

SVEUČILIŠTE U RIJECI
TEHNIČKI FAKULTET

PRILOG RAZVOJU PROCJENE MEHANIČKIH SVOJSTAVA
POBOLJŠANOG ČELIKA I ČELIČNOG LIJEVA

DOKTORSKI RAD

DARIO ILJKIĆ

Rijeka, 2010.

SVEUČILIŠTE U RIJECI
TEHNIČKI FAKULTET

PRILOG RAZVOJU PROCJENE MEHANIČKIH SVOJSTAVA
POBOLJŠANOG ČELIKA I ČELIČNOG LIJEVA

DOKTORSKI RAD

DARIO ILJKIĆ

Mentor: Prof. dr. sc. BOŽO SMOLJAN

Rijeka, 2010.

Sveučilište u Rijeci
TEHNIČKI FAKULTET
-Fakultetsko vijeće-
Klasa: 602-04/07-02/4
Ur. br.: 2170-57-43-07-18
Rijeka, 03. prosinca 2007.

Fakultetsko vijeće Tehničkog fakulteta Sveučilišta u Rijeci, na svojoj 4. (4.) u akad. god. 2007./08./09./10., održanoj 30. studenog 2007., donijelo je sljedeću

ODLUKU

Sukladno izvješću Stručnog povjerenstva, u sastavu: red. prof. dr. sc. Božo Smoljan, dipl. ing., izv. prof. dr. sc. Domagoj Rubeša, dipl. ing., red. prof. dr. sc. Ivan Budić, dipl. ing. (SFSB Slavonski Brod), prihvaća se tema doktorskog rada pristupnika *Daria Iljića, dipl. ing. strojarstva* pod radnim naslovom: *„Prilog razvoju metoda procjene povezanosti mehaničkih svojstava i mikrostrukturnih sastojaka metalnih materijala“*.

Mentorom se imenuje red. prof. dr. sc. Božu Smoljana, dipl. ing.



Dekan

Red. prof. dr. sc. Tonči Mikac, dipl. ing.

Dostaviti:

1. Dario Iljić, dipl. ing.
2. Mentor, red. prof. dr. sc. Božo Smoljan
3. Služba studentske evidencije, ovdje
4. Pismohrana FV, ovdje

Sveučilište u Rijeci
TEHNIČKI FAKULTET
-Fakultetsko vijeće-

KLASA: 030-09/10-01/03
URBROJ: 2170-57-01-10-9
Rijeka, 23. prosinca 2010.

Fakultetsko vijeće Tehničkog fakulteta Sveučilišta u Rijeci, na svojoj 3. sjednici u ak. god. 2010./11., održanoj 23. prosinca 2010., donijelo je sljedeću

ODLUKU

Prihvaća se prijedlog mentora doktorskog rada prof. dr. sc. Bože Smoljana te se vrši promjena radnog naslova doktorskog rada Daria Iljkića, dipl. ing.: *Prilog razvoju metoda procjene povezanosti mehaničkih svojstava i mikrostrukturnih sastojaka metalnih materijala u naslov Prilog razvoju procjene mehaničkih svojstava poboljšanog čelika i čeličnog lijeva.*

 **Prof. dr. sc. Goran Turkalj**

Dostaviti:

- 1.) Prof. dr. sc. Božo Smoljan
- 2.) Dario Iljkić, dipl. ing.
- 3.) Služba studentske evidencije
- 4.) Pismohrana FV

Sažetak

Razvoj procjene mehaničkih svojstava i eksploatacijske nosivosti materijala nezaobilazna je komponenta u području inženjerstva materijala, a čelik i čelični ljev, kao vrlo značajan materijal u području strojogradnje, zauzimaju posebno mjesto u području inženjerstva materijala. Mehanička svojstva materijala, odnosno čelika i čeličnog lijeva moguće je procijeniti na temelju strukturnih značajki na sub-mikro, mikro i na makro razini. Poznavanjem utjecaja povijesti obrade na strukturne značajke materijala moguće je modelirati mehanička svojstva čelika i čeličnog lijeva te prema definiranim eksploatacijskim uvjetima odabrati optimalan materijal i optimalan postupak obrade, čime se značajno smanjuju troškovi prerade i obrade materijala.

U ovom su radu, po prvi puta na jedan sveobuhvatan, a time i originalan način, određeni utjecaji različitih postupaka obrade, od samog lijevanja, preko postupaka mehaničke metalurgije do postupaka toplinske obrade, na strukturu i mehanička svojstva čelika i čeličnog lijeva. Posebno značajan doprinos ostvaren je u procjeni mehaničkih svojstava čeličnih ljevova. Ovaj doprinos još značajnijim čini sve veća potreba za razvojem "near net shape" procesa, što lijevanje u većini slučajeva jest. Rezultati i iskustva dobivena i prezentirana ovim radom mogu se, također, kvalitetno primijeniti i na razvoj procesa obrade željeznih ljevova te legura obojenih metala.

U radu su na osnovi dobivenih spoznaja postavljeni matematički modeli procjene mehaničkih svojstava poboljšanog čelika i čeličnog lijeva. Postavljeni modeli implementirani su u postojeći računalni program, "Quenching for Windows", autora B. Smoljana, čime je ovaj program dodatno usavršen te će se moći još uspješnije koristiti u znanstvenim institucijama pri razvoju novih postupaka očvršćivanja legura u kojima se zbog ekonomske efikasnosti sintetiziraju postupci toplinske obrade i oblikovanja materijala. Time ovaj doktorski rad daje značajan doprinos ostvarenju ciljeva projekta Ministarstva znanosti obrazovanja i sporta Republike Hrvatske pod nazivom Optimiranje parametara i predviđanja rezultata toplinske obrade metala, voditelja B. Smoljana, u okviru kojega je ovaj doktorski rad i izrađen.

Summary

Development of prediction of mechanical properties and working stress of materials is unavoidable component in area of materials engineering and steel alloys, as very important materials in area of engineering, have a special importance in area of materials engineering. On the basis of structural features on sub-micro, micro and macro scale it is possible to predict mechanical properties of materials, i.e. steel alloys. By knowing the effects of processing history on those structural features it is possible to model the mechanical properties of steel alloys and according to exploitation conditions it is possible to select the optimal material and optimal process of manufacturing which significantly reduce the costs of manufacturing processes.

In this work, the effects of different processes, like casting, processes of mechanical metallurgy and heat treatment processes, on microstructure and mechanical properties of steel alloys was defined on some unique and original way. Great contribution is achieved in prediction of mechanical properties of steel castings. The trend of development of near net shaping processes, which casting is, make these achievement more significant. Results and experiences given by this work can be quality applied in development of manufacturing processes of irons and non-ferrous alloys.

In this Doctoral Thesis, based on obtained cognition, mathematical models of prediction of mechanical properties of steel and cast steel was developed. Developed models are implemented in existing software, "Quenching for Windows" of author B. Smoljan, by which this software was additionally improved. Those improvements make this software more efficiently in applying in research institutes, in the development of new processes of hardening of alloys, in which heat treatment will be integrated into the process of material forming to increase economic efficiency. Accordingly, this Doctoral Thesis gives appreciable contribution in realization of objectives of project Optimization of Parameters and Prediction of Metals Heat Treatment Results, project of Ministry of Science, Education and Sports of the Republic of Croatia of senior researcher B. Smoljan, under which this Doctoral Thesis is carried out.

Predgovor

Matematičko modeliranje i računalna simulacija procesa obrade u današnje vrijeme postali su neophodan alat za simulaciju, razumijevanje, optimiranje i kontrolu, kako postojećih, tako i novih procesa obrade čelika i čeličnog lijeva. Cilj je ovog doktorskog rada proširenje dosadašnjih spoznaja u području procjene mehaničkih svojstava poboljšanog čelika i čeličnog lijeva te postavljanje algoritama i razvoj točnijeg matematičkog modela i preciznije računalne simulacije predviđanja rezultata procesa modifikacije mikrostrukture i mehaničkih svojstava čelika i čeličnih ljevova. Postavljena metoda i izrađeni alat za definiranje optimalnih parametara procesa modifikacije mikrostrukture i mehaničkih svojstava čelika i čeličnog lijeva omogućit će efikasniju industrijsku proizvodnju u području inženjerstva materijala.

Doktorski rad Prilog razvoju procjene mehaničkih svojstava poboljšanog čelika i čeličnog lijeva podijeljen je u pet poglavlja. U uvodnom dijelu rada opisana je svrha i cilj istraživanja, postavljena hipoteza rada te metode istraživanja, odnosno metodologija rada.

