toplotno obdelavo¹. Tudi ravninsko deformacijsko stanje je pri tej vrsti preizkušancev izoblikovano že pri nekoliko manjših dimenzijah kot pri konvencionalnem CT-preizkušancu.

Če je vedenje preizkušanca do loma linearno elastično, lahko za cilindrični natezni preizkušavec z zarezo po obodu in utrujenostno razpoko v dnu zareze (**slika 1**) to odvisnost zapišemo v naslednji obliki⁴:



Slika 1: Shematski prikaz cilindričnega nateznega preizkušanca za merjenje lomne žilavosti z zarezo po obodu in utrujenostno razpoko v dnu zareze¹. Vse dimenzije so v mm.

Figure 1: Circumferentially-notched and fatigue pre-cracked tensile test specimen¹. All dimensions are in mm.

$$K_{Ic} = \frac{P}{D^{3/2}} \left(-1,27 + 1,72 \frac{D}{d} \right) \quad (1)$$

pri čemer je d takoimenovani »utrujenostni premer«, to je premer ligamenta ob razpoki, P pa obremenitev pri lomu preizkušanca. Odvisnost (1) velja za razmerje $0,5 < d/D < 0,8$.

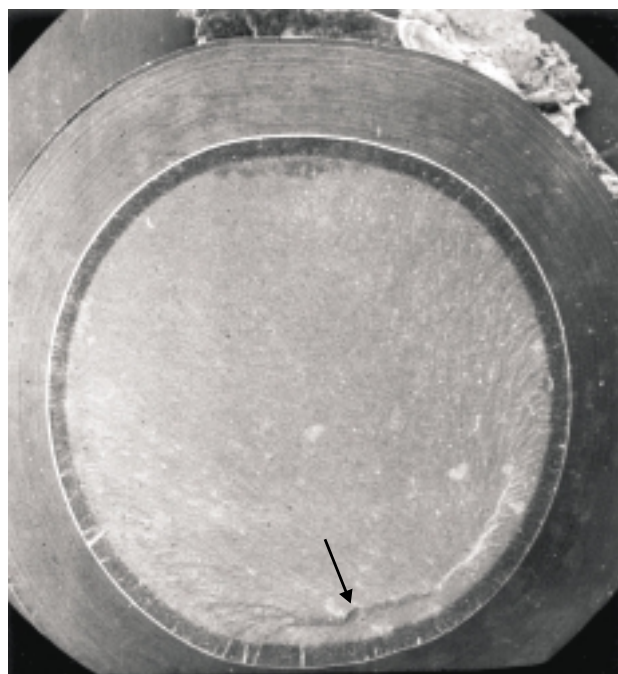
Zahteva po ravninskem deformacijskem stanju tudi v primeru cilindričnega nateznega preizkušanca z zarezo po obodu in utrujenostno razpoko v dnu zareze je minimalni potrebn premer tovrstnega preizkušanca. Shen Wei s sodelavci⁵ je dokazal, da mora biti pri cilindričnih nateznih preizkušancih z zarezo po obodu in utrujenostno razpoko v dnu zareze izpolnjen pogoj:

$$D \geq 1,5 \left(\frac{K_{Ic}}{\sigma_{ys}} \right)^2 \quad (2)$$

pri čemer je σ_{ys} napetost tečenja. Pri tem velja še zahteva, da minimalna dolžina preizkušanca L dosega vsaj $4D$.

Problemi merjenja lomne žilavosti s cilindričnimi nateznimi preizkušanci z zarezo po obodu in utrujenostno razpoko v dnu zareze so lahko povezani z ekscentričnostjo utrujanega področja, z otopitvijo korena utrujenostne razpoke ter pri hitroreznih jeklih z visoko trdoto celo z vplivom večjih karbidnih skupkov, ki so šibka mesta na prelomni površini¹.

