

Razvoj modificirane metode za določevanje lomne žilavosti hitroreznega jekla, z cilindričnimi preizkušanci z zarezo po obodu

Development of a Modified Method for Determining Fracture Toughness of HSS with Non-standard Cylindrical Round-notched Tension Specimens

V. Leskovšek, B. Ule, A. Rodič, *Inštitut za kovinske materiale in tehnologije, Ljubljana*

Lomi, makrookruški in mikrookruški so vzrok propadanja rezilnih robov. Sposobnost jekla, da se upira tem pojavom, pa je poznana kot žilavost.

Hitrorežno jeklo ima upoštevanja vredno duktilnost, četudi preizkušanci z zarezo ali celo brez zareze pri Charpyjevem preizkusu niso dovolj selektivni, da bi nam omogočali določitev krhke oz. žilave narave loma. Za krhke materiale, med katere spada hitrorežno jeklo, je pomembno, da izberemo metodo preizkušanja, ki zazna že majhne spremembe duktilnosti jekla ter je selektivna in reproduktivna. Ena takih metod je določevanje lomne žilavosti. Lomna žilavost je sposobnost materiala, da se upira napredovanju neskončno ostre zareze zaradi delujočih napetosti. Preizkušanje po tej metodi obsega ustvarjanje atomarno ostre zareze, na primer s pulziranjem, temu pa sledi natezni preizkus.

Problemi pri ustvarjanju razpoke v korenu zareze so nas navedli na idejo, da metodo za določevanje lomne žilavosti s pomočjo cilindričnih preizkušancev z zarezo po obodu modificiramo. Doseženi rezultati pa so pokazali, da je modificirana metoda tudi dovolj selektivna. Osnovni namen modifikacije je, ustvariti razpoko kontrolirane globine v korenu zareze na mehko žarjenih cilindričnih preizkušancih z zarezo po obodu. Predpulzirane cilindrične preizkušance zatem vakuumsko toplotno obdelamo, temu pa sledi natezni preizkus.

Ključne besede: hitrorežno jeklo, karbidi, lomna žilavost, vakuumsko toplotna obdelava

Fractures, macro-chipping and micro-chipping are effects by which cutting edges are destroyed. The ability of a steel to resist these phenomena is known as its toughness.

HSS, however, possess appreciable ductility, although the notched or even unnotched specimens tested in the pendulum test would not be sensitive enough to discriminate between high and low levels of toughness. Therefore, it becomes important to use a method of testing which could detect small variation in ductility.

Fracture toughness is defined as the ability of a material to resist propagation of an infinitely sharp crack under stress. Testing by this method involves the introduction of a crack by some means, for example fatigue or impact, followed by tensile testing.

The failures in creating a fatigue crack at the notch root prove the establishment of fracture toughness for Č.7680 (M2) employing the modified method sensible. Its basic purpose is to obtain a circumferential crack of defined depth at the root of the machined notch on soft annealing specimens, followed by tensile test on specimens after vacuum heat treatment.

Key words: carbides, fracture toughness, HSS, vacuum heat treatment

1 Uvod

Lomi, makrookruški in mikrookruški so vzrok propadanja rezilnih robov. Sposobnost jekla, da se upira tem pojavom, je poznana kot žilavost. Žilavost, ki jo lahko dosežemo pri hitroreznem jeklu, je omejena z diskontinuitetami v jeklu (razporeditev karbidov v trakove, vključki žlindre itd.). 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. S toplotno obdelavo pa lahko poljubno spreminjamo lastnosti osnovne mikrostrukture znotraj širokega območja, ki je omejeno z napakami v materialu.

Zaradi vse višjih tehnoloških zahtev pri orodjih, izdelanih iz hitroreznih jekel z visokimi trdnostmi ter relativno nizkimi žilavostmi, varnosti orodij ne moremo več zagotoviti le s klasičnim trdnostnim izračunom. Zato

je nujno potrebno kvantificirati žilavost jekla še na bolj natančen način in ne zgolj empirično, kot je to pri klasičnem Charpyjevemu preizkusu, kjer je mogoča le določitev krhke oziroma žilave narave loma, in še to le za omejeno področje debelin. Pa tudi sicer merjenje Charpyjeve žilavosti pri zelo trdih orodnih jeklih ni več selektivno zaradi zelo nizkih žilavosti. Prav zato so za tovrstna jekla še posebej zanimivi koncepti mehanike loma.

V tako imenovani linearni elastomehaniki loma, kjer je obnašanje vse do loma povsem elastično, je merilo za porušitev faktor kritične intenzitete napetosti K_{IC} , ki ga imenujemo tudi lomna žilavost materiala. Lomna mehanika torej povezuje napetosti v materialu z velikostjo napak ter lomno žilavostjo materiala, zato prav merjenje lomne žilavosti postaja tako zelo pomembno za orodja, izdelana iz hitroreznih jekel.

Postopki rutinskega določevanja lomne žilavosti so že vrsto let standardizirani. Običajno uporabljamo za merjenje lomne žilavosti standardne CT preizkušance (Compact Tension). Preizkušavec z utrujenostno razpoko v korenu zarez (maksimalni faktor intenzitete napetosti v fazi utrujanja ne sme preseči 60% veljavne lomne žilavosti jekla), "statično" obremenjujemo in pri tem beležimo odvisnost med obremenitvijo ter odpiranjem ustja razpoke CT preizkušanca.

Pogosto se zgodi, da debeline orodij za delo v hladnem bodisi niso zadostne, da bi iz njih izdelali veljavne CT preizkušance, bodisi nimamo na voljo ustreznih naprav za merjenje lomne žilavosti, bodisi potrebujemo le okvirne vrednosti za K_{IC} za prve grobe ocene dopustnih napak na orodjih. V vseh takšnih primerih si lahko pomagamo z različnimi korelacijskimi formulami za računanje lomne žilavosti jekel.

Zaradi težav, na katere smo naleteli pri preizkušancih malih dimenzij, s katerimi smo želeli določiti lomno žilavost hitroreznih jekel po vakuumski toplotni obdelavi, smo se odločili, da modificiramo metodo merjenja lomne žilavosti z cilindričnimi nateznimi preizkušanci z zarezo po obodu. Metodo smo osvojili do te mere, da lahko s petimi cilindričnimi preizkušanci, ki so bili vakuumsko toplotno obdelani skupaj z orodjem, določimo lomno žilavost z napako $\pm 5\%$.

2 Teoretični del

Razen s preizkušanci standardne oblike¹, lahko lomno žilavost izmerimo tudi s preizkušanci nestandardne oblike, za katere pa je poznan kalibracijski koeficient Y iz enačbe:

$$K = Y \sigma \sqrt{\pi a} \quad (1)$$

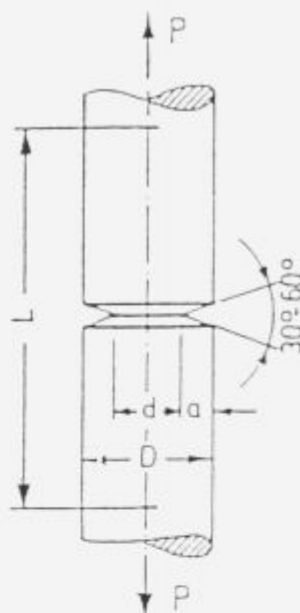
Pogosto uporabljajo na primer cilindrične natezne preizkušance z zarezo po obodu, kot je to prikazano na sliki 1. Po podatkih iz literature² je za tovrstne preizkušance odvisnost med napetostnim intenzitetnim faktorjem K_I , geometrijo preizkušanca ter aksialno delujočo natezno obremenitvijo P dana z izrazom:

$$K_I = \frac{P}{D^{3/2}}(-1.27 + 1.72D/d) \quad (2)$$

Ob tem pa mora biti izpolnjen pogoj:

$$0.5 < d/D < 0.8$$

Če je naraščanje natezne obremenitve P vse do loma preizkušanca z utrujenostno razpoko v korenu zarez



Slika 1. Nestandardni cilindrični natezni preizkušavec za merjenje lomne žilavosti z zarezo po obodu ter utrujenostno razpoko v korenu zarez.