U drugom i trećem poglavlju utvrđeni su relevantni parametri za postavljanje matematičkog modela, odnosno razvijanje računalne simulacije procjene mehaničkih svojstava čelika i čeličnog lijeva. U drugom poglavlju opisane su mikrostrukture koje se pojavljuju u čeliku i čeličnom lijevu u ravnotežnim i neravnotežnim uvjetima. U trećem poglavlju opisana su mehanička svojstva metalnih legura, definirane su relevantne mikrostrukturne značajke otpornosti plastičnom deformiranju te otpornosti krhkom lomu. Povezane su mikrostrukturne značajke s otpornošću plastičnom deformiranju i krhkom lomu. Analiziran je utjecaj pojedinih postupaka obrade na mikrostrukturu i mehanička svojstva čelika i čeličnog lijeva te su utvrđeni njihovi relevantni čimbenici. Analizirani su postupci obrade lijevanjem, postupci mehaničke metalurgije te postupci toplinske obrade, pri čemu je posebna pažnja posvećena utjecaju postupka lijevanja.

U četvrtom su poglavlju analizirane mogućnosti i ograničenja postojećih postupaka pretkazivanja mehaničkih svojstava poboljšanog čelika. Na osnovi eksperimentalnog istraživanja razvijen je i razrađen matematički model pretkazivanja mehaničkih svojstava poboljšanog čelika i čeličnog lijeva. Mogućnosti primjene postavljenih modela prikazane su

na primjeru računalne simulacije pretkazivanja mehaničkih svojstava poboljšane osovine od čelika i čeličnog lijeva.

U petom su poglavlju iznesene postavke na osnovi kojih su razvijeni predloženi matematički modeli pretkazivanja mehaničkih svojstava poboljšanog čelika i čeličnog lijeva. Izneseni su zaključci o predloženim matematičkim modelima i provedenoj računalnoj simulaciji te su predloženi pravci budućih istraživanja u tom području.

Veliku zahvalnost na vođenju istraživanja tijekom doktorskog studija te ukazanoj pomoći i savjetima tijekom izrade doktorskog rada dugujem mentoru profesoru Boži Smoljanu. Zahvaljujem se profesorici Loreti Pomenić i profesoru Ivanu Budiću na savjetima i pomoći koju su mi pružali tijekom studija i tijekom izrade rada. Zahvaljujem se profesorima Vojtehu Leskovšku i Matjažu Torkaru s Inštituta za kovinske materiale in tehnologije, Ljubljana što su mi omogućili da dio eksperimentalnih istraživanja obavim u njihovoj instituciji, kao i savjetima i pomoći koju su mi pružili tijekom izrade doktorskog rada. Zahvaljujem se profesoru Domagoju Rubeši i kolegama Nevenu Tomašiću, Sunčani Smokvini Hanza i Bernardu Badurini na pomoći i podršci tijekom izrade doktorske disertacije. Zahvaljujem se zaposlenicima sljedećih poduzeća: Industronabava d.o.o., Rijeka, Inštitut za kovinske materiale in tehnologije, Ljubljana, Slovenija, ELCON Geretebau d.o.o., Rijeka, 3.MAJ d.d.-kovačnica, Rijeka.

Rijeka, prosinac 2010.

Autor

Sadržaj

Sažetak.....	I
Summary.....	II
Predgovor.....	III
Sadržaj	V
1. UVOD.....	1
1.1. Svrha i cilj istraživanja	1
1.2. Hipoteza rada	2
1.3. Metodologija rada.....	2
2. MIKROSTRUKTURE ČELIKA I ČELIČNOG LIJEVA	3
2.1. Mikrostrukture čelika i čeličnog lijeva u ravnotežnim uvjetima	3
2.2. Mikrostrukture čelika i čeličnog lijeva u neravnotežnim uvjetima.....	6
3. MEHANIČKA SVOJSTVA METALNIH LEGURA.....	11
3.1. Otpornost plastičnom deformiranju	11
3.1.1. Konvencionalna granica razvlačenja, $R_{p0.2}$	11
3.1.2. Mikromehanizam plastične deformacije	11
3.2. Otpornost krhkom lomu	14
3.2.1. Udarni rad loma, KV	14
3.2.2. Čvrstoća materijala	15
3.2.3. <i>Griffithova</i> teorija krhkog loma.....	16
3.2.4. Proširena <i>Griffithova</i> teorija loma	18
3.3. Mikrostruktura i mehanička svojstva metalnih legura	21
3.3.1. Utjecaj mikrostrukture na otpornost plastičnom deformiranju.....	21
3.3.1.1. Deformacijsko očvršćivanje.....	21
3.3.1.2. Očvršćivanje granicama zrna.....	22
3.3.1.3. Očvršćivanje legiranjem	22
3.3.1.4. Precipitacijsko očvršćivanje.....	25
3.3.1.5. Disperzijsko očvršćivanje.....	26
3.3.2. Utjecaj mikrostrukture na otpornost krhkom lomu	26
3.3.2.1. Optimiranje mikrostrukture prema maksimalnoj žilavosti	27
3.3.2.2. Usitnjavanje mikrostrukture	28

3.3.3. Utjecaj povijesti obrade na mikrostrukturu i mehanička svojstva čelika i čeličnog lijeva	29
3.3.3.1. Utjecaj lijevanja	29
3.3.3.1.1. Struktura odljevaka	30
3.3.3.1.2. Utjecaj metalne matrice na mehanička svojstva odljevaka	35
3.3.3.1.3. Utjecaj lijevačkih pogrešaka na mehanička svojstva odljevaka	37
3.3.3.2. Utjecaj toplog kovanja	40
3.3.3.3. Utjecaj poboljšavanja	45
4. PRILOG RAZVOJU PRETKAZIVANJA MEHANIČKIH SVOJTAVA ČELIKA I ČELIČNOG LIJEVA..	48
4.1. Mogućnosti i limitiranosti postojećih postupaka pretkazivanja tvrdoće poboljšanog čelika	48
4.1.1. Postavljanje modela kinetike popuštanja čelika koji se temelji na rezultatima <i>Jominyjevog</i> pokusa	51
4.1.2. Eksperimentalno istraživanje popuštanja čelika	53
4.1.3. Regresijska analiza popuštanja čelika	55
4.1.4. Verifikacija postavljenog modela procjene tvrdoće popuštenog čelika	57
4.1.5. Procjena mehaničkih svojstava poboljšanog čelika	59
4.2. Pretkazivanje mehaničkih svojstava poboljšanog čeličnog lijeva	60
4.2.1. Istraživanje mehaničkih svojstava poboljšanog čeličnog lijeva primjenom planiranog eksperimenta	60
4.2.2. Eksperimentalno istraživanje	65
4.2.2.1. Plan izrezivanja gredica za vlačni pokus i ispitivanje udarnog rada loma	66
4.2.2.2. Postupak lijevanja	68
4.2.2.3. Postupak kovanja	73
4.2.2.4. Postupak toplinske obrade	74
4.2.2.5. Ispitivanje mehaničkih svojstava	77
4.2.2.6. Ispitivanje mikrostrukture	79
4.2.2.7. Analiza eksperimenta	97
4.2.2.8. Diskusija rezultata planiranog eksperimenta	101
4.3. Mogućnosti primjene postavljenih izraza u pretkazivanju mehaničkih svojstava poboljšane osovine čelika i čeličnog lijeva	105

5. ZAKLJUČAK	112
Literatura	116
Popis oznaka i simbola	120
Popis slika	125
Popis tablica	129
Životopis	131

1. UVOD

1.1. Svrha i cilj istraživanja

Svrha ovog istraživanja jest proširenje dosadašnjih spoznaja u području pretkazivanja rezultata i optimizacije procesa modifikacije mikrostrukture i mehaničkih svojstava čelika i čeličnih ljevova, a s kojima će se doprinijeti većoj učinkovitosti proizvodnje strojarских komponenti od čelika i čeličnih ljevova. Istraživanja mehaničkih svojstava čelika i čeličnih ljevova obuhvatit će istraživanja pokazatelja čvrstoće, tj., naprezanja tečenja i vlačne čvrstoće, zatim pokazatelje žilavosti, tj. lomne žilavosti i udarnog rada loma, te istraživanja vrijednosti tvrdoće.

U radu se analiziraju postojeći matematički modeli procjene mehaničkih svojstava čelika i čeličnih ljevova i njihovi nedostaci te se razvijaju novi matematički modeli. Postavljanjem algoritama i razvojem preciznijeg matematičkog modela omogućava se i preciznija računalna simulacija pretkazivanja rezultata procesa modifikacije mikrostrukture i mehaničkih svojstava čelika i čeličnih ljevova. Postavljene metode procjene mehaničkih svojstava služe, prije svega, simulaciji gašenja čelika i čeličnog lijeva. Simulacija obuhvaća simulaciju promjene temperaturnog polja u gašenom uzorku i simulaciju njegovih mehaničkih svojstava. Postavljanjem metoda i izradom alata za definiranje optimalnih parametara procesa modifikacije mikrostrukture i mehaničkih svojstava metalnih materijala, omogućava se učinkovitija industrijska proizvodnja u području inženjerstva materijala.