Pri hitroreznih jeklih na prelomni površini cilindričnih nateznih preizkušancev z zarezo po obodu in



Slika 2: SEM-posnetek prelomne površine K_{Ic} -preizkušanca, izdelanega iz hitroreznega jekla BRM2, s šibkim mestom v obliki niza⁷, 10-kratna povečava

Figure 2: SEM image of a fracture surface containing a weak spot in the form of a cumulation of damage sites⁷ (K_{Ic} specimen from high-speed steel BRM2), 10 times magnification

Tabela 1: Kemična sestava v masnih deležih (%)**Table 1:** Chemical composition in weight (%)

C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo	V	Cu	W	Al	Sn	Co
0,87	0,28	0,285	0,025	0,010	4,030	0,125	4,765	1,73	0,13	6,37	0,013	0,017	0,059

utrujenostno razpoko v korenu zarezave praviloma vedno odkrijemo izolirano mesto reiniciacije razpoke (šibko mesto) oziroma značilne Chevronove linije, ki označujejo začetek loma oziroma smer propagacije razpoke, ki je lom povzročila ⁶ (slika 2).

Takšno mesto iniciacije je vedno nekoliko oddaljeno od frontne linije utrujenostne razpoke, tako da očitno nikoli ne gre za reiniciiranje v sami konici že obstoječe utrujenostne razpoke. Na sliki 2 je takšno šibko mesto v obliki niza na prelomni površini K_{Ic} -preizkušanca - navadno gre za skupke karbidov ⁶ - označeno s puščico.

S predhodnimi raziskavami ^{1,6} smo potrdili linearno odvisnost med lomno žilavostjo K_{Ic} in radialno oddaljenostjo x šibkega mesta od vrha utrujenostne razpoke, namreč $K_{Ic} = mx + b$. V tem primeru prava lomna žilavost sledi iz ekstrapolacije k $x = 0$, tj. v konico utrujenostne razpoke.

3 EKSPERIMENTALNI DEL

Za raziskavo je bilo izbrano konvencionalno izdelano hitrorežno jeklo BRM2 z naslednjo kemično sestavo, tabela 1.

Jeklo je bilo dobavljeno v obliki valjanih luščenih mehko žarjenih (maks. trdota 234 HB) palic ϕ 20 mm \times 3600 mm, ki so pripadale isti šarži. Palice smo označili s črkami od A do G. Iz palic A-G smo za vsako izbrano temperaturo popuščenja izdelali po dvajset K_{Ic} -preizkušancev, slika 1. Utrujenostno razpoko v dnu zarezave smo izdelali v vrtilno-upogibnem režimu še pred končno toplotno obdelavo.

K_{Ic} -preizkušanci so bili kaljeni s temperature avstenitizacije 1230 °C v toku N_2 pri 5 bar do 80 °C in dvakrat po eno uro popuščeni na 500 °C, 520 °C, 540 °C, 550 °C, 555 °C, 560 °C, 580 °C, 600 °C in 630 °C v vakuumski peči.

Merjenje lomne žilavosti smo opravili z univerzalnim nateznim elektrohavrličnim strojem tipa Instron 1255, in sicer s hitrostjo odmikavanja glav stroja 1 mm/min, ki je značilna za standardni natezni preizkus pri preizkusni dolžini 100 mm. Uporabili smo posebej v ta namen izdelani kardansko vpeti glavi, ki sta jamčili popolno aksialnost natezno delujoče obremenitve. Pri preizkusu smo vsakokrat zapisali odvisnost med natezno obremenitvijo in pomikom vse do loma preizkušanca. Ta odvisnost je bila v vseh primerih linearna, kar pomeni, da je bila zaradi linearno-elastičnega vedenja enačba (1) vseskozi veljavna.

Trdoto preiskovanega hitroreznega jekla smo v kaljenem in popuščenem stanju opravili z merilnikom trdote Wilson 4JR po Rockwell-u C v skladu z DIN 50

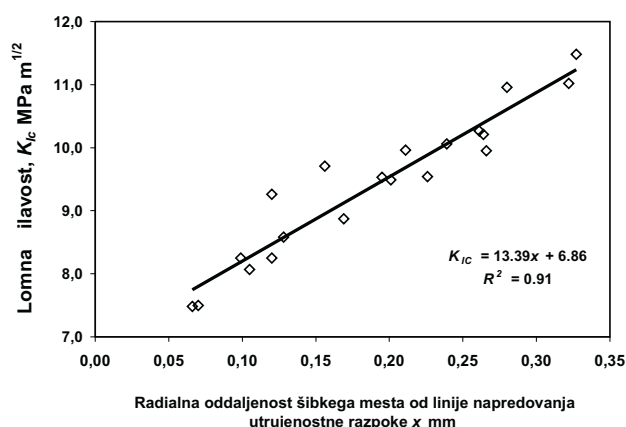
103 Bl.2 po meritvi lomne žilavosti na vsakem K_{Ic} -preizkušancu, in sicer na obeh straneh preizkušanca s premerom 12 mm, slika 1.

