Kovine, zlitine, tehnologije / letnik 28 / številka 6 / strani 533 do 538 / 1994

# Prilog istraživanju svojstava popuštenog martenzita i popuštenog bainita

# Contribution for research property of tempered martensite and tempered bainite

Cajner Franjo, Fakultet strojarstva i brodogradnje, Zagreb

*U radu su razmatrani procesi pri popuštanju martenzita i donjeg bainita i njihov utjecaj na neka mehanička svojstva. Pokusi su provedeni na čeliku 65Si7 (Č2332). Dilatometričkim ispitivanjima praćene su pojave pri popuštanju navedenih mikrostruktura i analiziran njihov utjecaj na tvrdoću i žilavost. Popuštanjem i martenzita i donjeg bainita u temperaturnom području od oko 400 do 500°C utvrđeno je sniženje žilavosti. Za jednake tvrdoće i uvjete popuštanja čelik mikrostrukture donjeg bainita daje uvijek višu žilavost od popuštenog martenzita u cijelom temperaturnom području popuštanja.*

*Ključne besede: popušteni martenzit, popušteni bainit, mikrostruktura*

*This paper deals with process of tempering martensite and lower bainite and its influence on some mechanical properties. Experiment were conducted on steel 65Si7 (Č2332). Using differential dilatometry, experiments were followed phenomenon during tempering the mentioned microstructure and analyzed its influence on hardness and toughness. By tempering, martensite and lower bainite within temperature region from about 400 to 500°C, minimum toughness is confurmed. For the same hardness and conditions of tempering steels, microstructure of lower bainite give more toughness from tempered martensite in all tempering temperature.*

*Key words: tempered martensite, tempered bainite, microstructure*

## 1. Uvod

Izotermičkom poboljšavanju (Austempering, Zwischenstufenvergütung) je cilj postići mikrostrukturu bainita. Postupak je jednostavniji nego klasični postupak poboljšavanja, posebno u kontinuiranoj toplinskoj obradbi, a proizvod je, zbog nižih napetosti (strukturnih i toplinskih), manje sklon deformacijama i riziku pucanja. Čelik bainitne mikrostrukture ima višu žilavost, istezljivost, kontrakciju, i dinamičku izdržljivost nego popušteni martenzit istog čelika za jednak nivo čvrstoće (tvrdoće)[1-6]. Navedene više vrijednosti mehaničkih svojstava vrijede za nepopušteno stanje bainita. Bainitna mikrostruktura također daje višu otpornost na popuštanje[3,7] i višu otpornost na toplinski umor[8].

Suprotno tome, prelazna temperatura žilavosti nepovoljnija je za bainit, a popuštanjem čelika bainitne mikrostrukture žilavost opada i ona je za popušteni bainit niža od žilavosti popuštenog martenzita[1-6]. Međutim, višu lomnu žilavost i otpornost na puzanje daje mikrostruktura popuštenog donjeg bainita prema popuštenom martenzitu[9,10].

Navedena slabija svojstva bainita mogla bi negativno utjecati kod klasično poboljšanog debljeg presjeka, kada zbog uvjeta ohlađivanja u jezgri, osim martenzita, može nastati i bainit, pa bi tijekom popuštanja u jezgri proizvoda moglo doći do nepoželjnog sniženja žilavosti smjese strukturnih oblika.

Cilj rada bio je dakle istražiti pojave pri popuštanju gašenog i izotermički poboljšanog čelika, tj. popuštanju martenzita i popuštanju bainita.