1.2. Hipoteza rada

Procjena mehaničkih svojstava i mikrostrukturnih sastojaka legura jedan je od glavnih izazova u modeliranju proizvodnih procesa. Procjena mehaničkih svojstava i mikrostrukturnih sastojaka na svjetskoj razini daleko je od zadovoljavajuće razine. Povezivanje mikrostrukture sa svojstvima metalnih materijala jedan je od osnovnih zadataka teorije procesa modifikacije mikrostrukture i mehaničkih svojstava. Uzimajući u obzir povijest i veličinu zrna visokotemperaturne faze, kemijski sastav, karbide, temperaturu toplinske obrade, uvjete ohlađivanja, posebnosti lijevačke strukture, itd., moguće je razviti algoritme, odnosno matematički model za precizniju uporabu numeričkih metoda u računalnoj simulaciji procesa modifikacije mikrostrukture i mehaničkih svojstava čelika i čeličnih ljevova. U promatranju mehaničkih svojstava čeličnih ljevova polazi se od činjenice da mehanička svojstva odljevaka proizlaze iz normalnih svojstava metalne matrice umanjениh za utjecaj tipične lijevačke strukture na veličinu tih svojstava.

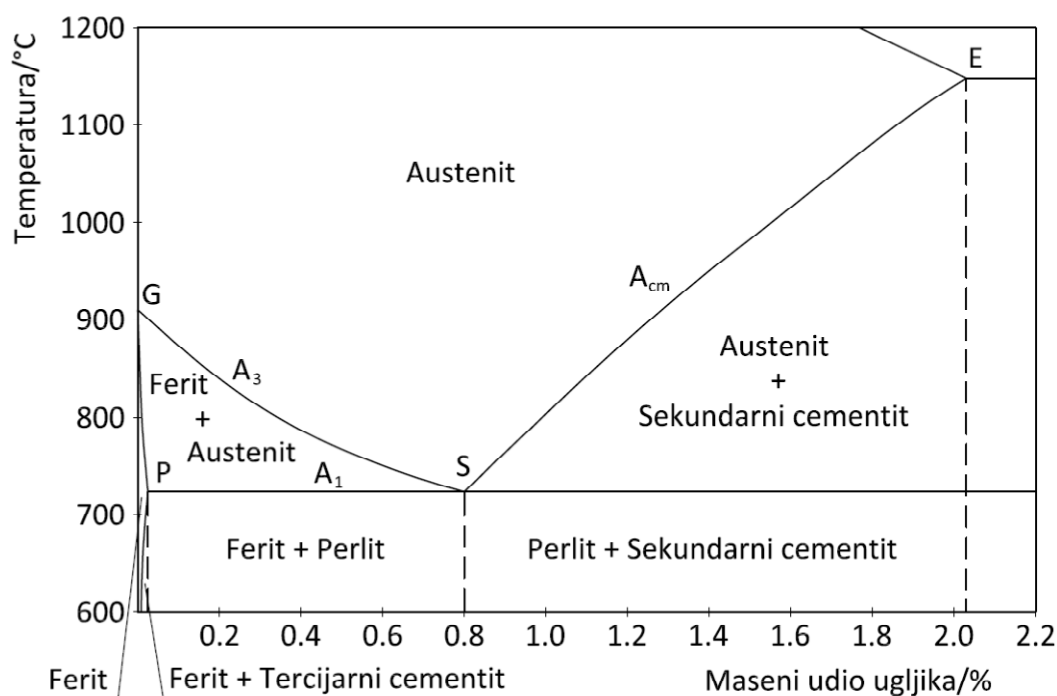
1.3. Metodologija rada

Istraživanja u prvom dijelu polaze od teorijskih istraživanja te analize dosadašnjih teorijskih razmatranja i spoznaja vezanih za pretkazivanje rezultata procesa modifikacije mikrostrukture i mehaničkih svojstava čelika i čeličnih ljevova. Istraživanja se kasnije proširuju na matematičko modeliranje s kojim se, na osnovi kritičke analize dosadašnjih spoznaja te uzimajući u obzir sve relevantne čimbenike, postavljaju algoritmi za računalnu simulaciju procjene rezultata procesa modifikacije mikrostrukture i mehaničkih svojstava čelika i čeličnog lijeva. Relevantnost pojedinih čimbenika te njihov utjecaj na procese modifikacije mikrostrukture i mehaničkih svojstava određuju se metodom planiranog eksperimenta. Valjanost matematičkog modela i same računalne simulacije testiraju se usporedbom dobivenih rezultata s vlastitim eksperimentalnim rezultatima te rezultatima dostupnima iz literature.

2. MIKROSTRUKTURE ČELIKA I ČELIČNOG LIJEVA

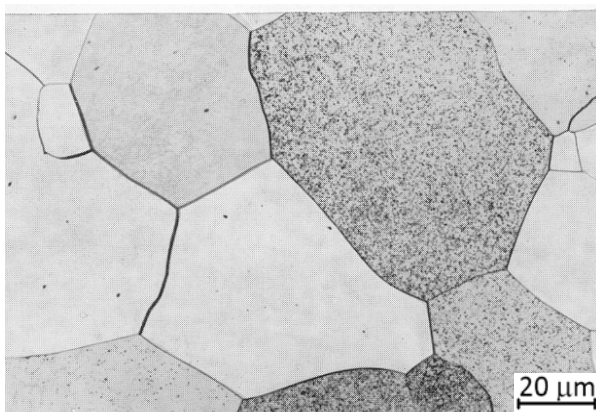
2.1. Mikrostrukture čelika i čeličnog lijeva u ravnotežnim uvjetima

Mikrostruktura čelika u ravnotežnim uvjetima određena je sadržajem ugljika (slika 2.1). Ohlađivanjem austenita vrlo malim brzinama, oko 100 °C na tjedan, te žarenjem ili za niskougljične čelike normalizacijom i visoko temperaturnim popuštanjem, postižu se mikrostrukture koje odgovaraju ravnotežnim uvjetima mikrostrukturnih pretvorbi čelika. U takvim se uvjetima austenit transformira u ferit i sferoidizirani cementit.



Slika 2.1. Fe-Fe₃C dijagram za područje čelika

Mikrostruktura čelika s minimalnim sadržajem ugljika se u ravnotežnim uvjetima raspada austenita sastoji od ferita (slika 2.2). Odgovarajućom transformacijom ferit postiže poligonalnu strukturu zrna. U čeličnom lijevu ili čeliku pregrijanom nakon toplog oblikovanja ili zavarivanja može se pojaviti lamelarna, *Widmannstättenova* struktura ferita.



Slika 2.2. Karakteristična mikrostruktura ferita, 500:1

Zbog male topivosti ugljika u feritu, oko 0.006 % na 20 °C, malo povećanje sadržaja ugljika uzrokuje stvaranje cementita. Tako se pri sadržaju ugljika do 0.025 % u strukturi čelika pojavljuje tercijarni cementit. Tercijarni cementit izlučuje se uglavnom po granicama feritnih zrna.

Povećanje sadržaja ugljika iznad 0.025 % uzrokuje stvaranje perlita (slika 2.3). Perlit je eutektoid s 0.8 %C sastavljen od eutektoidnih kristalnih zrna ferita i cementita. Tvorba perlita nastaje uz potpunu difuziju nemetalnih i metalnih atoma, odnosno, u nelegiranih čelika perlit nastaje uz potpunu difuziju atoma ugljika i atoma željeza. U podeutektoidnih čelika tercijarni cementit je i dalje prisutan ako sadržaj ugljika ne prelazi 0.1-0.15 %. Udjel perlita raste proporcionalno sa sadržajem ugljika, dok se, shodno tome, udjel ferita smanjuje. Temperature A_{r3} i A_{rcm} se pri ubrzanom hlađenju više snižavaju od temperature A_{r1} . Pri raspadu pothlađenog austenita, u podeutektoidnom se čeliku smanjuje količina ferita. Shodno tome se u nadeutektoidnom čeliku smanjuje količina sekundarnog cementita. Ferit se u niskougljičnim čelicima, sporo hlađenim s umjerenih temperatura austenitizacije, izlučuje u obliku poligonalnih zrna i nastaje tzv. masivni ferit. Ferit se kod višeugljičnih podeutektoidnih čelika, sporo ohlađenih s temperature austenitizacije, izlučuje po granicama

zrna perlita u obliku masivne feritne mreže koja okružuje perlitna zrna. Ferit se također, kako je već spomenuto, kod većih brzina ohlađivanja s visokih temperatura može izlučiti u lamelarnom obliku pri čemu nastaje *Widmannstättenova* struktura. Perlit obično ima lamelarnu strukturu. Iznimno se kod vrlo sporog ohlađivanja cementit u perlitu izlučuje u globularnom obliku te u tom slučaju perlit ima zrnatu strukturu.