4 REZULTATI IN DISKUSIJA

Kot smo že omenili, lahko na prelomni površini cilindričnih nateznih preizkušancev z zarezavo po obodu in utrujenostno razpoko v korenu zarezave vedno odkrijemo izolirano mesto reiniciacije razpoke, t. i. šibko mesto. Z ozirom na to, da smo imeli za vsako skupino po 20 K_{Ic} -preizkušancev, pri katerih so bile meritve lomne žilavosti veljavne, smo še posebej pozorno analizirali odvisnost izmerjene lomne žilavosti od radialne oddaljenosti x . S statistično analizo smo ponovno potrdili, da je med izmerjeno lomno žilavostjo in položajem šibkega mesta na prelomni površini preizkušanca zelo tesna povezanost, saj je koeficient korelacije R pri vseh skupinah od 0,8 do 0,99. Kot primer je na sliki 3 prikazana statistična obdelava izmerjenih vrednosti lomne žilavosti K_{Ic} za sestavljeno skupino ABC, v kateri smo imeli K_{Ic} -preizkušance, ki smo jih izdelali iz palic A, B in C.

Na enak način smo določili lomno žilavost K_{Ic} za vse skupine K_{Ic} -preizkušancev, ki so bili kaljeni s temperature avstenitizacije 1230 °C in dvakrat po eno uro popuščeni v temperaturnem območju med 500 °C in 630 °C.

Rezultati meritev trdote Rockwell-C in lomne žilavosti posameznih skupin K_{Ic} -preizkušancev so zbrani v tabeli 2.



Slika 3: Razmerje med lomno žilavostjo jekla BRM2 in radialno oddaljenostjo šibkega mesta od linije napredovanja utrujenostne razpoke. Sestavljena skupina K_{Ic} -preizkušancev ABC

Figure 3: Relationship between the fracture toughness of the BRM2 steel and the radial distance of the main crack-initiation site from the fatigue-crack frontline. Composed group of K_{Ic} samples ABC

Tabela 2: Rezultati meritev trdote Rockwell-C in lomne žilavosti K_{Ic} **Table 2:** Results of Rockwell-C hardness and fracture toughness K_{Ic}

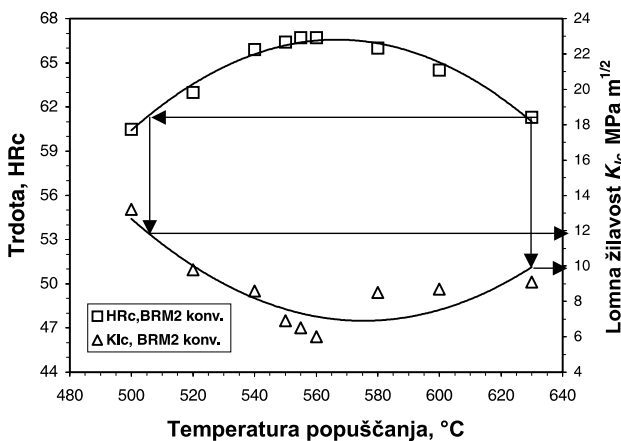
K_{Ic} -preizkušanci, skupina	Št. vzorcev	Temperatura popuščenja, °C	Trdota, HRC	Lomna žilavost K_{Ic} , MPa \sqrt{m}
A	20	500	60,5 ± 0,3	14,0
B	20	520	63,3 ± 0,8	9,8
C	20	540	65,9 ± 0,8	8,6
ABC	20	550	66,4 ± 0,4	6,9
D	20	555	66,7 ± 0,5	6,5
E	17	560	66,7 ± 0,4	5,9
F	20	580	66,0 ± 0,4	8,5
G	20	600	64,5 ± 0,5	8,7
DEFG	20	630	61,3 ± 0,7	9,1