## 2. Vlastiti pokusi

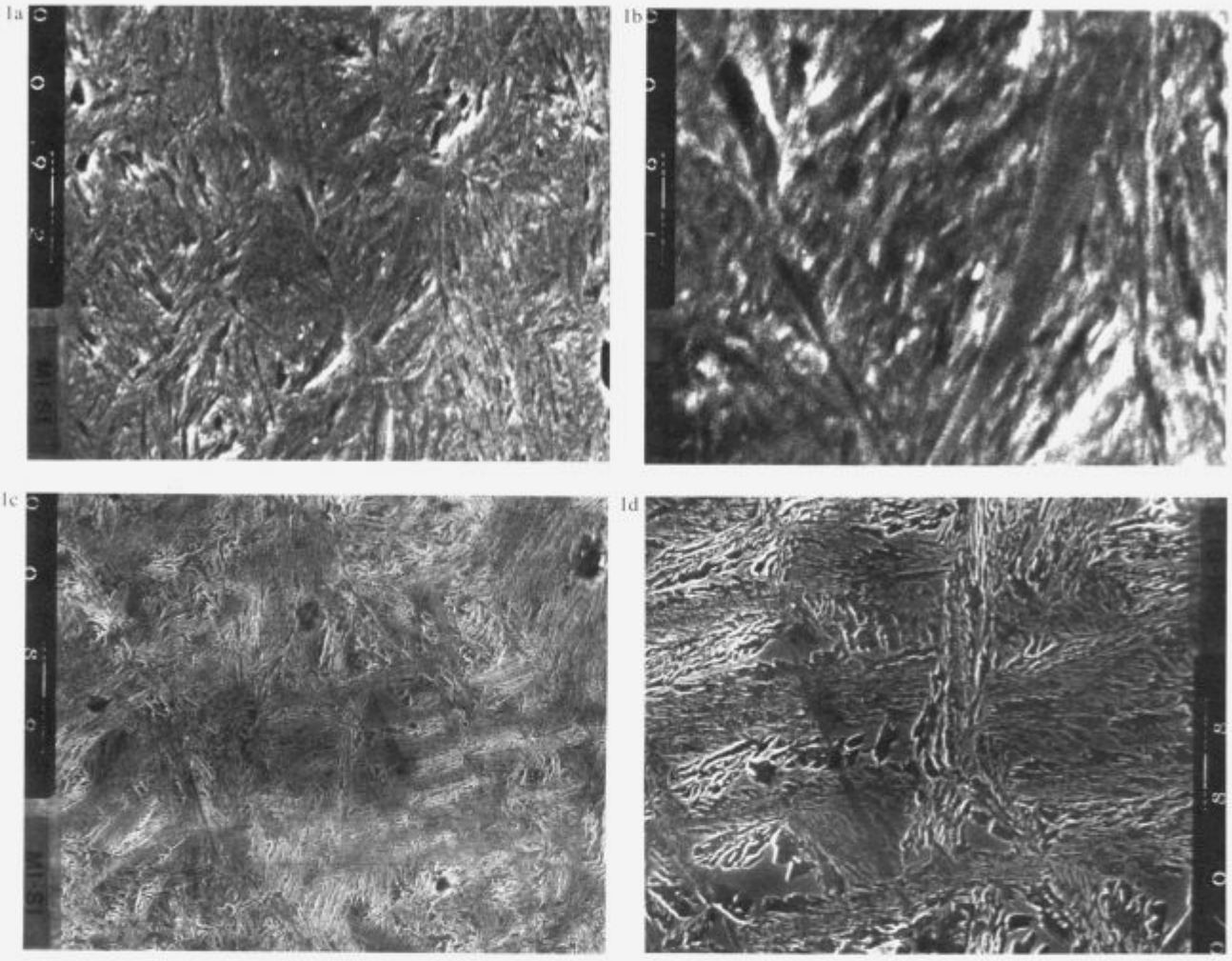
Sva ispitivanja provedena su na čeliku kojega je kemijski sastav:

0,69 % C, 1,56 % Si, 0,90 % Mn

a što odgovara čeliku 65Si7 (Č2332).

| Temperatura popuštanja, °C (Trajanje popuštanja 2h) | Epruvete austenitizirane pri 880 °C, tijekom 20 min. te potom: | |
|---|---|---|
| | gašene u ulju | izotermički poboljšane pri 330 °C tijekom 1 h, hlađeno na zraku |
| 200 | 5 | 5 |
| 300 | 5 | 5 |
| 400 | 5 | 5 |
| 500 | 5 | 5 |
| 600 | 5 | 5 |
| 700 | 5 | 5 |

**Tablica 1:** Plan toplinske obradbe epruveta od čelika 65Si7 (Č2332)
**Table 1:** Heat treatment plan for specimen of steel 65Si7 (Č2332).




**Slika 1:** SEI snimak
a i b) konvencionalno zakaljenog uzorka od čelika 65Si7 (Č2332). Austenitizirano pri 880°C tijekom 20 min. gašeno u ulju.
c i d) izotermički poboljšanog uzorka od čelika 65Si7 (Č2332). Austenitizirano pri 880°C tijekom 20 min. hlađeno u solnoj kupki pri 330°C tijekom 1 h, ohlađeno na zraku.

Epruvete su bile dimenzija 4x4x50 mm a izrađene su rezanjem i brušenjem čelične trake presjeka 6x60 mm.

Toplinsku obradbu epruveta provelo se prema planu pokusa **(tablica 1)**, a za svako je stanje ispitano po 5 epruveta. Temperaturu izotermičkog poboljšanja odabralo se prema literaturi[11], a trajanje, na osnovi vlastitih ispitivanja, pojednostavljenim snimanjem izotermičkog TTT dijagrama.

**Slika 1** prikazuje mikrostrukture polaznih stanja čelika 65Si7 (Č2332). Iz slike je vidljivo da su epruvete u polaznom stanju (prije popuštanja) imale dva različita mikrostrukturna oblika:

- gašenjem u ulju postigla se kaljena mikrostruktura s vidljivim pločicama martenzita koja je uobičajena za čelik toga sadržaja ugljika, **slika 1a i b**. Tvrdoća čelika iznosila je 850 HV1,
- izotermičkim poboljšanjem postigla se mikrostruktura donje bainitne metalne osnove s vjerojatno manjim udjelom zaostalog austenita i tvrdoćom od 440 HV1.

Tijekom svih ciklusa popuštanja snimljeni su dilatogrami diferencijalne dilatacije. Tvrdoću se ispitalo prije popuštanja i poslije njega, a za svako je stanje ispitana i udarna radnja loma.

## 3. Rezultati i analiza rezultata

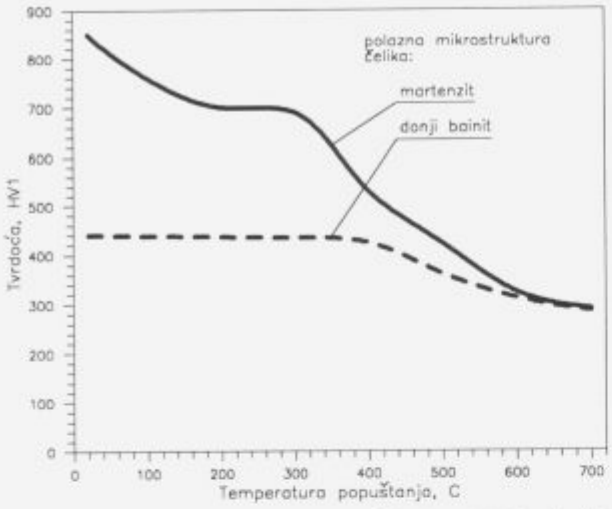
### *3.1. Ispitivanje tvrdoće*

Popuštanje epruveta izvedeno je u dilatometričkoj peći i to pri različitim temperaturama od 200 do 700°C tijekom 2h (ugrijavanje na temperaturu popuštanja trajalo je 45 min. a držanje 75 min.). Ohlađivalo se otvaranjem peći dilatometra i hlađenjem na zraku.