Slika 2.3. Karakteristična mikrostruktura perlita, 500:1

Mikrostruktura nelegiranih čelika eutektoidnog sastava, odnosno sastava koji odgovara koncentraciji ugljika s najnižom temperaturom austenitnog područja, se na sobnoj temperaturi sastoji od perlita (slika 2.1). Pri pothlađenju austenita, eutektoidni raspad austenita može nastati pri koncentracijama različitim od eutektoidne koncentracije za ravnotežne uvjete pretvorbe i pojavljuje se interval kvazieutektoida.

U nadeutektoidnim čelicima nastati će smjesa perlita i sekundarnog cementita koji se izlučuje shodno opadanju topljivosti ugljika u austenitu (slika 2.4). Sekundarni cementit se odgovarajućom obradom obično izlučuje u obliku sitnih zrna ravnomjerno raspoređenih u masi perlita. No sekundarni se cementit neodgovarajućom obradom također može izlučiti u mrežastom obliku po granicama perlitnih zrna. U rijetkim se slučajevima sekundarni cementit može izlučiti u obliku iglica, a koji po rasporedu može biti vrlo sličan *Widmannstättenovom* feritu.



Slika 2.4. Karakteristična mikrostruktura perlita i sekundarnog cementita, 500:1

2.2. Mikrostrukture čelika i čeličnog lijeva u neravnotežnim uvjetima

Mikrostruktura čelika u neravnotežnim uvjetima ovisi o kemijskom sastavu čelika i uvjetima toplinske obrade. Osnovne toplinske obrade kojima se postižu neravnotežne pretvorbe u čelika su kaljenje i popuštanje.

Kaljenje čelika s vrlo niskim sadržajem ugljika, ispod 0.025 %, usporava izlučivanje tercijarnog cementita po granicama zrna, dok se osnovna feritna struktura ne mijenja.

Kaljenjem se u mikrostrukтури niskougljičnog čelika s 0.08-0.25 %C uz znatnu količinu zaostalog ferita pojavljuje martenzit (slika 2.5). U čelicima s većim sadržajem ugljika, učinak kaljenja u stvaranju martenzita još je izraženiji. Kaljenjem čelika sa sadržajem ugljika iznad 0.25 do 0.5 % postiže se martenzitna struktura, a time i značajna promjena svojstava. U ugljičnim čelicima sa sadržajem ugljika iznad 0.5 do 0.6 % martenzitna pretvorba ne završava na sobnoj temperaturi pa se stoga u strukturi čelika pojavljuje znatna količina zaostalog austenita. Martenzitna struktura ima karakterističan igličast izgled s kristalnim zrnima martenzita koje je u obliku pločice, igle. Ukoliko za vrijeme austenitizacije nije došlo do okrupnjavanja austenitnog zrna, kristalna zrna martenzita su toliko sitna da se teško razlučuju pri povećanjima manjim od 600:1.

Ako se nadeutektiodni čelik kali s temperature iz heterogenog područja austenita i sekundarnog cementita, nakon kaljenja će se mikrostruktura takvog čelika sastojati od martenzita, sekundarnog cementita i zaostalog austenita. Kristalna zrna martenzita su vrlo sitna, a količina austenita ne prelazi 5-10 % i teško se primjećuje pri manjim povećanjima. Podizanjem temperature kaljenja iznad temperature A_{cm} otapa se sekundarni cementit i pogrubljuje zrno. Takva se struktura nakon kaljenja sastoji od martenzita, koji je tada razlučiv i pri manjim povećanjima, te zaostalog austenita čija količina tada raste na 20-30 % i više.

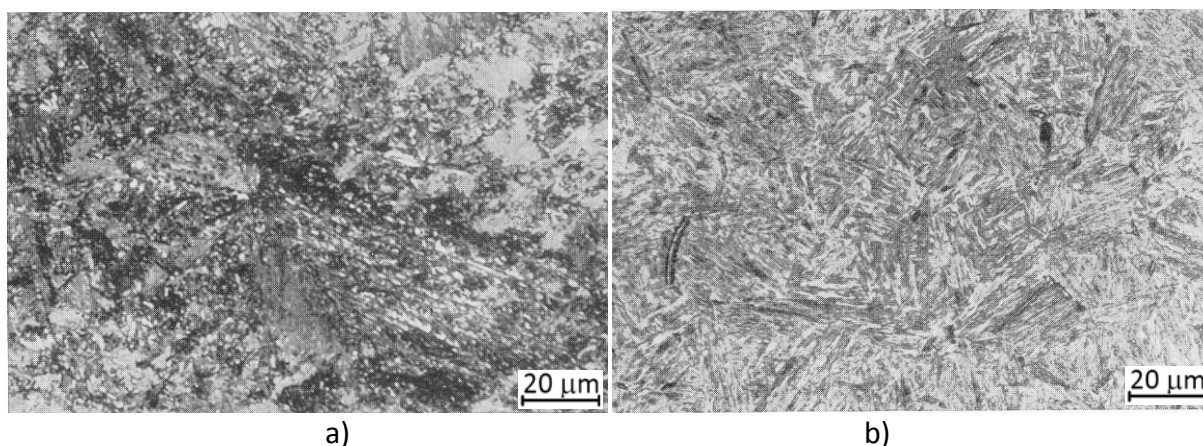


Slika 2.5. Karakteristična mikrostruktura martenzita, 500:1

Martenzitna se pretvorba odvija bezdifuzijskim mehanizmom pretvorbe pri dovoljno brzom, $\sim 600\text{ }^{\circ}\text{C} \cdot \text{s}^{-1}$, ohlađivanju austenita. U visokougličnim čelicima nastaje igličasti martenzit dok se u niskougličnim čelicima formira štapićasti, masivni martenzit. U srednjeugličnim čelicima nastaju obje vrste martenzita. Martenzitna pretvorba je anizotermička, počinje na određenoj temperaturi M_s i završava na konačnoj temperaturi M_f . Temperature M_s i M_f praktički ne ovise o brzini ohlađivanja, već ovise o koncentraciji ugljika i legirajućih elemenata u prethodnom, tzv. prvotnom, primarnom austenitu.

Ohlađivanje brzinama manjim od kritične brzine martenzitne pretvorbe, na temperaturama obično između $350\text{--}500\text{ }^{\circ}\text{C}$, neizbježna je pretvorba austenita u feritno-cementitnu smjesu. U temperaturnom području između martenzitne i perlitne pretvorbe nalazi se područje pretvorbe austenita u bainit (slika 2.6). Ova pretvorba odvija se dijelom difuzijskim, perlitnim mehanizmom, a dijelom bezdifuzijskim, martenzitnim mehanizmom. Bainit je fino disperzirana mješavina prezasićenog ferita i karbida, a obično se dijeli na gornji

i donji bainit. Gornji se bainit formira pri višim temperaturama na kojima se intenziviraju difuzijski procesi. Pretvorba započinje formiranjem bainitnog ferita, kojem je struktura slična strukturi štapićastog, masivnog martenzita. Preostali austenit se obogaćuje ugljikom iz kojeg se po granicama i u unutrašnjosti prezasićenog ferita izlučuje cementit i ostali karbidi. Stoga se struktura gornjeg bainita sastoji iz prezasićenog ferita, unutar kojega su izlučeni karbidi, te karbidnih pločica na granicama prezasićenog ferita. Donji se bainit formira pri nižim temperaturama gdje se intenziviraju bezdifuzijski procesi. Donji se bainit sastoji od prezasićenog ferita i karbida, a za razliku od gornjeg bainita, karakterizira ga vrlo fina disperziranost mješavine koja se teško može razlučiti pod svjetlosnim optičkim mikroskopom. Osim toga, zbog onemogućene difuzije ugljikovih atoma u donjem bainitu izostaje izlučivanje karbida po granicama feritnih iglica, što dovodi do toga da je širina feritnih pločica u donjeg bainita veća nego u gornjeg bainita. Stoga je izgled donjeg bainita sličan igličastom martenzitu. U čelika s vrlo niskim sadržajem ugljika se osim bainita izlučuje izdvojeni ferit, dok se u čelika s visokim sadržajem ugljika može, osim bainita, izlučiti i izdvojeni cementit. Uvjeti za bainitnu pretvorbu nisu uvijek u cijelosti ispunjeni. Bainitna pretvorba se može odgoditi te se u mikrostrukturi osim bainita može pojaviti i zaostali austenit.



a)
b)

Slika 2.6. Karakteristična mikrostruktura bainita,
a) gornji bainit, 500:1,
b) donji bainit, 500:1