Iz **tabele 2** je razvidno, da smo izmerili trdoto Rockwell C in lomno žilavost devetih skupin K_{Ic} -preizkušancev. Dve skupini (ABC in DEFG) sta bili sestavljeni iz K_{Ic} -preizkušancev, ki so bili izdelani iz različnih palic. Pri osmih skupinah so bile veljavne meritve pri vseh dvajsetih vzorcih. Pri skupini E pa smo imeli od dvajsetih meritev veljavnih sedemnajst. Pri tej skupini je že v fazi izdelave utrujenostne razpoke v korenu treh K_{Ic} -preizkušancev (mehko žarjeno stanje) v vrtilno upogibnem režimu pri enakih pogojih utrujanja utrujenostna razpoka napredovala skoraj do sredine preizkušanca. Iz analize pogojev utrujanja in s pregledom prelomne površine smo nedvoumno ugotovili, da prehitro napredovanje utrujenostne razpoke lahko pripišemo izključno povečani količini neraztopljenih

evtektičnih karbidov. Pri makroskopski analizi šibkih mest, ki se pojavljajo na vseh prelomnih površinah K_{Ic} -preizkušancev, je treba opozoriti, da so le-ta pri preiskovanem jeklu pojavljajo v obliki nizov⁷ in ne posamično, kot je to v primeru hitroreznega jekla, pri katerem je pojav karbidnih skupkov manj izrazit⁶. Iz dosedanjih opažanj lahko sklepamo, da tudi morfologija karbidnih skupkov lahko vpliva na lomno žilavost, saj so bile izmerjene vrednosti nižje od pričakovanih, to je izračunanih po enačbi³, ki upošteva tudi mikrostrukturne parametre.

Za konvencionalno izdelano hitrorežno jeklo BRM2, ki smo ga vakuumsko kalili s temperature avstenitizacije 1230 °C in dvakrat po eno uro popuščali v temperaturnem območju med 500 °C in 630 °C, smo konstruirali kombinirani diagram popuščenja, ki prikazuje potek trdote in lomne žilavosti K_{Ic} v odvisnosti od temperature popuščenja, **slika 4**.

Iz diagrama je razvidno, da lahko dosežemo enako trdoto pri popuščanju na eni ali drugi strani krivulje sekundarnega utrjevanja. Pri temu je dosežena lomna žilavost po popuščanju pod vrhom sekundarnega utrjevanja za 25 % višja v primerjavi z lomno žilavostjo, ki jo dobimo po popuščanju iznad vrha. Iz diagrama je prav tako razvidno, da je lomna žilavost zelo selektivna mehanska lastnost, ki omogoča ugotoviti tudi najmanjše razlike v lomni žilavosti, npr. že pri spremembi temperature popuščenja za 5 °C (skupina K_{Ic} -preizkušancev ABC, D in E). Pri skupini K_{Ic} -preizkušancev E in F, ki se nekoliko odmika od pričakovanih vrednosti lomne žilavosti, pa smo s fraktografskim in metalografskim pregledom šibkega mesta ugotovili večjo (E) oziroma manjšo (F) prisotnost karbidnih skupkov. Mikrofraktografska opazovanja prelomnih površin K_{Ic} -preizkušancev so pokazala, da je reiniciranje loma pri hitroreznem jeklu vedno povezano s pojavljanjem posameznih šibkih mest na prelomnih površinah. Opazovanje šibkih mest na frakturnih površinah K_{Ic} -preizkušancev pri večjih povečavah pa je potrdilo, da so za takšna mesta značilna s karbidnimi skupki povezana jamičasta duktilna področja. Za prakso so te ugotovitve zelo zanimive in uporabne, saj je splošno znano, da so hitrorežna jekla



K_{Ic} -preizkušanec: cilindrični natezni preizkušanec z zarezo po obodu in utrujenostno razpoko v dnu zareze ϕ 10 x 120 mm
temperatura avstenitizacije: 1230 °C
čas zadrževanja na temperaturi avstenitizacije: 120 s
ohlajanje: v toku N_2 pri tlaku 5 bar do temperature 80 °C
parameter ohlajanja $\lambda_{800-500}$: 0,55
popuščanje: 2 x 1h