Tvrdoće su ispitane prije popuštanja i nakon njega Vickersovom metodom s opterećenjem od 9,81 N (HV1). Na svakoj epruveti ispitano je po 6 otisaka. **Slika 2** prikazuje dijagrame popuštanja za obje ispitane polazne mikrostrukture.

Iz rezultata se zaključuje:

- unatoč bitnoj razlici u tvrdoćama nepopuštenog polaznog stanja (gašene epruvete imaju tvrdoću 850 HV1, a izotermički poboljšane 440 HV1), povišenjem temperature popuštanja tvrdoće se snižavaju i sve se više međusobno izjednačuju da bi se popuštanjem pri temperaturi od 600 i 700°C ( tijekom 2h ) potpuno izjednačile (290 HV1).
- snižavanje tvrdoće gašenih epruveta s povišenjem temperature popuštanja intenzivno je i uglavnom kontinuirano (osim popuštanjem u području temperatura od oko 200 do 300°C) gdje

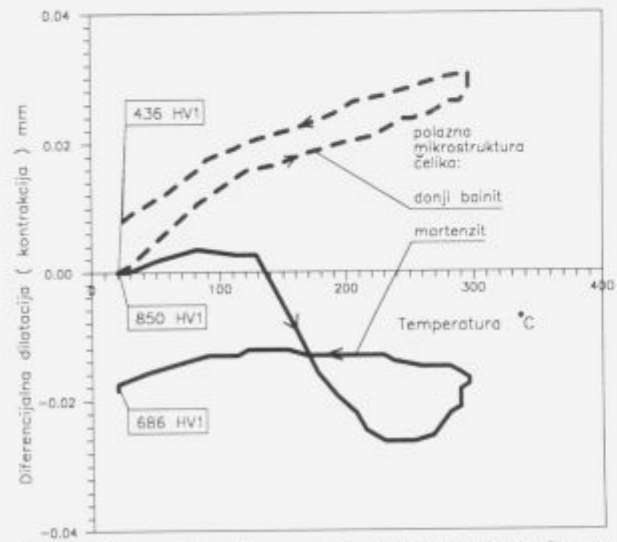



**Slika 2:** Dijagram popuštanja čelika 65Si7 (Č2332) različitih polaznih mikrostruktura (martenzita i donjeg bainita) uz trajanje popuštanja od 2h.

**Figure 2:** Tempering curves for steel 65Si7 (Č2332) with different initial microstructure (martensite and lower banite) during tempering for 2 h.

se primjećuje usporenje omekšanja. To je posljedica utjecaja silicija što je u skladu s literaturom[12].

- sniženje tvrdoće epruveta polazne mikrostrukture donjeg bainita slabijeg je intenziteta i počinje se pojavljivati tek popuštanjem pri temperaturama iznad 300°C. Budući da popuštanje nije provedeno pri temperaturama između 300 i 400°C, a popuštanjem pri 400°C (tijekom 2 h) ustanovljen je pad tvrdoće, čini se da početak snižavanja tvrdoće treba očekivati, uz uobičajeno trajanje popuštanja, tek popuštanjem pri temperaturama iznad temperature izotermičke pretvorbe, a što je vjerojatno neposredno povezano s raspadom bainita, kako se i utvrdilo dilatometričkim pokusima.
- uz iste uvjete popuštanja (temperaturu i trajanje) čelik martenzitne mikrostrukture ima uvijek višu tvrdoću u cijelom temperaturnom području popuštanja sve do 600°C.




**Slika 3:** Diferencijalni dilatogrami popuštanja čelika 65Si7 (Č2332) različitih polaznih mikrostruktura (martenzita i donjeg bainita) pri temperaturi 300°C tijekom 2 h.

**Figure 3:** Differential dilatogram of the tempered steel 65Si7 (Č2332) with different initial microstructures (martensites and lower bainite) at temperature of 300°C for 2 h.

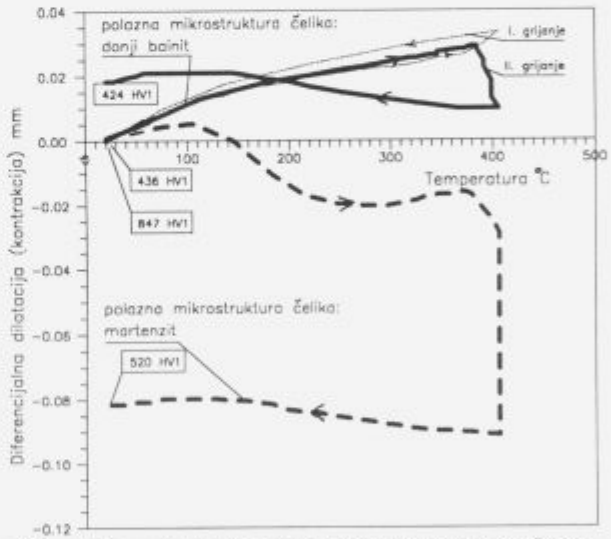
- jednake tvrdoće od 440 HV1 postigle su se na ispitanom čeliku izotermičkim poboljšanjem pri izotermi 330°C tijekom 1 h i popuštanjem gašenog čelika pri temperaturi 480°C tijekom 2 h.