Daljnijim smanjivanjem brzine ohlađivanja, primjerice u ulju ili na zraku, na temperaturama obično iznad 500 °C, u području koje odgovara području perlitne pretvorbe,

ostvaruju se uvjeti za perlitnu pretvorbu kojom nastaju mikrostrukture čelika koje odgovaraju ravnotežnim uvjetima. Međutim, ukoliko ohlađivanje nije dovoljno sporo, perlitnom pretvorbom mogu nastati i mikrostrukture koje odgovaraju neravnotežnim uvjetima. U ovom se slučaju proces koagulacije perlita ne stigne završiti. Stoga se produkti ovakve pretvorbe, sorbit i troostit razlikuju od ravnotežne mikrostrukture perlita. Sorbit i troostit karakterizira veća disperziranost. Što je pothlađenje veće, raspored je ugljikovih atoma u austenitnoj masi jednoličniji pa će i buduće karbidne lamele biti uže. Pri manjim pothlađenjima, $\sim 150\text{ }^{\circ}\text{C}$ nastaje sorbit, a pri većim pothlađenjima, $\sim 220\text{ }^{\circ}\text{C}$ nastaje troostit. Ove se strukture mogu formirati kod većih uzoraka i nakon kaljenja ugljičnih čelika u vodi. Sorbit i troostit, koje je moguće dobiti i popuštanjem kaljene strukture, ima drugačiju mikrostrukturu od sorbita i troostita nakon kaljenja. Nakon popuštanja sorbit i troostit imaju granularnu strukturu cementita, dok je nakon kaljenja ta struktura lamelarna. Zbog velike disperziranosti cementita i ferita, mikrostruktura je troostita nakon kaljenja gotovo nerazlučiva svjetlosnim optičkim mikroskopom, dok je sorbit mnogo bolje razlučiv. Sastav sorbita i troostita nije konstantan kao kod perlita. Sadržaj ugljika u sorbitu i troostitu mijenja se ovisno o sadržaju ugljika u prethodnom austenitu i temperaturi pretvorbe. Tako se u podeutektoidnim čelicima s 0.35-0.4 %C sa strukturom sorbita ili troostita ne pojavljuje izdvojeni ferit.

U procesu kaljenja čeličnih obradaka se zbog nejednake brzine ohlađivanja te nejednakih uvjeta faznih pretvorbi u različitim lokalitetima obradaka, osim martenzita i zaostalog austenita, stvaraju i drugi mikrostrukturni sastojci neravnotežnog raspada austenita, prije svih bainit te troostit i sorbit. Zbog povećane i nejednake brzine ohlađivanja u različitim lokalitetima obradaka te nejednakih uvjeta fazne transformacije u različitim lokalitetima, u procesu kaljenja se stvaraju tzv. naprezanja kaljenja, koja mogu preostati i nakon kaljenja. Također, martenzitnu strukturu obilježava i izrazito visoka gustoća kristalnih nesavršenosti, kao što su dislokacije i vakancije. Posebna nesređenost kristalne građe nastaje na granicama primarnih austenitnih zrna te su one nakon kaljenja u pravilu najslabija mjesta zakaljene strukture. Popuštanjem se zakaljena struktura približava stanju veće stabilnosti. Također, popuštanjem se smanjuje koncentracija ugljika u α -fazi, odnosno martenzitu, ugljik se izdvaja

u obliku karbida, raspada se zaostali austenit, izdvojeni karbidi koalesciraju, smanjuju se nesređenosti kristalne građe i smanjuju se zaostala naprezanja.

Niskotemperaturno popuštanje, na temperaturama do 220 °C ne uzrokuje vidljive promjene u strukturi. Tek se pri analizi rendgenskim zrakama uočava manja tetragonalnost martenzita te minimalna količina izlučenog prelaznog ϵ -karbida, prosječnog sastava $\text{Fe}_{2,4}\text{C}$, a zbog malog smanjenja sadržaja ugljika u martenzitu uzrokovanog niskotemperaturnim popuštanjem. ϵ -karbid ima heksagonalnu kristalnu rešetku. Između rešetki martenzita i ϵ -karbida postoji jaka povezanost.

Popuštanjem na temperaturama 200-320 °C dolazi do pretvorbe zaostalog austenita u bainit. Martenzit koji se u ovom temperaturnom području raspadne također se pretvara u bainit. U ovom temperaturnom području odvija se proces stvaranja Fe_3C , izravno ili preko $\text{Fe}_{2,4}\text{C}$ koji vjerojatno ima najvažniju ulogu u pojavi niskotemperaturne krhkosti popuštanja.

Popuštanjem na temperaturama 320-400 °C intenziviraju se procesi difuzije i koagulacije što uzrokuje raspadanje martenzita na troostit. U ovom temperaturnom intervalu počinju procesi rekristalizacije. Pri temperaturama popuštanja od 400-500 °C formira se troosto-sorbitna mješavina, dok se na temperaturama od 500-600 °C formira sorbit. Popušteni troostit i sorbit mogu zadržati orijentaciju iglica martenzita ukoliko su iglice martenzita bile velike. Cementit je u popuštenom troostitu i sorbitu u zrnatom obliku. Zbog znatne disperziranosti ferita i cementita struktura popuštenog troostita se, kao i u slučaju kaljenog troostita, teško razlučuje svjetlosnim optičkim mikroskopom, dok je popušteni sorbit bolje razlučiv. Popuštanjem na temperaturama 320-520 °C dolazi do intenzivnog stvaranja Fe_3C . U navedenom temperaturnom području kod čelika za poboljšavanje, osim kod nelegiranih ili legiranih s Mo, dolazi do posebnog izlučivanja Fe_3C po granicama zrna u fazi ohlađivanja čelika s temperature popuštanja, što vjerojatno uzrokuje krhkost popuštanja.

Popuštanjem na temperaturama od 600 °C do temperature A_{c1} formira se perlit te se čelik približava ravnotežnom stanju. Struktura perlita sve više gubi na disperziranosti i postaje sve sličnija zrnatom perlitu u žarenom čeliku.

3. MEHANIČKA SVOJSTVA METALNIH LEGURA

3.1. Otpornost plastičnom deformiranju

3.1.1. Konvencionalna granica razvlačenja, $R_{p0.2}$

Početak plastične deformacije teško se može precizno odrediti. Nekoliko je kriterija kojima se obilježava početak plastične deformacije. Općenito se granica razvlačenja definira kao naprezanje potrebno za izazivanje trajne deformacije u materijalu. Konvencionalna granica razvlačenja jest naprezanje potrebno za izazivanje određene trajne deformacije. Veličina ove određene plastične deformacije je dogovorena i obično se uzima da iznosi 0.2, 0.1, 0.05 ili 0.01 %. Tako se kod općeprihvaćene konvencionalne granice razvlačenja $R_{p0.2}$ pojavljuje u materijalu trajna plastična deformacija u iznosu od 0.2 %.

Granica razvlačenja određuje se statičkim vlačnim pokusom. Statički vlačni pokus jedna je od najraširenijih metoda ispitivanja materijala. Statičkim vlačnim pokusom mogu se ocijeniti elastična svojstva materijala, vrsta i veličina plastične deformacije i čvrstoća materijala. Norme vezane za statički vlačni pokus su mnogobrojne, a najznačajnije europske norme vezane za vlačno ispitivanje metalnih materijala su norme iz serije EN 10002.

3.1.2. Mikromehanizam plastične deformacije

Proces plastične deformacije usko je povezan s procesom klizanja blokova kristala. Uz pretpostavku da je klizanje proces pomicanja jedne ravnine atoma u odnosu na drugu,

moguće je procijeniti tangencijalno naprezanje potrebno za takvo klizanje ravnina u savršenoj kristalnoj rešetki [1, 2].

Maksimalno tangencijalno naprezanje kod kojeg dolazi do klizanja može se izraziti kao [2]:

$$\tau_m \sim \frac{G}{2\pi}. \quad (3.1)$$

gdje je μ modul smicanja.

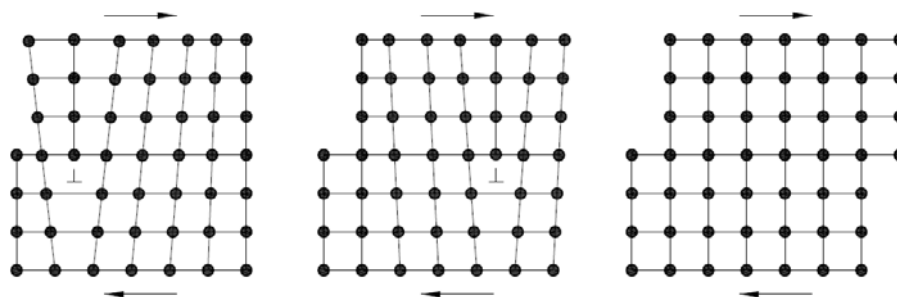
Za metale čiji se modul smicanja kreće u rasponu od 20 do 150 GPa izrazom (3.1) dobiju se vrijednosti teorijskog tangencijalnog naprezanja u rasponu od 3 do 30 GPa. Stvarne vrijednosti naprezanja potrebnog za plastičnu deformaciju u monokristalima metala kreće se u rasponu od 0.5 do 10 MPa (tablica 3.1). Vrijednosti teorijskog tangencijalnog naprezanja su, čak i u slučaju korekcije sinusne aproksimacije, 100 puta veće od stvarnih vrijednosti. Stoga, u procesu plastične deformacije postoje dodatni, energetski manje zahtjevni mehanizmi koji omogućuju klizanje unutar kristalne strukture.