Figure 1. Non-standard cylindrical round-notched tension specimen with fatigue crack in the notch root.

praktično linearno, potem z enačbo 2 lahko izmerimo faktor kritične intenzitete napetosti oziroma lomno žilavost K_{IC} jekla.

Na sliki 2 je prikazana prelomna površina cilindričnega preizkušanca z zarezo po obodu in utrujenostno razpoko v korenu zarez. Utrujenostno razpoko ustvarimo s pulziranjem preizkušanca pri primerno nizkem faktorju intenzitete napetosti, podobno kot je to tudi pri standardnih CT preizkušancih. Iz slike 2 lahko razberemo, da je širina utrujenostnega kolobarja nekoliko neenakomerna in da je zato položaj naglo zlomljenega osrednjega dela frakturne površine nekoliko ekscentričen v odnosu na zunanjo konturo preizkušanca. Napaka pri računanju pa zaradi tega ni velika, zlasti še, če običajno eliptično obliko frakturne površine aproksimiramo s krogom.

Zahteva po ravninskem deformacijskem stanju tudi v tem primeru pogojuje minimalni potreben premer tovrstnega preizkušanca. Shen Wei s sodelavci³ je dokazal, da mora biti pri cilindričnih preizkušancih z zarezo po obodu izpolnjen pogoj:

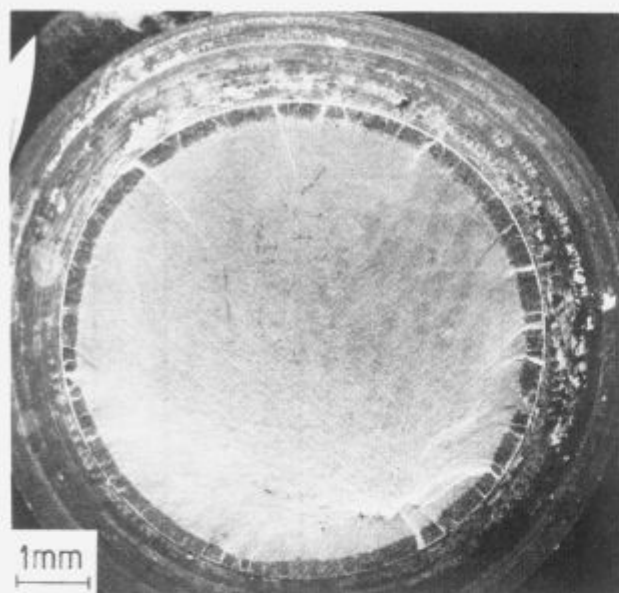
$$D \geq 1.5 \left(\frac{K_{Ic}}{\sigma_{0.2}} \right)^2 \quad (3)$$

analogno pogoju:

$$B \geq 2.5 \left(\frac{K_{Ic}}{\sigma_{0.2}} \right)^2 \quad (4)$$

pri standardnih CT preizkušancih. Pri tem pa velja še tudi zahteva, da minimalna dolžina preizkušanca L dosega vrednost vsaj $4D$.

Ugotovitev, da zadoščajo za merjenje lomne žilavosti tudi preizkušanci relativno majhnih premerov, je za prakso zelo pomembna, saj v takšnih primerih zaradi malih dimenzij in malih mas preizkušancev lahko relativno enostavno dosegamo izoblikovanje enake mikrostrukture po



Slika 2. Prelomna površina cilindričnega nateznega preizkušanca z obodno zarezo, s kolobarjastim področjem napredovanja utrujenostne razpoke, ki je ostro ločeno od osrednjega, naglo zlomljenega dela.

Premer (d) naglo zlomljene prelomne površine lahko izmerimo z optičnim mikroskopom.

Figure 2. Fracture surface of cylindrical round-notched tension specimen with circumferential fatigue crack propagation area which is sharply separated from the circular central suddenly fractured part. The diameter (d) of suddenly fractured area can be measured with an optical microscope.

celotnem volumnu preizkušanca, česar pri standardnih CT preizkušancih ne moremo vedno doseči. Cilindrični preizkušanci so razen tega osno simetrični, zato se pri kaljenju oblikuje enovita mikrostruktura po vsem obodu, torej po vsej dolžini razpoke, kar ne velja za bočne ploskve CT-preizkušancev. Poleg tega je prav za cilindrične preizkušance dobro znana Grossmanova soodvisnost med kaljivostjo jekla ter hitrostjo ohlajanja pri kaljenju, zato so tovrstni preizkušanci primerni za študij vpliva mikrostrukturnih variacij jekla na njegovo lomno žilavost.

Omeniti je treba še novejšo raziskavo Wang Chang⁴, ki je razvil uspešno metodo merjenja lomne žilavosti s cilindričnimi nateznimi preizkušanci z zarezo po obodu, pri čemer pa ti preizkušanci ne izpolnjujejo velikostnega kriterija — (enačba 3). Svojo metodo je zasnoval na spoznanju, da normalizirana krivulja soodvisnosti med obremenitvijo in pomikom, veljavna sicer za drobne preizkušance premera D , vsebuje tudi normalizirane krivulje geometrično podobnih preizkušancev večjih dimenzij (slednje predstavljajo različno dolge segmente izvorne krivulje, veljavne za male preizkušance premera D). Lomno žilavost K_{IC} je Wang Chang⁴ določil iz normalizirane krivulje ob sočasnem upoštevanju koncepta ekvivalentne energije. Rezultati, publikirani leta 1987, so dokaj spodbudni.

3 Eksperimentalni del z rezultati

V članku⁵ smo opisali probleme, na katere smo naleteli pri merjenju lomne žilavosti K_{IC} hitroreznega jekla Č.7680 s cilindričnimi nateznimi preizkušanci z zarezo po obodu, pri merjenju lomne žilavosti z gladkimi cilindričnimi

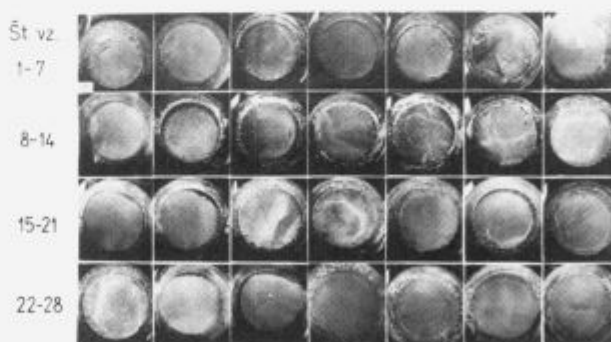
preizkušanci oz. pri merjenju lomne žilavosti s Charpy-V preizkušanci.

Dokaj uporabne rezultate smo dobili le po metodi določevanja lomne žilavosti s cilindričnimi preizkušanci z zarezo po obodu. Vrednosti lomne žilavosti, ki smo jih na ta način izmerili za hitrorežno jeklo Č.7680, so kazale dokaj veliko selektivnost glede na temperaturo avstenitizacije in zelo majhno glede na temperaturo popuščanja^{5,6}. Izmerjene vrednosti so bile relativno visoke in blizu onim, ki jih dosegamo pri utopnih jeklih. Vsled tega smo tako izmerjeno lomno žilavost poimenovali pogojna lomna žilavost K'_{IC} .