Slika 4: Vpliv temperature popuščenja na trdoto HRC in lomno žilavost K_{Ic} vakuumsko toplotno obdelanega hitroreznega jekla BRM2
Figure 4: Effect of tempering temperature on the hardness HRC and fracture toughness K_{Ic} of the vacuum heat-treated high-speed steel BRM2

močno zarezno občutljiva, torej je poznanje njihove lomne žilavosti, ki vpliva tudi na hitrost napredovanja utrujenostne razpoke pri cikličnih obremenitvah (npr. pri malocikličnem utrujanju orodij za delo v hladnem), še posebej pomembno. Kajti s pravilno izbranimi parametri vakuumske toplotne obdelave lahko pri hitroreznem jeklu dosežemo optimalno razmerje med trdoto in žilavostjo in s tem boljšo vzdržljivost orodij za delo v hladnem.

5 SKLEP

Z opravljenim teoretičnim in eksperimentalnim delom smo ugotovili, da pri konvencionalno izdelanemu hitroreznemu jeklu BRM2, ki smo ga vakuumsko kalili s temperature avstenitizacije 1230 °C, s spremembo temperature popuščanja lahko v relativno širokem področju vplivamo na njegove mehanske lastnosti, tj. predvsem na razmerje med trdoto in lomno žilavostjo.

Kombinirani popuščni diagram, ki prikazuje potek trdote in lomne žilavosti K_{Ic} v odvisnosti od temperature popuščanja dokazuje, da je lomna žilavost K_{Ic} zelo selektivno merilo za izbiro toplotne obdelave hitroreznih jekel in je pomembno tako za proizvajalce hitroreznih jekel, saj omogoča optimiranje izhodne mikrostrukture, kot tudi za uporabnike.

Na osnovi kombiniranega diagrama popuščanja, ki smo ga izdelali za preiskovano hitrorežno jeklo BRM2, lahko uporabnik definira postopek vakuumske toplotne obdelave jekla za izbrano aplikacijo. Saj je splošno znano, da visoka trdota daje hitroreznemu jeklu dobro odpornost proti obrabi in visoko tlačno napetost tečenja, po drugi strani pa visoka lomna žilavost dela tako jeklo zarezno manj občutljivo in povečuje njegovo odpornost proti dinamičnim obremenitvam.

Torej, le dobro poznanje medsebojnih vplivov mehanskih in mikrostrukturnih lastnosti na lomno žilavost hitroreznih jekel uporabnikom hitroreznih jekel omogoča možnost pravilne izbire hitroreznega jekla (HIP, ASP, sintrano, EPŽ ali konvencionalno) kakor tudi možnost izbire procesa toplotne obdelave (solna kopel, zvrtničena plast ali vakuumska toplotna obdelava), da orodje, izdelano iz hitroreznega jekla doseže optimalno razmerje med trdoto in žilavostjo za dano kombinacijo izdelek/orodje.

Zahvala

Avtorji se zahvaljujejo Ministrstvu za gospodarstvo Republike Slovenije za financiranje projekta PRR 4010-236/01.

6 LITERATURA

- ¹ B. Ule, V. Leskovšek, B. Tuma, Estimation of plain strain fracture toughness of AISI M2 steel from precracked round-bar specimens, *Eng. Frac. Mech.* 65 (2000), 559/72
- ² B. Ule et al., Merjenje lomne žilavosti jekel s preizkušanci malih dimenzij, *RMZ* 36 (1989) 3, 509/19
- ³ Leskovšek V., Ule B. Fracture Toughness as a Criterion for Optimizing the Heat Treatment of High-speed Steel, *Heat Treatment of Metals* 28 (2001) 4, 39-45
- ⁴ Bueckner H. F.: ASTM-STP 381 (1965), 82
- ⁵ Shen Wei et al., Fracture toughness measurement by cylindrical specimen with ring-shaped crack, *Engineering Fracture Mechanics* 16 (1982) 1, 69-92
- ⁶ Leskovšek V. Optimization of the vacuum heat treatment of high-speed steels, University of Zagreb, 1999 (Ph. D. thesis)
- ⁷ I. Dlouhý, Z. Chlup & M. Holzmann; Local characteristic of (brittle) failure assessed from Charpy type specimen, *Notch Effects in Fatigue and Fracture*, Kluwer Academic Publisher, 2001, 127/47