Tablica 3.1. Teorijske i eksperimentalne vrijednosti granice razvlačenja različitih materijala [3]

Materijal	Teorijske maksimalno tangencijalno naprezanje, τ_m /GPa	Eksperimentalne vrijednosti maksimalnog tangencijalnog naprezanja, τ_{eksp} /MPa	$\tau_m/\tau_{\text{eksp}}$
Željezo	13.2	27.5	$\sim 5 \cdot 10^2$
Titanij	6.3	13.7	$\sim 5 \cdot 10^2$
Aluminij	4.2	0.78	$\sim 5 \cdot 10^3$
Magnezij	2.8	0.39	$\sim 7 \cdot 10^3$
Bakar	7.2	0.49	$\sim 1 \cdot 10^4$
Nikal	12.2	3.2-7.35	$\sim 4 \cdot 10^3$
Srebro	4.6	0.37	$\sim 1 \cdot 10^4$
Molibden	19	71.6	$\sim 3 \cdot 10^2$
Niobij	5.8	33.3	$\sim 2 \cdot 10^2$
Kadmij	3.8	0.57	$\sim 7 \cdot 10^3$
Berilij	23.4	1.37	$\sim 2 \cdot 10^4$

Dominantnu ulogu u procesu plastične deformacije ima mehanizam dislokacija. Mehanizam gibanja dislokacija objašnjava razliku između teorijske i realne tangencijalne

čvrstoće metala. Koncept dislokacija pokazuje da je naprezanje potrebno za gibanje dislokacija unutar kristalne rešetke manje od teorijskog tangencijalnog naprezanja te da gibanje dislokacija uzrokuje pojavu stuba ili kliznih traka na slobodnim, vanjskim površinama. Na slici 3.1 shematski je prikazano gibanje rubne dislokacije u kristalnoj rešetci.



Slika 3.1. Gibanje rubne dislokacije

Proces plastične deformacije može se promatrati kao prijelaz materijala iz stanja u kojem se nije dogodilo klizanje u stanje u kojem se klizanje dogodilo [4]. Za prijelaz iz jednog stanja u drugo potrebno je svladati energetska barijeru ΔE . S energijskog stanovišta može se očekivati da neće cijela ravnina klizati istovremeno. Stoga proces klizanja napreduje kretanjem graničnog područja koje predstavlja dislokaciju. Širina dislokacije ovisi o ravnoteži između energije graničnog područja i elastične energije kristala. Za užu dislokaciju energija graničnog područja je manja, dok je za širu dislokaciju manja elastična energija kristala. Stoga ravnotežna širina graničnog područja ovisi o odnosu između ove dvije energije.

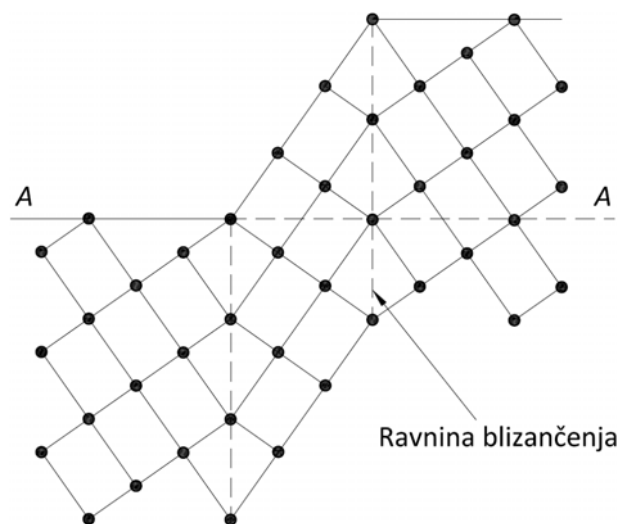
Širina dislokacije određuje naprezanje potrebnu za gibanje dislokacije kroz kristalnu rešetku. Ovo naprezanje se zove *Pierls-Nabarrovo* naprezanje. *Pierls-Nabarrovo* naprezanje predstavlja tangencijalno naprezanje potrebno za gibanje dislokacije kroz kristalnu rešetku:

$$\tau_p \approx \frac{2\mu}{1-\nu} e^{-2\pi w/b} \approx \frac{2\mu}{1-\nu} e^{-[2\pi a/(1-\nu)b]}. \quad (3.2)$$

gdje je ν *Poissonov* koeficijent, w širina dislokacije, b udaljenost između kliznih ravnina i pravca klizanja, a udaljenost između kliznih ravnina.

Drugi vrlo važan mehanizam plastične deformacije u metalnim materijalima je blizančenje [5]. Na slici 3.2 shematski je prikazan proces stvaranja kristala blizanaca. Tijekom

blizančenja stvara se zrcalna slika nedeformirane rešetke. Kristalografska površina simetrije između deformiranog i nedeformiranog dijela kristalne rešetke naziva se površina blizančenja. Blizanci mogu nastati mehaničkom deformacijom ili žarenjem prethodno plastično deformirane strukture. Općenito, blizančenje nastaje u slučaju ograničenja kliznih sustava ili u slučaju visokog kritičnog tangencijalnog naprezanja u smjeru klizanja. Mehanizam blizančenja obuhvaća samo mali dio kristalne strukture i zato je njegov udjel malen u cjelokupnoj plastičnoj deformaciji. Važnost ovog mehanizma je u tome što se blizančenjem mijenja orijentacija kristala. To omogućuje postavljanje novih kliznih sustava u povoljniji položaj s obzirom na vanjsko opterećenje, a to, nadalje, omogućuje aktiviranje dodatnih kliznih sustava.



Slika 3.2. Shematski prikaz procesa blizančenja

3.2. Otpornost krhkom lomu

3.2.1. Udarni rad loma, KV

Otpornost materijala krhkom lomu može se utvrditi s nekoliko metoda ispitivanja. Jedna od najšire upotrebljivanih metoda je ispitivanje udarnog rada loma prema *Charpyju*. Ovim ispitivanjem se na *Charpyjevom* batu utvrđuje se energija za lom ispitnog uzorka sa zarezom koja predstavlja mjeru žilavosti materijala. Iako se vrijednosti udarnog rada loma, KV, ne mogu direktno primijeniti u proračunu konstrukcija, kao što je to slučaj s lomnom žilavošću,

K_{IC} , rezultati dobiveni ispitivanjem udarnog rada loma, KV, u širokoj su upotrebi te su vrlo korisni u ocjeni žilavosti materijala, odnosno otpornosti materijala krhkom lomu. Pored toga, vrijednosti udarnog rada loma u korelaciji su s lomnom žilavošću, K_{IC} . Norme vezane za ispitivanje udarnog rada loma su mnogobrojne, a najznačajnije europske norme vezane za ispitivanje udarnog rada loma metalnih materijala su norme iz serije EN 10045.

3.2.2. Čvrstoća materijala

U osnovi, može se smatrati da čvrstoća materijala ovisi o kohezijskim silama među atomima. Kohezijska sila između dva atoma ovisi o njihovoj međusobnoj udaljenosti. Krivulja ovisnosti je rezultanta odbojne i privlačne sile među atomima. Teorijska kohezijska čvrstoća može se izraziti kao [2]:

$$\sigma_c \sim \sqrt{\frac{E\gamma_s}{a_0}}. \quad (3.3)$$

gdje je E modul elastičnosti, γ_s specifična površinska energija pukotine, a_0 parametar kristalne rešetke. Ovim se izrazom dobiju vrijednosti σ_c u rasponu od $E/4$ do $E/15$.

Uobičajeni inženjerski materijali obično imaju lomnu čvrstoću 10 – 1000 puta manju od teorijske vrijednosti. Iz tablice 3.2 vidljivo je da se neki materijali približavaju teorijskim vrijednostima čvrstoće. Materijali koji se približavaju teorijskim vrijednostima lomne čvrstoće su vlakna za koja se može smatrati da nemaju nesavršenosti u strukturi. Stoga se može zaključiti da pukotine uzrokuju manje vrijednosti lomnih čvrstoća materijala u odnosu na vrijednosti teorijskih čvrstoća.