Sumarno se može ustvrditi da je isti čelik polazne mikrostrukture donjeg bainita otporniji na popuštanje nego čelik martenzitne mikrostrukture. Sniženje tvrdoće epruvete mikrostrukture donjeg bainita počinje tek popuštanjem pri temperaturama iznad temperature izotermičke pretvorbe.

### *3.2. Dilatometrička ispitivanja*

Pojave pri popuštanju čelika praćene su dilatometrom "Chevenard A.D.A.M.E.L. Model 55" metodom diferencijalne dilatacije, a za etalon je upotrijebljena odžarena epruveta eutektoidnog ugljičnog čelika. Prosječna brzina ugrijavanja iznosila je oko 10 K/min. a hlađenje epruvete izvodilo se na zraku. Epruvete su pri temperaturi popuštanja držane tijekom 75 min. Diferencijalni dilatogrami snimljeni su za sve epruvete i sve temperature popuštanja.

Analizom dobivenih dilatometričkih krivulja pri grijanju epruveta od čelika 65Si7 (Č2332) različitih polaznih mikrostruktura, uočava se kvalitativna sličnost, ali i kvalitativna razlika. Krivulje diferencijalne dilatacije pri grijanju u područje temperatura od 20°C do 390°C bitno se razlikuju za slučaj polazne mikrostrukture donjeg bainita u odnosu na martenzit. Grijanjem (i držanjem) do viših temperatura (iznad 390°C) nema bitnih kvalitativnih razlika krivulja diferencijalne dilatacije. **Slika 3** prikazuje diferencijalne dilatograme popuštanja čelika 65Si7 (Č2332) različitih polaznih mikrostruktura dobivene popuštanjem pri temperaturi 300°C, tijekom 2h, a **slike 4 i 5** za popuštanje pri temperaturama iznad 390°C, tijekom 2h.



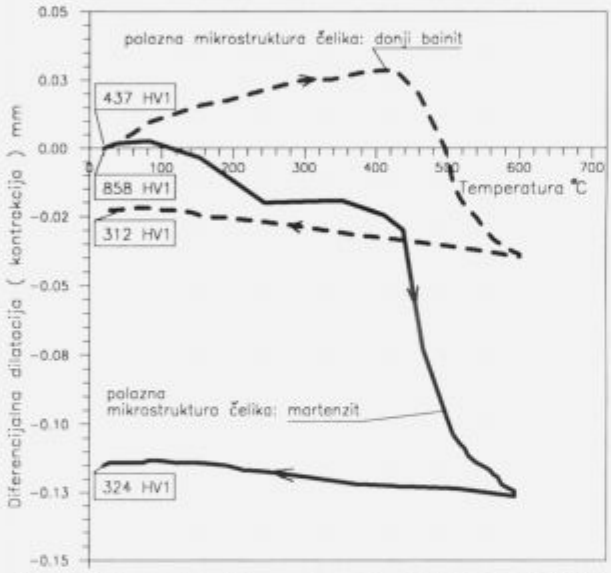

**Slika 4:** Diferencijalni dilatogrami popuštanja čelika 65Si7 (Č2332) različitih polaznih mikrostruktura;
a) martenzita: ugrijavano do 400°C i držano 75 min.
b) donjeg bainita: I. ugrijavanje do 390°C bez držanja (tj. samo progrijano),
II. ugrijavanje do 400°C i držano 75 min.

**Figure 4:** Differential dilatogram of the tempering steel 65Si7 (Č2332) with different initial microstructures:
a) martensite: heated up to 400°C and held for 75 min.
b) lower bainite: I. heated up to 390°C without holding (i. e. only through heating),
II. heated up to 400°C and held for 75 min.

Analizom dilatograma grijanja gašene epruvete (martenzitne mikrostrukture), **slike 3 i 4**, uočava se tipična diferencijalna kontrakcija počevši od temperature 90°C pa sve do oko

250°C, što upućuje na zbivanja u I. stadiju popuštanja: difuzija ugljika iz martenzitne rešetke i unutar nje te stvaranja ε karbida (obično $Fe_{2,4}C$). Krivulja intenzivno kontrahira da bi u temperaturnom području od 250 do 300°C došlo do preokreta. Diferencijalna kontrakcija potpuno izostaje i krivulja diferencijalno dilatira. Diferencijalna dilatacija ukazuje na odvijanje II. stadija popuštanja što je posljedica pretvorbe zaostalog austenita u bainit.

Daljnjim grijanjem gašene epruvete pri temperaturi 390°C epruveta intenzivno diferencijalno kontrahira, slika 4. Ona upućuje na III. stadij popuštanja tj. prelazu ε karbida u cementit i, u početnoj fazi, izlučivanje cementita po granicama martenzitnog zrna, prijelaz pločastog u sferoidalni karbid (sferoidizacija), daljnji nastavak difuzije ugljika iz martenzitne rešetke i koagulaciju karbida. Nešto viša temperatura početka III. stadija popuštanja posljedica je utjecaja silicija u čeliku 65Si7 (Č2332). Intenzitet diferencijalne kontrakcije u direktnoj je vezi s konačnim skraćenjem epruvete nakon popuštanja koje je tim veće što je temperatura popuštanja bila viša, a što se vidi usporedbom **slika 4 i 5**.