Iz analize rezultatov in izkušenj smo prišli na idejo, da bi metodo, opisano v poglavju 2, nekoliko modificirali, in sicer na ta način, da bi vakuumsko toplotno obdelali cilindrične natezne preizkušance z zarezo po obodu, ki so bili pulzirani do nastanka atomarno ostre zareze, že v mehko žarjenem stanju, pred vakuumsko toplotno obdelavo. Predpostavljali smo, da vakuumska toplotna obdelava predpulziranih cilindričnih preizkušancev ne bo imela pomembnega vpliva na površine razpoke in na sam koren atomarno ostre razpoke. Pred eventualnim vakuumskim difuzijskim varjenjem smo razpoko zaščitili s "stop off" barvo, ki preprečuje kakršen koli difuzijski proces.

Izdelali smo 28 cilindričnih nateznih preizkušancev z zarezo po obodu, ki smo jih pulzirali v mehko žarjenem stanju do pojava atomarno ostre razpoke, nato smo jih toplotno obdelali v vakuumski peči, kot kaže tabela 1.

Po vakuumski toplotni obdelavi smo cilindrične natezne preizkušance trgali na trgalnem stroju Instron. Prelomne površine smo slikali pri povečavi $10\times$ na SEM. Na ta način smo lahko zelo natančno dokumentirali prelomno površino, ki smo jo ustvarili s pulziranjem preizkušancev. Iz posnetkov na lepljenki, (slika 3), vidimo, da je širina utrujenostnega kolobarja neenakomerna in da je zato položaj naglo zlomljenega osrednjega dela frakturne površine ekscentričen v odnosu na obod preizkušanca. Napaka pri računanju pa zaradi tega ni velika, zlasti še, če običajno eliptično obliko frakturne površine aproksimiramo s krogom.



Slika 3. Prelomna površina predpulziranih cilindričnih nateznih preizkušancev z zarezo po obodu, po vakuumski toplotni obdelavi.
Figure 3. Fracture surface of pre-pulsated non-standard cylindrical round-notched tension specimens with circumferential fatigue crack propagation area, after the vacuum heat treatment.

Iz lepljenke, na kateri so prikazane vse prelomne površine, je razvidno, da nam vsled neizkušenosti, pri vsakem preizkušancu ni uspelo s pulziranjem ustvariti enake globine napredovanja utrujenostne razpoke, saj se koren razpok pri nekaterih konča tik pod površino. Ne glede na to pa nam je povečava prelomne površine $10\times$ omogočila,

Tabela 1. Vakuumska toplotna obdelava in mehanske lastnosti cilindričnih nateznih preizkušancev z zarezo po obodu, ki so bili predpulzirani v mehko žarjenem stanju

Št. nateznega preizkušanca z zarezo po obodu	Toplotna obdelava		Trdota HRC	Lomna žilavost K_{IC} MNm ^{-3/2}	Ocena pulziranja
	Kaljenje °C 2 min.	Popuščenje °C 2 × 1 h			
01	1050	510	60	18.66	D**
02			60	18.90	D
03	1050	540	60.2	18.26	D
04			60.5	10.7	D
05	1050	570	58.3	17.0	ZD***
06			58.7	14.6	S*
07	1050	600	52	15.49	ZD
08			52	17.38	ZD
09	1100	510	61.5	17.81	ZD
10			61.8	16.74	ZD
11	1100	540	62.2	15.03	D
12			62.5	16.34	D
13	1100	570	60.7	18.72	D
14			61.3	15.94	D
15	1100	600	54	18.48	ZD
16			55	15.49	ZD
17	1150	510	60.7	21.16	D
18			60.7	15.36	S
19	1150	540	63.3	12.13	D
20			64	14.14	ZD
21	1150	570	63.2	10.6	S
22			63.5	18.8	S
23	1150	600	57.8	15.23	ZD
24			58	16.02	ZD
25	1230	510	62.3	17.77	S
26	1230	540	64.8	10.55	S
27	1230	570	65.3	12.08	S
28	1230	600	63.2	12.95	S

S* — slabo, D** — dobro, ZD*** — zelo dobro

da smo lahko dovolj natančno izmerili velikost frakture površine, kar omogoča dobro aproksimacijo s krogom, katerega premer d upoštevamo pri izračunu lomne žilavosti K_{IC} po enačbi 2.

Vrednosti lomne žilavosti K_{IC} , ki smo jih na ta način izračunali, so podane v tabeli 1. S primerjanjem vrednosti med paralelkama lahko ugotovimo, da je razlika med paralelkami, pri katerih je bilo izvedeno pravilno pulziranje in smo jih označili z ZD in D, od 0.24–3.23 MNm^{-3/2} (1.3%–20.9%), razen v enem primeru, ko je to odstopanje večje. Pri slabo pulziranih preizkušancih, označili smo jih s S, pri katerih je koren razpoke tik pod površino, je odstopanje tudi do 8.2 MNm^{-3/2} (77.5%), kar je vsekakor veliko.

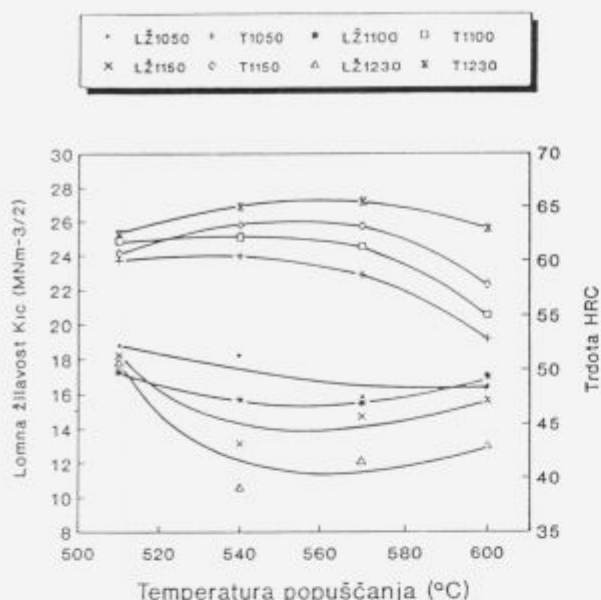
Na osnovi izmerjenih vrednosti smo izdelali za hitrorežno jeklo Č.7680 diagram (slika 4), ki kaže odvisnost lomne žilavosti in trdote od temperature avstenitizacije in temperature popuščenja. Kot kriterij smo upoštevali srednjo vrednost pri tistih paralelkah, pri katerih smo izgled oblike utrujenostnega kolobarja označili z oznakami ZD in D, pri ostalih pa smo upoštevali tisto vrednost lomne žilavosti, ki

smo jo izmerili na preizkušancu z boljšim izgledom utrujenostnega kolobarja.

Iz dosedanjih izkušenj, ki smo si jih pridobili z merjenjem lomne žilavosti K_{IC} , sklepamo, da bi bilo za določitev absolutnih vrednosti lomne žilavosti v območju natančnosti $\pm 5\%$ potrebno upoštevati večje število nateznih cilindričnih preizkušancev vsaj 5. To pomeni, da bomo v praksi upoštevali le meritve, ki se med seboj razlikujejo za največ $\pm 5\%$.

Rezultati merjenja lomne žilavosti hitroreznega jekla Č.7680 kažejo, da smo na ta način presegle težave, ki smo jih imeli pri ustvarjanju utrujenostne razpoke v korenu zareze na toplotno obdelanih preizkušancih.