Tablica 3.2. Maksimalne čvrstoće nekih materijala [3]

Materijal	Lomna čvrstoća, σ_f / GPa	Modul elastičnosti, E / GPa	E/σ_f
Silicijska vlakna	24.1	97.1	4
Viskeri željeza	13.1	295.2	23
Viskeri silicija	6.47	165.7	26
Viskeri aluminija	15.2	496.2	33
Ausforming čelik	3.14	200.1	64
Klavirska žica	2.75	200.1	73

Uz pretpostavku da lom može nastati u trenutku kad naprezanje u vrhu šupljine dosegne vrijednost kohezijske čvrstoće, σ_c i pri manjim vrijednostima nominalnog opterećenja, za slučaj šupljine lomno naprezanje može se odrediti izrazom [2]:

$$\sigma_f = \sqrt{\frac{E\gamma_s\rho}{4a_0a}}. \quad (3.4)$$

gdje je a duljina pukotine, ρ radijus u vrhu pukotine. Iz ovog je izraza vidljivo da lomno naprezanje opada sa smanjenjem radijusa zaobljenja šupljine.

Kako je najoštrija šupljina pukotina s radijusom zaobljenja $\rho = a_0$ slijedi:

$$\sigma_f = \sqrt{\frac{E\gamma_s}{4a}}. \quad (3.5)$$

Ovim se izrazom, uvrštavanjem realnih vrijednosti za izrazito krhke materijale dobiju vrijednosti $\sigma_f \approx E/1000$ što odgovara krhkim materijalima kao što je staklo. Vidljivo je kako vrlo mala pukotina ili zarez znatno snižavaju lomnu čvrstoću materijala.

Navedena razmatranja vrijede za izrazito krhke materijale. Lomno naprezanje krhkog metala veće je od vrijednosti dobivenih izrazom (3.5). Razlog tomu jest postojanje određene plastične deformacije u vrhu pukotine koja zaobljuje pukotinu, odnosno povećava radijus vrha pukotine čime se povećava lomno naprezanje. U tom se slučaju pojavljuje dodatni plastični rad za širenje pukotine.

3.2.3. Griffithova teorija krhkog loma

Za opisivanje lomne čvrstoće metalnih materijala može poslužiti *Griffithov* rad [6] koji je dao prvo objašnjenje razlike između stvarne lomne čvrstoće i teorijske kohezijske čvrstoće kod krhkih materijala. *Griffith* je postavio energijski kriterij širenja pukotine kod krhkih materijala. Širenjem pukotine povećava se površina pukotine za što je potrebna energija kojom bi se svladale kohezijske sile između atoma. Drugim riječima, povećava se energija sustava zbog povećanja površinske energije. Izvor takve energije leži u elastičnoj energiji tijela koja se oslobađa širenjem pukotine. Pukotina će se širiti ako je smanjenje elastične

energije barem jednako energiji potrebnoj za stvaranje novih površina pukotine. Ovim se kriterijem može odrediti veličina naprezanja koja će uzrokovati da se pukotina određene veličine počne širiti u obliku krhkog loma.

Energija idealno elastičnog tijela koje sadrži pukotinu umanjena je zbog neopterećenog dijela tijela oko pukotine. Smanjenje energije zbog postojanja pukotine može se u idealno elastičnom tijelu beskonačno velikih dimenzija i jedinične debljine izraziti:

$$U_E = [2(\pi a)a] \left[\frac{\sigma^2}{2E} \right] = \frac{\pi \sigma^2 a^2}{E}. \quad (3.6)$$

U idealno elastičnom tijelu ova oslobođena elastična energija može se jedino transformirati u površinsku energiju pukotine koja uzrokuje oslobađanje te energije. U stvarnosti se oslobođena elastična energija troši i na plastičnu deformaciju, toplinu, zvuk, itd. Povećanje energije zbog formiranja pukotine jednako je umnošku površinske energije po jedinici površine s površinom pukotine:

$$U_S = [2(2a)][\gamma_s] = 4a\gamma_s. \quad (3.7)$$

Pukotina se širi kad se njenim širenjem ukupna energija sustava smanjuje:

$$\frac{dU_{UK}}{da} = \frac{dU_S}{da} - \frac{dU_E}{da} \leq 0. \quad (3.8)$$

Iz ovog kriterija slijedi da je kritično naprezanje nestabilnog širenja pukotine jednako:

$$\sigma_c = \sqrt{\frac{2E\gamma_s}{\pi a}} \text{ za ravninsko stanje naprezanja,} \quad (3.9)$$

$$\sigma_c = \sqrt{\frac{2E\gamma_s}{\pi a(1-\nu^2)}} \text{ za ravninsko stanje deformacije.} \quad (3.10)$$

Griffithov izraz izveden je za idealno elastično tijelo koje sadrži vrlo oštru pukotinu.

3.2.4. Proširena *Griffithova* teorija loma

Kako je *Griffithov* izraz izveden za idealno elastično tijelo ona vrijedi samo za vrlo krhke materijale kao što je staklo gdje se energija loma troši samo na širenje pukotine odnosno za povećanje površinskih energija formiranjem dviju novih površina. Kod metala je energija loma nekoliko puta veća od površinske energije. Uzrok tomu je plastična deformacija koja se pojavljuje u vrhu pukotine u procesu širenja pukotine. Pri dovoljnoj žilavosti pukotina se ne može dalje širiti. Stoga se osnovna *Griffithova* teorija teško može u izvornom obliku primijeniti na žilave metale jer čak i izrazito krhki metali podliježu određenoj plastičnoj deformaciji, odnosno, mikrodeformaciji prije loma.

Polazeći od *Griffithovog* rada, *Orowan* [7] je modificirao *Griffithov* izraz uključivanjem energije potrebne za plastičnu deformaciju:

$$\sigma = \sqrt{\frac{2E(\gamma_s + \gamma_p)}{\pi a}}, \quad (3.11)$$

gdje je γ_p izraz koji predstavlja energiju plastične deformacije pri rastu pukotine. Kako kod metala dominantnu ulogu ima plastična deformacija oko vrha pukotine, tj. $\gamma_p \gg \gamma_s$ može se pisati:

$$\sigma \approx \sqrt{\frac{E\gamma_p}{a}}. \quad (3.12)$$

U isto vrijeme *Irwin* [8] je također razmatrao primjenjivost *Griffithove* teorije na materijale podložne plastičnoj deformaciji. *Irwin* se zadržao na energijskom pristupu koji se temelji na oslobođenoj elastičnoj energiji po jedinici duljine širenja pukotine dU_E/da koju je označio s G te je pokazao da za pukotinu duljine a vrijedi:

$$\sigma = \sqrt{\frac{EG}{\pi a}}, \quad (3.13)$$

gdje je G količina oslobađanja energije koja predstavlja količinu oslobođene elastične energije po jedinici duljine pukotine. Uspoređujući izraze (3.11) i (3.13) vidi se kako je:

$$G = 2(\gamma_s + \gamma_p). \quad (3.14)$$

Kriterij nestabilnog širenja pukotine je kritična vrijednost količine oslobađanja energije G_c . Kritične vrijednosti količine oslobađanja energije za pojedini materijal mogu se eksperimentalno odrediti.

Utvrđeno je da naprezanje pri vrhu pukotine može biti opisano faktorom intenziteta naprezanja K [9, 10]. Do širenja pukotine dolazi kada faktor intenziteta naprezanja dostigne kritičnu vrijednost. Ova kritična vrijednost faktora intenziteta naprezanja je svojstvo materijala i naziva se lomna žilavost. Lomna žilavost pojedinog materijala određuje se različitim normiranim pokusima. Poznavanjem lomne žilavosti materijala moguće je za pukotinu bilo koje veličine odrediti naprezanje pri kojem dolazi do loma. Za uzorak konačnih dimenzija kritični faktor intenziteta naprezanja, odnosno lomna žilavost u uvjetima ravninskog stanja deformacije, jednaka je:

$$K_{Ic} = Y\sigma_c\sqrt{\pi a}, \quad (3.15)$$

gdje indeks I označava najnepovoljniji način opterećenja pukotine, kada je pukotina postavljena okomito na smjer vlačnog naprezanja, Y je faktor geometrije i položaja uzorka i pukotine, σ_c kritično naprezanje, a duljina pukotine ili slične pogreške. Vrijednosti lomne žilavosti nekih vrsta materijala pri sobnoj temperaturi prikazane su tablici 3.3.