**Slika 5:** Diferencijalni dilatogrami popuštanja čelika 65Si7 (Č2332) različitih polaznih mikrostruktura (martenzita i donjeg bainita) pri temperaturi 600°C tijekom 2h.

**Figure 5:** Differential dilatogram of the tempering steel 65Si7 (Č2332) with different initial microstructures (martensite and lower bainite) at temperature of 600°C during 2 h.

Potpuno drukčiji je oblik krivulja diferencijalne dilatacije epruvete polazne mikrostrukture donjeg bainita pri grijanju do temperature 390°C. U cijelom temperaturnom području od 20 do 390°C epruveta kontinuirano diferencijalno dilatira **(slike 3, 4 i 5)**. Ova diferencijalna dilatacija pokazuje samo da je malo viši koeficijent toplinske dilatacije ove epruvete u odnosu na etalon (odžareni ugljični eutektoidni čelik), a ne možda da se raspada bainit. Navedenu tvrdnju dokazuje se sljedećim pokusima:

- krivulje diferencijalne dilatacije pri grijanju i držanju na 200 i 300°C tijekom 2 h i hlađenju su gotovo jednake (izuzevši izotermu 300°C). Ohlađenjem nakon popuštanja pri 200°C tijekom 2 h nisu se ustanovile nikakve dimenzijske promjene epruvete nego se krivulja vratila u ishodište dilatograma. Neka razlika u dilatometričkoj krivulji pri popuštanju epruvete pri 300°C prema režimu 200°C tijekom 2h, primjećena je pri izotermi 300°C. Uočava se dodatna diferencijalna dilatacija, doduše slabe intenzivnosti, **slika 3**, što upućuje na vjerojatnu pretvorbu zaostalog austenita u izotermički poboljšanoj epruveti, a što bi odgovaralo procesima II. stadija popuštanja kaljenog čelika. Navedenu pretpostavku potvrđuje i konačno produljenje ove epruvete, nakon hlađenja, od 0,006 mm. Nazočnost male količine zaostalog austenita u čeliku nakon izotermičkog poboljšanja posljedica je stabilizacije pothlađenog austenita tijekom držanja pri izotermi u bainit[4,5,15,16].
- tvrdoće su u oba slučaja, nakon popuštanja i pri 200 i pri 300°C tijekom 2 h potpuno međusobno jednake i nepromijenjene u odnosu na polazno stanje (440 HV1).
- ponovnim grijanjem od 20 do 390°C ovih prethodno pri 200 i 300°C tijekom 2 h popuštenih epruveta, krivulje diferencijalne dilatacije imaju potpuno identičan tijek kao u prvom grijanju.
- samo grijanjem epruvete (bez držanja) do temperature 390°C (tik do početka diferencijalne kontrakcije) i hlađenjem ne dolazi ni do kakvih promjena krivulje dilatacije niti do ikakvih dimenzijskih promjena epruvete, a i tvrdoća je ostala nepromijenjena (440 HV1), **slika 4**. Ponovnim grijanjem ove iste epruvete, krivulja diferencijalne dilatacije potpuno je identična krivulji prvog grijanja, **slika 4**.

Na osnovi ovih rezultata, unatoč prisutnoj pojavi pri izotermi 300°C tijekom 75 min, zaključuje se da grijanjem do temperatura 300°C (tijekom 2 h) u donjem bainitu nije došlo do strukturnih promjena, pa niti do promjena tvrdoća.

Međutim, grijanjem izotermički poboljšane epruvete do temperatura iznad 390°C dolazi do preokreta, krivulja prelazi u diferencijalnu kontrakciju, **slike 4 i 5**, a to je utjecalo na:

- znatnu promjenu dimenzija epruvete nakon hlađenja. Uvijek se epruveta skraćuje i skraćenje je tim veće što je temperatura popuštanja bila viša,
- ponovno grijanje istih epruveta ne odvija se više po dilatacijskoj krivulji iz prvog grijanja već krivulja leži na apscisnoj osi.
- nakon hlađenja snižava se tvrdoća.

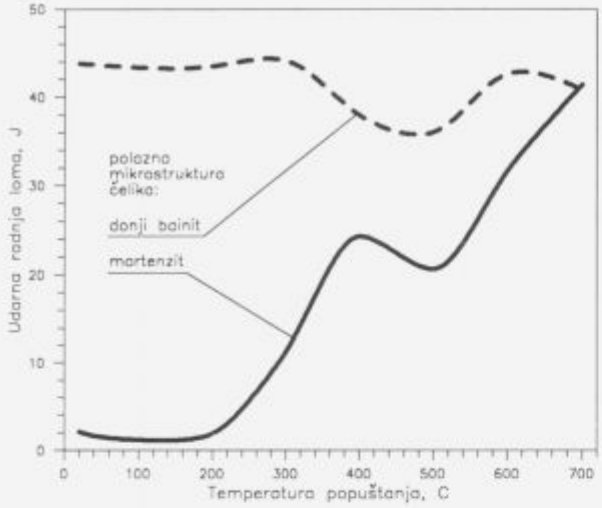
Budući da su dilatogrami popuštanja i gašenih i izotermički poboljšanih epruveta čelika 65Si7 (Č2332) grijanjem iznad 390°C kvalitativno međusobno jednaki, a da su konačni produkt popuštanja ferit i sferoidni karbid[3,12,13], zaključuje se da se i u bainitu vjerojatno zbivaju procesi slični onima u III. stadiju popuštanja gašenog čelika: izlučivanje, sferoidizacija i koagulacija karbida. Ovu pretpostavku popuštanja bainita potvrđuju i rezultati sniženja tvrdoće onih izotermički poboljšanih epruveta koje su popuštene tek pri temperaturama 400, 500, 600 i 700°C, tijekom 2 h (tj. pri temperaturama višim od primjenjene izoterme), **slika 2**.