Vpliv lomne žilavosti na lastnosti hitroreznega jekla in na njegovo obnašanje v eksploataciji še ni v celoti pojasnjen. Obstajajo tako razlike v obnašanju med posameznimi kvalitetami, kot tudi med hitroreznimi jekli, izdelanimi na različne načine. V nadaljevanju bomo skušali povzeti nekaj ocen na osnovi vrednosti K_{IC} , ki smo jih določili s pomočjo zgoraj opisane metode, ob upoštevanju rezulta-



Slika 4. Vpliv temperature avstenitizacije in popuščanja na lomno žilavost K_{IC} in trdoto vakuumsko toplotno obdelanega hitroreznega jekla Č.7680 (LŽ — lomna žilavost, T — trdota).

Figure 4. Effect of austenitizing and tempering temperature of the fracture toughness and hardness for Č.7680 HSS (AISI M2). LŽ — fracture toughness, T — hardness.

tov G. Hoyle⁸, ki je do podobnih rezultatov za hitrorežno jeklo prišel z običajno metodo merjenja lomne žilavosti s standardnimi CT preizkušanci.

Pri trdotah pod 50 HRC, ki pa za prakso niso zanimive, je lomna žilavost odvisna samo od trdote preizkušanca⁸.

Pri višjih trdotah lomna žilavost hitroreznega jekla Č.7680 pada linearno z naraščajočo temperaturo avstenitizacije, kot to sledi iz **slike 4**. G. Hoyle⁸ je ugotovil, da je lomna žilavost pri hitroreznih jeklih s trdoto nad 60 HRC odvisna od osnovne mikrostrukture in se spreminja linearno s spreminjanjem trdote.

Vplive popuščanja na lomno žilavost hitroreznega jekla Č.7680 v temperaturnem območju med 500 in 600°, ki je pomembno za prakso, lahko spremljamo na istem diagramu. Kot smo pričakovali, se pojavljajo najnižje vrednosti lomne žilavosti pri največjem sekundarnem utrjevanju, t.j. pri najvišjih trdotah. Čisti učinek popuščanja pripisujemo kombinaciji sproščanja napetosti in zmanjšanja duktilnosti zaradi sekundarnega utrjanja.

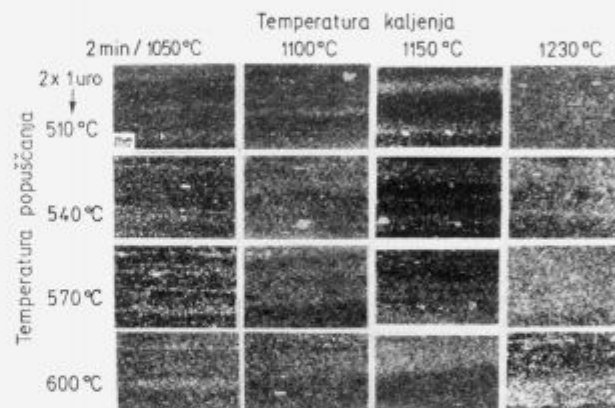
G. Hoyle⁸ je preiskoval tudi območje nizkotemperaturnega popuščanja, t.j. popuščanja od 0 do 500° in ugotovil podobne visoke vrednosti za lomno žilavost, kot jih dosežemo pri popuščanju na konvencionalni temperaturi, ki je 25° nad temperaturo največjega sekundarnega utrjanja. Visoke vrednosti lomne žilavosti v tem območju, ki se zdijo zelo obetavne, so posledica zaostalega avstenita, le ta pa se lahko kasneje preobrazí, kar pomeni, da so orodja v eksploataciji dimenzijsko nestabilna.

V praksi ugotavljamo, da je diagram na **sliki 4** že v tej fazi zelo uporaben, saj nam dovolj natančno kaže parametre vakuumске toplotne obdelave, s katerimi lahko dosežemo, za dano kombinacijo del/orodje, optimalni kompromis med trdoto in lomno žilavostjo K_{IC} .

3.1 Vpliv mikrostrukture vakuumsko toplotno obdelanega hitroreznega jekla Č.7680 na lomno žilavost

Analizirali smo mikrostrukturo cilindričnih preizkušancev z zarezo po obodu, ki so bili vakuumsko toplotno obdelani (tabela 1).

S primerjavo mikrostruktur na optičnem mikroskopu med vzorci na **sliki 5** opazimo, da so meje avstenitnih zrn izrazitejšje markirane le na vzorcih, ki so bili kaljeni s temperature avstenitizacije 1230° in deloma 1150° ter dvakrat popuščeni. Iz izoblikovanja karbidov in njihove razporeditve sklepamo, da so bili evtektski karbidi v litem stanju izredno drobni. Jeklo je bilo od litja do končne plastične predelave dolgo časa v območju visokih temperatur, karbidi so deloma koagulirali in so vsled tega posamezna karbidna zrna večja. Medtem, ko je na **sliki 5** na levi strani moč opaziti številne drobne karbide v trakasti razporeditvi, kar je povezano tudi z izcejanjem legirnih elementov v osnovni mikrostrukturi pa tega na desni strani (temp. avstenitizacije 1230°) ni več mogoče opaziti. Poleg karbidne trakavosti smo opazili tudi trakavost osnovne mikrostrukture, kar povezujemo z izcejanjem legirnih elementov.



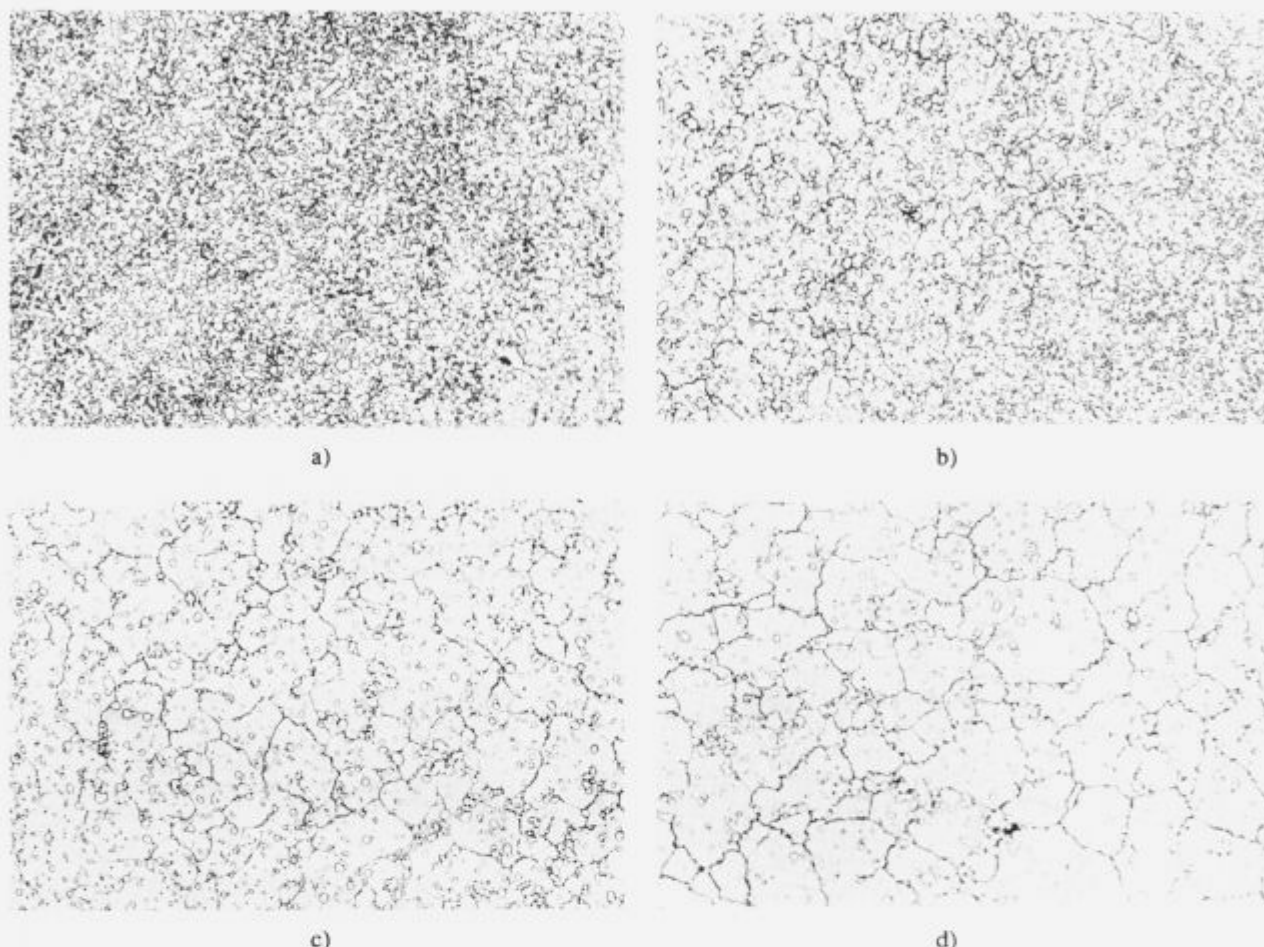
Slika 5. Mikrostruktura vakuumsko kaljenih in popuščanih vzorcev, na optičnem mikroskopu.