Diferencijalna kontrakcija prisutna je u svim slučajevima popuštanja gašenog i izotermički poboljšanog čelika pri temperaturama iznad 390°C. Ona je uvijek intenzivnija u slučaju popuštanja gašenog čelika i u slučaju više temperature popuštanja i martenzita i bainita.

Napokon, intenzitet diferencijalne kontrakcije neposredno je vezan s ukupnim skraćenjem epruvete nakon popuštanja. U svim slučajevima, osim popuštanja epruvete bainitne mikrostrukture pri 200, 300 i 400°C, tijekom 2h, epruvete su se skratile. Bitno više su se skratile gašene epruvete i uvijek su ta skraćenja veća kada je temperatura popuštanja bila viša.

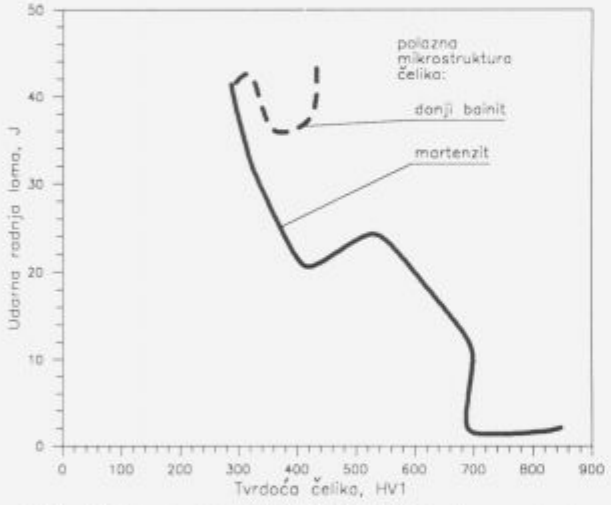
U fazi hlađenja niti na jednoj dilatometričkoj krivulji nisu uočene nikakve nepravilnosti nego su one posljedice hlađenja epruveta novonastale mikrostrukture.

Na osnovi iznešenoga zaključuje se da u donjem bainitu nema nikakvih promjena ako se čelik ugrijalo i držalo tijekom 2 h pri temperaturama do 300°C. Popuštanjem pri 400°C tijekom 2 h donji bainit se popustio. Iako nisu snimane dilatacijske krivulje popuštanja pri temperaturama između 300 i 400°C, može se pretpostaviti da bi se već i pri malo nižoj temperaturi od 400°C, ali iznad temperature izotermičke pretvorbe (330°C) duljim držanjem (2 ili više sati) postigli uvjeti difuzije za početak raspada




**Slika 6:** Utjecaj temperature popuštanja (uz trajanje od 2 h) na udarnu radnju loma epruveta od čelika 65Si7 (Č2332) različitih polaznih mikrostruktura: martenzita i donjeg bainita.

**Figure 6:** Influence of tempering temperature (with duration of 2 h.) on impact strenght specimen for steel 65Si7 (Č2332)




**Slika 7:** Utjecaj tvrdoće čelika 65Si7 (Č2332) nakon popuštanja epruveta različitih polaznih mikrostruktura (martenzita i donjeg bainita) na udarnu radnju loma.

**Figure 7:** Influence of hardness after tempering of steel 65Si7 (Č2332) with different specimen on initial microstructure (martensite and lower bainite) on impact strength.

bainita. Čini se da je proces popuštanja donjeg bainita jednak procesima III. stadija popuštanja kaljenog čelika, ali sa znatno nižom intenzivnošću.

*3.3. Ispitivanje žilavosti*

Žilavost se utvrđivala na osnovi udarne radnje loma koju se je ispitivalo na epruvetama dimenzija 4x4x50 mm bez utora kidanjem na Charpyjevom batu (razmak oslonaca 30 mm). Ispitivanje žilavosti izvedeno je pri temperaturi 20°C. Za svako stanje ispitalo se po 5 epruveta, a dobiveni su rezultati prikazani na **slikama 6 i 7**.