Figure 5. Microstructure of vacuum hardened and tempered specimens examined in optical microscope.

Razlike v mikrostrukturi na optičnem mikroskopu so močno opazne na vzorcih, ki so bili vakuumsko kaljeni z različnih temperatur avstenitizacije, (**slika 6**). Razlika je v velikosti avstenitnih zrn in v količini karbidov. Z rastočo temperaturo avstenitizacije narašča velikost avstenitnih zrn in odstotek zaostalega avstenita, količina karbidov pa pada. Velikost avstenitnega zrna smo določili po SG za vsako temperaturo avstenitizacije, vrednosti so podane na **sliki 6**.

Hitrorežno jeklo Č.7680 je popuščno obstojno in ima izraženo sekundarno trdoto. Vrh sekundarne trdote se premika od popuščne temperature 500° do 570°C. Z rastočo temperaturo avstenitizacije se vrh sekundarne trdote pomika k višjim popuščnim temperaturam, (**slika 4**). Sekundarno trdoto pripisujemo razpadu zaostalega avstenita in tvorbi posebnih karbidov. Padec trdote, po vrhu sekundarne trdote pripisujemo izgubi koherentnosti izločenih karbidov ter njihovi koagulaciji.

Pri prvem popuščanju na temperaturah sekundarne trdote destabiliziramo zaostali avstenit, iz katerega se pri ohlajanju tvori martenzit. Pri drugem popuščanju se ta martenzit popusti, iz preostalega zaostalega avstenita pa se tvori pri ohlajanju še nekaj martenzita. Običajno ima

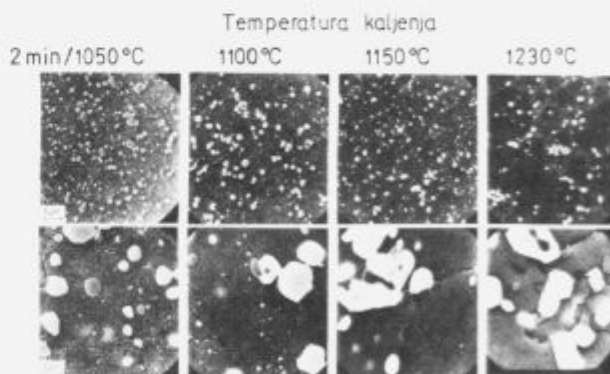


Slika 6. Mikrostrukture in velikosti avstenitnih zrn vakuumsko kaljenih vzorcev z različnih temperatur avstenitizacije. a) Mikrostruktura po kaljenju s temperature 1050°C, SG 21, pov. 500×, b) Mikrostruktura po kaljenju s temperature 1100°C, SG 18, pov. 500×, c) Mikrostruktura po kaljenju s temperature 1150°C, SG 13, pov. 500×, d) Mikrostruktura po kaljenju s temperature 1230°C, SG 8, pov. 500×.

Figure 6. Microstructure and austenite grain size Č.7680 HSS (AISI M2) of vacuum hardened specimens from various hardening temperatures. a) Microstructure after the hardening from 1050°C, SG 21. Mag. 500×, b) Microstructure after the hardening from 1100°C, SG 18. Mag. 500×, c) Microstructure after the hardening from 1150°C, SG 13. Mag. 500×, d) Microstructure after the hardening from 1230°C, SG 8. Mag. 500×.

hitreznega jekla Č.7680 po drugem popuščanju pod 1 vol. % zaostalega avstenita⁶. Martenzit, ki nastane iz zaostalega avstenita, je v večini primerov nižje ogljičen, ker se na temperaturi popuščanja iz zaostalega avstenita izločajo karbidi. S primerjavo mikrostruktur na **sliki 7**, kjer so posnetki kaljenih vzorcev, z mikrostrukturami na **sliki 8**, na kateri so posnetki kaljenih in popuščenih vzorcev, smo opazili, da se je izločilo več karbidov med popuščanjem v vzorcih, ki so bili kaljeni iz nižjih temperatur avstenitizacije. Karbidni izločki, ki so nastali pri popuščanju vzorcev, kaljenih s temperature avstenitizacije 1050° in 1100°, so paličaste oblike in dolgi približno 0,3–0,5 μm. Izločkov paličaste oblike pri vzorcih, ki so bili kaljeni s temperature avstenitizacije 1150° in 1230° ter popuščeni, nismo opazili v taki meri, kot pri vzorcih kaljenih z nižjih temperatur avstenitizacije, ali pa jih spričo heterogenejšega videza mikrostrukture ne opazimo. Še manjših submikroskopskih izločkov, ki močno utrpjujejo osnovno mikrostrukturo pa sploh ne moremo videti, saj bi zato potrebovali TEM tehniko opazovanja.

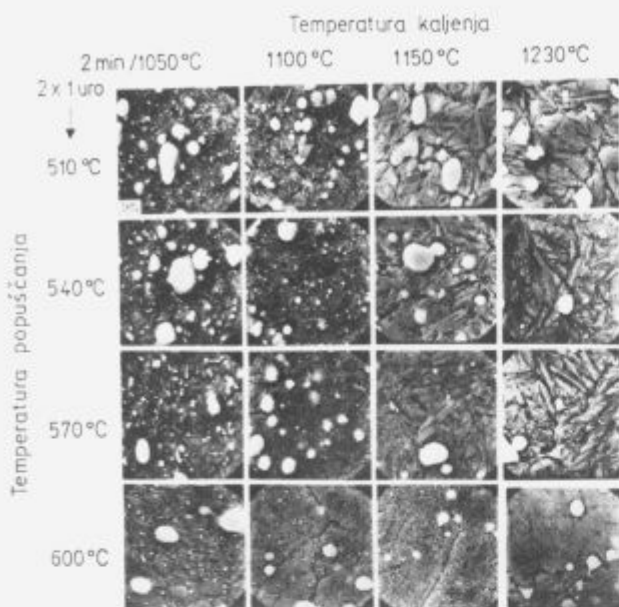
Slika 8 potrjuje ugotovitve z optičnega mikroskopa, da se namreč količina drobnih karbidov s povišanjem temperature avstenitizacije zmanjšuje. Razen tega opazimo, da se



Slika 7. Mikrostrukture vakuumsko kaljenih vzorcev, posnete na SEM.

Figure 7. Microstructure of vacuum hardened specimens examined by SEM.

pri višjih temperaturah, zlasti pri 1230°, veliki karbidi na stičiščih zrn že deloma raztapljajo in oblagajo bližnje meje zrn zaradi spremenjene površinske napetosti fazne meje os-



Slika 8. Mikrostrukture vakuumsko kaljenih in popušenih vzorcev, posnetih na SEM.
Figure 8. Microstructure of vacuum hardened and tempered specimens examined by SEM.

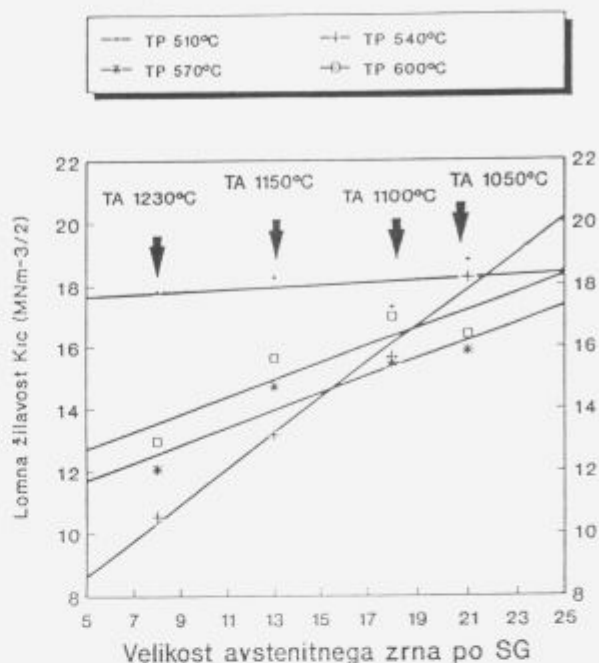
novna mikrostruktura-karbidi oz. kapilarnega efekta. Na ta način lahko razložimo močnejše markirane meje zrn, kot to opazimo v optičnem mikroskopu. Mikrostruktura je v vseh primerih martenzitnega tipa, saj so eventualno prisotne količine zaostalega avstenita (1 do največ 5%) premajhne, da bi jih lahko zanesljivo določili v tako heterogeni mikrostrukturi.

Mikroskopska analiza na optičnem in rastrskem elektronskem mikroskopu nam nazorno kaže, kako pri vakuumski toplotni obdelavi hitroreznega jekla Č.7680 z rastočo temperaturo avstenitizacije raste topnost karbidov, rastejo avstenitna zrna in martenzitne igle. Meje avstenitnih zrn pa so vse bolj obložene s karbidno fazo. Vsi ti dejavniki, razen raztapljanja karbidne faze, vplivajo negativno na lomno žilavost K_{IC} hitroreznega jekla Č.7680.

To potrjuje ugotovitev, do katere smo prišli s pomočjo preje opisane metode merjenja, da se lomna žilavost K_{IC} , za hitrorezno jeklo Č.7680 povečuje z zniževanjem temperature avstenitizacije. Temperaturo avstenitizacije pa lahko znižujemo le do tiste temperature, ki še zagotavlja orodju dovolj visoko trdoto po popušanju. V praksi to pomeni, da mora imeti orodje, izdelano iz hitroreznega jekla Č.7680, dovolj visoko tlačno mejo plastičnosti $R_{e(0.2)}$, da preprečimo nevarnost plastične deformacije orodja.

Na osnovi dosedanjih spoznanj smo izdelali diagram na sliki 9, v katerem je grafično prikazana odvisnost lomne žilavosti, ki smo jo določili s pomočjo predpulziranih vakuumsko toplotno obdelanih cilindričnih preizkušancev z zarezo po obodu iz hitroreznega jekla Č.7680, od velikosti avstenitnega zrna. To pomeni, da smo uspeli na istem diagramu zajeti tehnološke parametre vakuumске toplotne obdelave, mehanske lastnosti in mikrostrukturo vakuumsko toplotno obdelanih preizkušancev. Iz diagrama je razvidno, da lomna žilavost, za temperature popuščanja 540°, 570° in 600°, bolj ali manj narašča v odvisnosti od velikosti avstenitnega zrna, kar se lepo ujema z dosedanjimi dognanji, neizrazito pa je to za temperaturo popuščanja 510°.

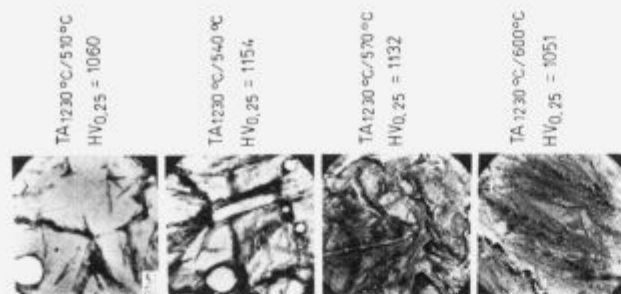
Presenetljivo je dejstvo, da imamo lahko pri enako velikih avstenitnih zrnih, v temperaturnem intervalu popuščanja med 510 in 600°, na primer 8 po SG, zelo različne vrednosti lomne žilavosti, in sicer med 17,77 in 10,55 $MNm^{-3/2}$.



Slika 9. Vpliv velikosti avstenitnega zrna na lomno žilavost hitroreznega jekla Č.7680 (TP — temperatura popuščanja, TA — temperatura avstenitizacije).
Figure 9. Influence of austenite grain size on the fracture toughness of Č.7680 HSS (AISI M2). (TP — tempering temperature, TA — hardening temperature).

Zelo različne lomne žilavosti pri enako velikih avstenitnih zrnih, oziroma skoraj konstantna lomna žilavost jekla, ki je bilo popuščeno pri 510°, pred tem pa kaljeno iz različnih temperatur avstenitizacije in ima zato različno velika zrna, govori v prid domnevi, da velikost zrn ni glavni in odločilni parameter vplivanja na lomno žilavost jekla. Iz poslednje (navpične) kolone na sliki 8 je videti, da tudi obloženost zrn, ki je pri vseh temperaturah popuščanja bolj ali manj prisotna — saj je posledica temperature avstenitizacije — ne vpliva bistveno na lomno žilavost, saj je ta pri vzorcih, popušenih pri 510°, bistveno višja kot pri onih, popušenih pri višjih temperaturah. Na različno lomno žilavost vplivajo torej drugi faktorji, zlasti sta to sama trdota osnovne mikrostrukture in pa delež zaostalega avstenita v mikrostrukturi. Poznano je, da z rastočo temperaturo avstenitizacije raste odstotek zaostalega avstenita in raste velikost avstenitnih zrn. Predpostavljamo, da si ta dva dejavnika po svojem učinkovanju na lomno žilavost nasprotujeta, zato je pri popušanju na 510° lomna žilavost za vse temperature kaljenja skoraj enaka, vendar moramo to domnevo še potrditi.

Omenjeni pojav smo skušali analizirati s pomočjo metalografske analize na SEM pri povečavi 20 000× ter z meritvami mikrotrdote osnovne strukture preizkušancev, ki so bili kaljeni s temperature avstenitizacije 1230° in dvakrat popuščeni po 1 h na temperaturah 510°, 540°, 570° in 600°. Metalografska analiza (slika 10) pa tudi pri povečavi 20 000× ne more dati ustrezen odgovor pri tovrstni tehniki (SEM). Opazili smo sicer izločke, ki pa jih na osnovi metalografskih posnetkov nismo mogli identificirati. Meritve



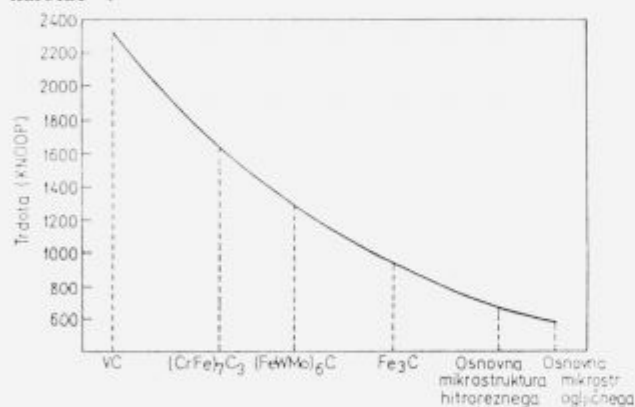
Slika 10. Mikrostruktura vakuumsko kaljenih in popušenih vzorcev, s pripadajočimi mikrotrdotami.