Iz rezultata se zaključuje:

- povišenjem temperature popuštanja, gašenog (kaljenog) čelika iznosi udarne radnje loma kontinuirano rastu, osim u području temperatura popuštanja od oko 400 do 500°C (tijekom 2 h), gdje krivulja ima svoj minimum.
- sniženje žilavosti ukazuje na pojavu poznatu pod nazivom "Krhkost 300°C"[3,11] što je posljedica nastanka i izlučivanja cementita na granicama kristalnog zrna i u neposrednoj je vezi s početkom III. stadija popuštanja. To je u skladu s prije analiziranim dilatometričkim krivuljama gdje je i utvrđeno da pri temperaturi od 390°C počinju procesi koji izazivaju III. stadij popuštanja. Budući da je viši sadržaj silicija u čeliku 65Si7 (Č2332) pomaknuo početak III. stadija popuštanja, to je izazvalo i pomak "Krhkosti 300°C" prema višim temperaturama, a što je u skladu s literaturom[12].
- popuštanjem izotermički poboljšanih epruveta udarna je radnja loma nepromijenjena sve do temperatura popuštanja oko 300°C. Popuštanjem na višim temperaturama (tijekom 2 h) dolazi najprije do sniženja iznosa radnje loma, a potom do ponovnog porasta. Minimalni iznos udarne radnje loma dobio se popuštanjem pri jednakim uvjetima popuštanja kao i u slučaju gašenog čelika (pri temperaturama od oko 400 do 500°C, tijekom 2 h), **slika 6**. Najveći utjecaj na žilavost čelika imaju izlučeni karbidi s obzirom na njihovu vrstu, veličinu, količinu i njihov raspored[3,6]. Iz toga se zaključuje da je u mikrostrukturi čelika vjerojatno došlo do izlučivanja karbida (cementita) i to na granicama kristalnog zrna, što je uzrokovalo sniženje žilavosti. Već se prije upozorilo na jednake dilatometričke krivulje u navedenom području temperatura (400 i 500°C) za obje ispitane mikrostrukture, pa se čini da se i u slučaju polazne bainitne mikrostrukture zbivaju procesi početka njegova raspada (koji kvalitativno odgovaraju početku III. stadija popuštanja gašenog čelika) koji uzrokuju sniženje žilavosti.
- najviše iznose udarne radnje loma imaju izotermički poboljšane epruvete u nepopuštenom i popuštenom stanju pri temperaturama 200 i 300°C tijekom 2 h.
- izotermički poboljšane epruvete u čitavom području popuštanja imaju višu udarnu radnju loma nego gašene i popuštene epruvete, osim za slučaj visokog popuštanja (pri 700°C, tijekom 2 h). Popuštanjem pri 700°C, tijekom 2 h postiglo se jednake iznose udarne radnje loma (43 J) za obje ispitane mikrostrukture, a što je vjerojatno rezultat jednakih mikrostruktura nastalih visokim popuštanjem (i tvrdoće su međusobno jednake).
- uz jednake tvrdoće uvijek imaju višu udarnu radnju loma epruvete čelika mikrostrukture donjeg bainita i u nepopuštenom i u popuštenom stanju, osim u krajnjem slučaju visokog popuštanja kada su iznosi međusobno jednaki, **slika 7**. Znatno veće razlike žilavosti bainitne mikrostrukture prema popuštenom martenzitu prisutne su kod viših iznosa tvrdoća a njezinim sniženjem razlike se smanjuju. Ovi rezultati upućuju na visoku žilavost čelika 65Si7 (Č2332) mikrostrukture donjeg bainita kako u nepopuštenom tako i u popuštenom stanju.
- najmanju udarnu radnju loma imaju epruvete čelika 65Si7 (Č2332) kada su popuštene na tvrdoću 400 HV1 i to bez obzira na polaznu mikrostrukturu (ovo se postiglo popuštanjem pri 400 do 500°C tijekom 2 h).

Na osnovi iznešenoga zaključuje se da će se popuštanjem čeliku 65Si7 (Č2332) mikrostrukture donjeg bainita malo sniziti žilavost, ali će ona po iznosu biti uvijek viša za jednake uvjete popuštanja i jednake tvrdoće, popuštenog kaljenog čelika. "Krhkost 300°C" pojavljuje se i u slučaju popuštanja gašenog i izotermički poboljšanog čelika a uzrokom joj je u oba slučaja početak III. stadija popuštanja koji je za ovaj čelik, zbog utjecaja silicija, pomaknut prema višim temperaturama, na oko 400°C.

## 4. Zaključci

Na osnovi provedenih istraživanja popuštanja čelika 65Si7 (Č2332) za slučajeve kaljenog odnosno izotermički poboljšanog stanja pri 330°C tijekom 2 h, zaključuje se:

Pri popuštanju gašenog čelika pojavljuju se sva tri stadija popuštanja. Do popuštanja donjeg bainita doći će tek

dostignućem odgovarajućih parametara (temperature i trajanja), a koji se nalaze pri temperaturama višim od temperature izotermičke pretvorbe austenita u bainit. Uz primijenjene brzine grijanja, početak raspada bainita započinje pri temperaturi 390°C (a to je ujedno i početak III. stadija popuštanja kaljenog čelika) i traje sve do temperature A1. Procesi popuštanja donjeg bainita, čini se kvalitativno odgovaraju procesima III. stadija popuštanja gašenog čelika i jednako se manifestiraju diferencijalnom kontrakcijom. Ova diferencijalna kontrakcija pokazuje i konačno skraćenje dimenzija epruvete za obje mikrostrukture, ali u znatno manjoj mjeri za polaznu bainitnu mikrostrukturu nego za martenzitnu.

Procesi popuštanja ispitanih mikrostruktura pokazali su i svojstvo otpornosti na popuštanje čelika. Ona je u slučaju bainitne mikrostrukture viša i do sniženja tvrdoće dolazi tek popuštanjem iznad temperature izotermičke pretvorbe kada i počinje raspad bainita. Tvrdoća se snižava sporije nego u slučaju kaljenog čelika. Zadržavanje visoke tvrdoće pri popuštanju gašenog čelika u temperaturnom području između 200 i 300°C posljedica je utjecaja silicija u ispitanom čeliku što je u skladu s literaturom[12].

Žilavost donjeg bainita, izražena udarnom radnjom loma, uvijek je viša u odnosu na martenzit kako u nepopuštenom, tako i u popuštenom stanju uz jednake uvjete popuštanja. Za jednake iznose tvrdoća, unatoč sniženju žilavosti popuštanjem pri temperaturama 400 do 500°C tijekom 2 h, uvijek je postignuta viša žilavost kod čelika polazne mikrostrukture donjeg bainita. Za jednake tvrdoće, u području viših iznosa, izraženija je razlika u žilavosti između izotermički poboljšanog i kaljenog čelika. U oba slučaja polaznih mikrostruktura (i martenzita i donjeg bainita) popuštanjem pri oko 400 do 500°C tijekom 2 h, dolazi do sniženja udarne radnje loma, a što odgovara pojavi "Krhkost 300°C". Nešto viša temperatura ove pojave može se pripisati siliciju u čeliku 65Si7 (Č2332) koji je pomaknuo početak III. stadija popuštanja prema višim temperaturama popuštanja. Zbog snižene žilavosti, bez obzira na polaznu mikrostrukturu čelika 65Si7 (Č2332) treba izbjegavati popuštanje u temperaturnom području između 400 i 500°C, odnosno na tvrdoću oko 400 HV1.

Ako bi pri kaljenju čelika 65Si7 (Č2332) uz martenzit, nastala neka količina donjeg bainita, nakon visokog popuštanja, iznad 500°C, ne treba, čini, se očekivati ukupno sniženje žilavosti zbog popuštenog bainita.

Viša žilavost donjeg bainita u nepopuštenom i popuštenom stanju nego popuštenog martenzita za jednake tvrdoće i uvjete popuštanja, uz dodatne prednosti koje pruža izotermičko poboljšanje u pogledu nižih napetosti, deformacija i opasnosti puknuća kao i izbjegavanja krhkosti pri visokom popuštanju, upućuje na superiornost mikrostrukture donjeg bainita prema martenzitu i opravdanost njegove primjene u praksi. Da bi se postigle navedene prednosti za neki čelik, treba utvrditi optimalne parametre izotermičkog poboljšanja u cilju postignuća mikrostrukture donjeg bainita.

## 5. Literatura


[1] F. W. Eysell; Die Zwischenstufenvergütung und ihre betriebliche Anwendung, *Zeitschrift für praktische Metallbearbeitung*, 66, (1972) 3, 94-99.

[2] B. Liščić; Poboljšavanje čelika u međustepenu strukturu i utjecaj poboljšavanja na dinamičku izdržljivost pernih čelika pri promjenljivim torzionim naprezanjima, *Zbornik radova FSB*, Zagreb 1970.

[3] L. Rademacher; Anlassen von Martensit und Bainit. Vergüten oder Verspröden?, *Härterei Technische Mitteilungen*, 33, (1978) 5, 291-304.

[4] J. Åkerman; The effect of cooling rate after austenitization on the properties of Hot-Work Tool Steels H11 and H13, *Swedish Institute for Metals Research*, nov. 1980. 1-39.

[5] H. D. Weckener; Die Bedeutung der Zwischenstufe bei der Wärmebehandlung von Werkzeugstählen, *Technischer Bericht*, 86/76, September 1976.

[6] H. P. Hougardy; Anlassen von Martensit und Bainit. Vergüten oder Verspröden?, *Härterei Technische Mitteilungen*, 33, (1978) 5, 252-259.

[7] H. Berns, F. Wendl; Einfluss von Bainitanteilen auf einige Eingenschaften des Warmarbeitsstahles X40CrMoV51, *Thyssen Edelstahl Technische Berichte*, 13, (1987), 122-129.

[8] F. Cajner; Utjecaj mikrostrukture na otpornost prema toplinskom umoru alatnih čelika za rad pri povišenim temperaturama, *Strojarstvo*, 33, (1991) 5/6, 289-296.

[9] H. Shiyu, F. Xiaozeng, G. Susan; The influence of the microstructures of martensite and bainite on the toughness of the steel for forging dies, *4th International congress on Heat Treatment of Materials*, June 3-7, Berlin 1985, 446-455

[10] W. Küntscher, H. Kulke, G. Rulmann, K. Werner; *Baustähle der Welt*, Band II, VEB Deutscher Verlag für Grundstoffindustrie, Leipzig 1968.

[11] A. Rose; *Atlas zur Wärmebehandlung der Stähle*, Verlag Stahleisen M.B.H. Düsseldorf 1954/56.

[12] P. Payson; *The Metallurgy of Tool Steels*, J Wiley 1962.

[13] N. Vidojević; *Termička obrada metala*, Tehnološko metalurški fakultet, Beograd 1981.

[14] F. Cajner; Istraživanje pojava pri popuštanju čelika Č3840, *Metalurgija*, 31, (1992) 4, 117-123

[15] H. K. D. H. Bhadeshia, D. V. Edmonds, The Bainite Transformation in a Silicon Steel, *Metallurgical Transactions A*, 10A, (1979), 895-907.

[16] A. Ali, M. Ahmed, F. H. Hashmi, A. Q. Khan, Incomplete Reaction Phenomena in High Strength Bainitic Steels, *Metallurgical Transactions A*, 24A, (1993) 2145-2150.