Figure 10. Microstructure of vacuum hardened and tempered specimens with corresponding microhardnesses.

mikrotrdot osnovne mikrostrukture niso dale zadovoljivih rezultatov, na osnovi katerih bi lahko razložili ta pojav. Z ozirom na to, da se v temperaturnem območju popuščenja nahajamo v območju med perlitnim in bainitnim nosom v izotermalnem TTT diagramu⁹, sklepamo, da je ta pojav povezan s popuščnimi efekti. Zato ocenjujemo, da bi z analizo substrukture na transmisijskem elektronskem mikroskopu lahko zadovoljivo pojasnili zgoraj omenjeni pojav.

3.2 Analiza karbidnih zrn

V splošnem zavisi odpornost proti obrabi od trdote osnovne mikrostrukture, vrste karbidov in razmerja med karbidi in razpoložljivo površino. Odpornost proti obrabi pri hitroreznih jeklih se povečuje sorazmerno s celotno prostornino karbidov in tudi njihovo trdoto. V diagramu na sliki 11 so podane orientacijske vrednosti trdot za nekatere karbide¹⁰.



Slika 11. Primerjalne vrednosti trdot, karbidov, ki jih najdemo v hitroreznih jeklih¹⁰.

Figure 11. Comparative hardness of carbides being found in HSS¹⁰.

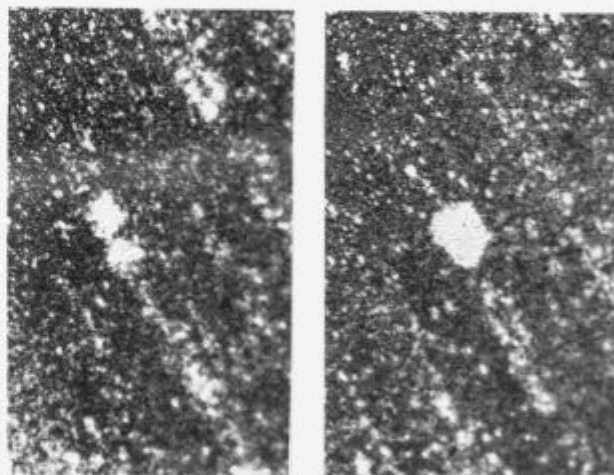
Kot je razvidno iz diagrama ima vanadijev karbid VC trdote od 2200 do 2400 HV, zato je njegov vpliv na odpornost proti obrabi pri hitroreznih jeklih največji.

Malkiewicz¹¹ je raziskoval raztapljanje karbidov v hitroreznih jeklih v odvisnosti od temperature in časa avstenitizacije. Ugotovil je, da količina raztopljene karbidne faze močno narašča v prvi minuti na temperaturi avstenitizacije, med 1 in 10 minuto so krivulje raztapljanja položnejše, po 10 minutah pa se krivulje raztapljanja asimptotično bližajo ravnotežnemu stanju za dano temperaturo.

V hitroreznem jeklu Č.7680 je v žarjenem stanju približno 27% karbidne faze⁸. Prisotni so karbidi vrste $M_{23}C_6$, M_6C in MC. Začetek raztapljanja karbidov je na temperaturi 900°. V temperaturnem intervalu 900–1100° se raztapljajo karbidi vrste $M_{23}C_6$. Karbidi, vrste M_6C se raztapljajo v temperaturnem intervalu 1150° do solidus temperature, manjši odstotek pa se jih raztopi šele na likvidus temperaturi. MC karbidi pa se komajda raztapljajo in so prisotni še v veliki meri na likvidus temperaturi.

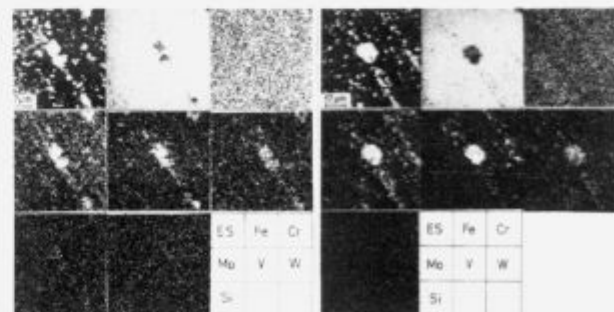
Fazne sestave za posamezne kalilne temperature nismo določali, vendar se že s primerjavo mikrostruktur na SEM sliki 7 opazi, da količina karbidov z rastočo temperaturo avstenitizacije upada. Vidimo tudi, da so karbidi vrste $M_{23}C_6$ drobni in razmeroma enakomerno porazdeljeni.

Slika 12 kaže mikrostrukturo zmesnih karbidov na optičnem mikroskopu, kjer vidimo karbide vrste M_6C in MC, ki so v veliki večini zraščeni v eno večje zrno. Dve zraščeni zrna smo analizirali z mikroanalizatorjem na vzorcu, ki je bil kaljen s temperaturo 1230°. Na sliki 13 vidimo porazdelitev legirnih elementov Fe, Cr, Mo, V, W in Si. Iz analize je razvidno, da so karbidi dveh vrst in sicer MC karbidi — $(MoV)C$ in M_6C karbidi — $(MoVW)_6C$. Kroma je v karbidih približno toliko, kot v osnovi, železa pa v karbidih tipa M_6C in MC skorajda ni.



Slika 12. Mikrostruktura zmesnih karbidov na optičnem mikroskopu pri povečavi 500x.

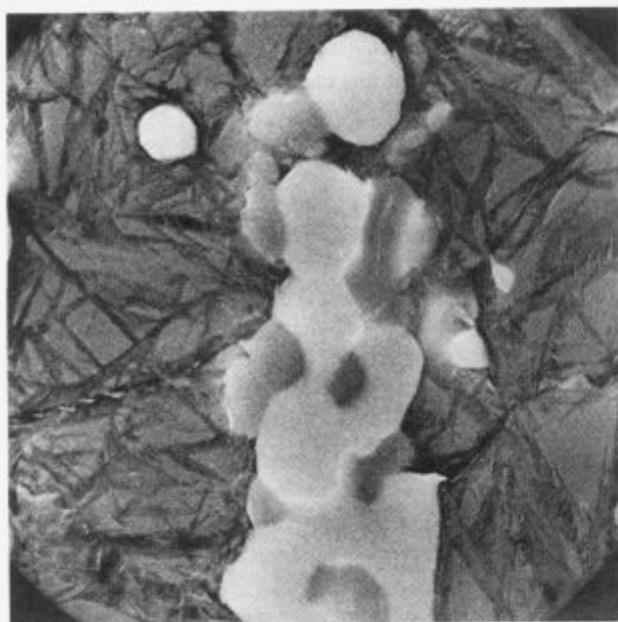
Figure 12. Microstructure of mixed carbides examined with optical microscope. Mag. 500x.



Slika 13. Porazdelitev legirnih elementov v zmesnih karbidih vrste M_6C in MC, analiziranih z mikroanalizatorjem.

Figure 13. Distribution of alloying elements in mixed carbides of the M_6C and MC type, analysed by microanalyser.

Na sliki 14, ki je bila posneta na SEM, vidimo zraščeni karbid iz več zm karbidov vrste MC in M_6C .



Slika 14. Zraščeni karbid iz več zm karbidov vrste MC in M_6C , posnetih na SEM pri povečavi 10,000 \times .

Figure 14. Coalesced carbide from some carbides of the MC and M_6C type, examined by SEM. Mag. 10,000 \times .

S pomočjo SEM smo na treh vzorcih, ki so bili kaljeni s temperatur avstenitizacije 1050 $^{\circ}$, 1100 $^{\circ}$ in 1150 $^{\circ}$ ter popuščeni na 600 $^{\circ}$, ugotavljali porazdelitev velikosti karbidov v μm^2 . Ugotovili smo, da se površina karbidnih zrn giblje od 0.14 do 4.24 μm^2 .

4 Zaključki

Eksperimentalni rezultati kažejo, da smo z modificirano metodo za določevanje lomne žilavosti s pomočjo predpulziranih cilindričnih preizkušancev z zarezo po obodu, presegli težavo, ki smo jih imeli pri ustvarjanju razpoke na vakuumsko toplotno obdelanih cilindričnih preizkušancih z zarezo po obodu, izdelanih iz hitroreznega jekla.

Grafični prikaz vrednosti lomne žilavosti v odvisnosti od temperature avstenitizacije in temperature popuščanja kaže, da smo v območju realnih vrednosti lomne žilavosti K_{IC} , ki veljajo za hitrorezno jeklo Č.7680. Ocenjujemo, da bo potrebno v bodoče za posamezno določitev lomne žilavosti v območju napake $\pm 5\%$ izbrati 5 nateznih preizkušancev z zarezo po obodu. Pri vrednotenju meritev bomo izločili tisto z najvišjo in najnižjo vrednostjo.

Diagram na sliki 4 je že v tej fazi zelo uporaben za prakso, saj nam kaže dovolj natančno parametre vakuumske toplotne obdelave, s katerimi lahko dosežemo optimalni kompromis med trdoto in lomno žilavostjo, za dano kombinacijo del/orodje, kar močno vpliva na življenjsko dobo orodij.

Na osnovi eksperimentalno dobljenih rezultatov smo skonstruirali diagram na sliki 9, v katerem nam je uspelo zajeti tehnološke parametre vakuumske toplotne obdelave, mehanske lastnosti in mikrostrukturo vakuumsko toplotno obdelanih preizkušancev. Iz diagrama je razvidno, da ima hitrorezno jeklo Č.7680 pri enaki velikosti avstenitnega zrna, torej pri enaki temperaturi avstenitizacije zelo

različno lomno žilavost, in sicer v odvisnosti od temperature popuščanja. Zelo zanimivo je spoznanje, da ima hitrorezno jeklo praktično enako lomno žilavost pri različnih temperaturah avstenitizacije, torej pri povsem različno velikih zrnih, če ga popuščamo na temperaturi popuščanja 510 $^{\circ}$. To spoznanje, ki je potrjeno tudi v praksi, je zelo pomembno pri vakuumski toplotni obdelavi orodij za precizno štancanje — orodja, ki smo jih preizkušali so imela višjo trdoto in lomno žilavost v primerjavi z enakimi orodji, ki so bila konvencionalno toplotno obdelana¹². Ugotovili smo, da je življenjska doba tovrstnih orodij, ki so bila vakuumsko toplotno obdelana na osnovi naših spoznanj, za 20% daljša od konvencionalno toplotno obdelanih orodij.

Mikrostrukturalna analiza na optičnem mikroskopu in rasterskem elektronskem mikroskopu nazorno kaže, kako pri vakuumski toplotni obdelavi hitroreznega jekla Č.7680, z rastočo temperaturo avstenitizacije, raste topnost karbidov, rastejo avstenitna zrna in martenzitne igle, meje austenitnih zrn pa so vse bolj obložene s karbidno fazo. Vsi ti dejavniki, razen raztapljanja karbidne faze, vplivajo negativno na lomno žilavost.

Dejstvo, da ima velikost zrn manjši vpliv, pa je presenetljivo in zanj še nimamo prave razlage. Je namreč v nasprotju z doslej uveljavljenim mnenjem. Kaže pa tudi, da je problem žilavosti bolj kompleksen in bi ga bilo potrebno še temeljiteje raziskati.

Hipoteza, po kateri se sekundarni karbidi izločajo pretežno po mejah zrn in zato naredijo žilavost jekla odvisno od velikosti zrn le v območju sekundarnega utrjanja, ni z ničemer dokazana in je tudi nelogična, saj izločeni sekundarni karbidi utrjujejo osnovno mikrostrukturo kot takšno. Ugotovili pa smo že, da celo raztapljanje primarnih karbidov in tvorba karbidnega filma na mejah zrn ne poslabša nujno žilavosti.

Druga hipoteza, ki pa je resnejša in bi jo morali dokazati, pa predpostavlja, da se pri popuščanju, npr. pri 510 $^{\circ}$, tvori substruktura s karakteristično velikostjo, ki je neodvisna od velikosti zrn. To bi namreč pojasnilo skoraj enako žilavost pri povsem različno velikih zrnih. Ocenjujemo, da bi z analizo substrukture na transmisijem elektronskem mikroskopu lahko zadovoljivo pojasnili omenjeni pojav.

Glede na to, da na osnovi dosedanjih raziskav še ne moremo v celoti zadovoljivo pojasniti opisanih pojavov, rezultati v praksi pa so zelo spodbudni in kažejo visoko stopnjo ponovljivosti, smatramo, da je potrebno raziskave še nadaljevati.

5 Literatura

- 1 B. Ule, D. Kmetič, A. Rodič: Merjenje lomne žilavosti jekel s preizkušanci malih dimenzij, Rudarsko metalurški zbornik, letnik 36, št. 3, 1989, 509–519
- 2 K. Heckel: Einführung in die technische Anwendung der Bruchmechanik, München: Carl Hanser Verlag, 1970
- 3 Shen Wei et al.: Fracture toughness measurement by cylindrical specimen with ring-shaped crack, Engineering Fracture Mechanics (Great Britain), Vol. 16, No. 1, (1982), str. 69–92
- 4 Wang Chang: Measurement of fracture toughness K_{IC} by single small-scale cylindrical specimen with ring-shaped crack, Engineering Fracture Mechanics (Great Britain), vol. 28, No. 3, 241–250, 1987
- 5 V. Leskovšek, B. Ule, A. Rodič: Optimization of vacuum heat treatment of cutting dies made from HSS M2 (AISI), Vacuum, volume 43, pages 713 to 716, 1992

- ⁶ V. Leskovšek, B. Ule, A. Rodič, D. Lazar, M. Pogačnik: Optimiranje toplotne obdelave obrezilnih orodij, III. del, Naloga št. 87-029, Metalurški inštitut, Ljubljana, 1988
- ⁷ W. Schmidt: Beurteilung der mechanischen Eigenschaften von Werkzeugstählen, Thyssen Edelst. Techn. Ber. 11. Band 1985, Heft 2, 169
- ⁸ G. Hoyle: High Speed Steels, Butterworths London, 1988, 59
- ⁹ Dr. Peter Sommer, SteelMaster Database 3.1, (c) 1991
- ¹⁰ R. Wilson: metallurgy and Heat Treatment of Tool Steels, Mc Graw-Hill Book Company UK
- ¹¹ Malkiewicz, T., et al. J. Iron Steel Inst., 193, 25, 1959
- ¹² V. Leskovšek, B. Ule, A. Rodič, S. Nikolič: Vacuum Heat Treatment of fine blanking tools, XII National conference on vacuum science and technology, Bolzano 23.-26. March 1993