Tablica 3.3. Lomna žilavost nekih vrsta materijala pri sobnoj temperaturi [11]

Materijal	Lomna žilavost, $K_{Ic}/\text{MPam}^{1/2}$
Opći konstrukcijski čelici	40 ... 160
Čelici povišene i visoke čvrstoće	20 ... 120
Titanijeve legure	40 ... 120
Aluminijske legure	20 ... 60
Sivi lijev	20 ... 40
Tvrđi metal (WC-Co)	10 ... 20
Konstrukcijska keramika (Al_2O_3 , ZrO_2 , SiC , Si_3N_4 i dr.)	2 ... 15
Polimeri	0,5 ... 6
Mramor	1,2 ... 2,2
Staklo	0,5 ... 1,2
Beton	0,2 ... 1,0

Dok količina oslobađanja energije G ima fizičko značenje za proces loma, faktor intenziteta naprezanja K pogodniji je u analitičkim metodama. Uspoređujući izraze (3.13) i (3.15) vidljivo je da su ove dvije veličine ekvivalentne, te vrijedi:

$$G = \frac{K^2}{E} \text{ za ravninsko stanje naprezanja,} \quad (3.16a)$$

$$G = \frac{K^2}{E} (1 - \nu^2) \text{ za ravninsko stanje deformacije.} \quad (3.16b)$$

Griffithova teorija krhkog loma primjenljiva je u slučaju vrlo male plastične zone u vrhu pukotine, u intervalu omjera $\sigma/R_{p0.2} < 0.8...0.9$ [11].

Proces krhkog loma često započinje mikroplastičnom deformacijom, pri čemu se dislokacije gomilaju na zaprekama koje onemogućuju njihovo gibanje. Gomilanje dislokacija može dovesti do nukleacije mikropukotine. Mikroplastičnom deformacijom pukotina raste s povećanjem gomilanja dislokacija. Pukotina se širi kad naprezanje dosegne kritičnu veličinu. Proces gomilanja dislokacija odvija se uslijed tangencijalnog naprezanja, dok se širenje pukotine odvija uslijed normalnog, vlačnog naprezanja. Pukotina se formira kada je rad uslijed tangencijalnog naprezanja dovoljan za gibanje dislokacija te stvaranje nove površine [2, 12-17].

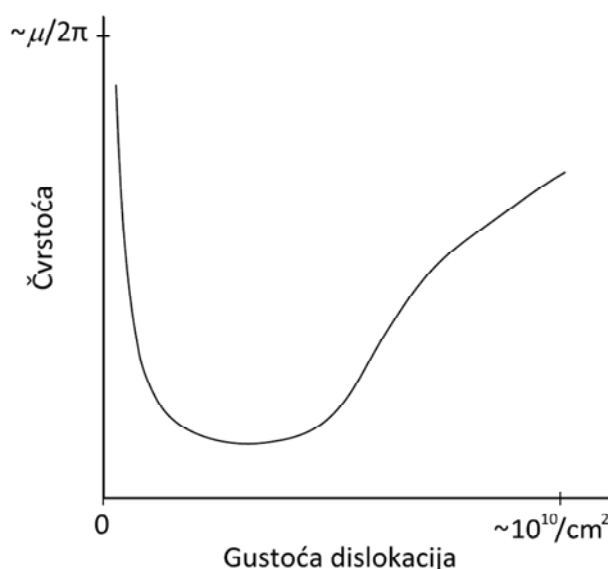
Ako je plastična zona veća, moguće je primijeniti koncept COD i koncept J -integrala [18-21].

3.3. Mikrostruktura i mehanička svojstva metalnih legura

3.3.1. Utjecaj mikrostrukture na otpornost plastičnom deformiranju

3.3.1.1. Deformacijsko očvršćivanje

Deformacijsko očvršćivanje je rezultat povećanja broja interakcija između samih dislokacija i dislokacija s drugim preprekama, što otežava njihovu pokretljivost. Maksimalne vrijednosti čvrstoće metala postižu se ili za izrazito mali broj dislokacija ili za vrlo veliki broj dislokacija ($\gtrsim 10^{10} \text{ cm/cm}^3$). Niske vrijednosti čvrstoće odgovaraju broju dislokacija $\sim 10^3 - 10^5 \text{ cm/cm}^3$ (slika 3.3).



Slika 3.3. Shematski prikaz ovisnosti čvrstoće metala o gustoći dislokacija [16]

Visok stupanj deformacijskog očvršćivanja ostvaruje se međusobnim ometanjem klizanja dislokacija. Do ometanja klizanja dolazi uslijed međudjelovanja polja naprezanja oko dislokacija, međudjelovanjem dislokacija s kojima se uzrokuje uglavljivanje, tj. usidravanje dislokacija, te prodiranjima jednog kliznog sustava u drugi, pri čemu nastaju stube, tj. prijelomi u dislokacijama. Osnovna jednadžba koja povezuje granicu razvlačenja i strukturu jest [2, 16]:

$$R_{p0.2} = \sigma_i + \alpha \mu b \rho^{1/2}, \quad (3.17)$$

gdje je σ_i otpor gibanju dislokacija na kliznim ravninama, koje se naziva *Pierls-Nabarrovo* naprezanje, α je konstanta koja se kreće u rasponu od 0.3-0.6, μ je modul smicanja, b *Burgersov* vektor, ρ gustoća dislokacija.

3.3.1.2. Očvršćivanje granicama zrna

Očvršćivanje granicama zrna istraživano je na bikristalnim materijalima [22-24]. Granica razvlačenja u bikristalnim materijalima linearno se povećava s povećanjem nepodudarnosti u orijentaciji kristalnih zrna, dok se povećanjem podudarnosti kristalnih zrna granica razvlačenja približava vrijednostima granice razvlačenja monokristala.

Vrlo važan utjecaj granica zrna na granicu razvlačenja, odnosno ponašanje metala prilikom plastične deformacije, proizlazi iz činjenice da granice zrna predstavljaju barijeru klizanju dislokacija, čime dodatno sprječavaju njihovu pokretljivost i povećavaju granicu razvlačenja. Ovisnost granice razvlačenja o veličini zrna može se izraziti *Hall-Petchovom* jednadžbom [25-28]:

$$R_{p0.2} = \sigma_i + kd^{-1/2}, \quad (3.18)$$

gdje je k koeficijent djelovanja granice zrna, d karakteristična dimenzija zrna.

Hall-Petchov izraz eksperimentalno je potvrđen u slučaju izveden je za slučaj gomilanja dislokacija kod kojeg je broj dislokacija veći od 50. Za manja nagomilavanja treba tražiti druge jednadžbe. Na primjer, za imaginarno male dimenzije zrna od približno 4 nm vrijednosti čvrstoće, prema *Hall-Petchovom* izrazu, imale bi vrijednosti teorijske tangencijalne čvrstoće, što nije realno očekivati [16].

3.3.1.3. Očvršćivanje legiranjem

Legiranje, tj. otapanje jednog ili više elemenata u kristalnoj rešetci osnovnog elementa otapala, pri čemu se zadržava jednofazna struktura, rezultira različitim elastičnim,

električnim i kemijskim međudjelovanjima između polja naprezanja otopljenog atoma i dislokacija prisutnih u kristalnoj rešetci. Smatra se da djelovanja električnim međudjelovanja imaju najvažniju ulogu u očvršćivanju legura.

Međudjelovanje rubne ili vijčane dislokacije i otopljenog atoma ovisi o polju naprezanja oko otopljenog atoma. Polje naprezanja oko rubne dislokacije kombinacija je tangencijalnog i hidrostatskog naprezanja, osim u smjeru osi x i y koje sadrži distorzijsku i dilatacijsku komponentu naprezanja. Vijčana dislokacija okružena je poljem tangencijalnog naprezanja koje sadrži distorzijsku komponentu. Supstitucijski tip kristala mješanca, na primjer krom u FCC rešetki nikla ili BCC rešetki željeza, rezultira simetričnim, hidrostatskim poljem naprezanja uzrokovanog razlikom u veličini atoma otapala i otopljenog atoma. Distorzija kristalne rešetke jednaka je u svim smjerovima, a doprinos očvršćivanju proporcionalan je veličini nepodudarnosti ϵ , tako da je:

$$\epsilon \propto \frac{da_0}{dc}. \quad (3.19)$$

gdje je a_0 parametar kristalne rešetke, c koncentracija legirajućeg elementa. Hidrostatsko polje naprezanja oko supstitucijski otopljenog atoma u interakciji je s hidrostatskim poljem naprezanja oko rubne dislokacije, ali ne i s tangencijalnim, tj. distorzijskim poljem naprezanja oko vijčane dislokacije. Stupanj očvršćivanja također ovisi i o međudjelovanju modula smicanja metalne matrice i otopljenog atoma, neovisno o tome radi li se o vijčanoj ili rubnoj dislokaciji, a djelovanje je proporcionalno koncentraciji legirajućeg elementa.

Znatno veća interakcija između otopljenog atoma legirajućeg elementa i dislokacije ostvaruje se kada polje naprezanja oko otopljenog atoma djeluje i na rubnu i na vijčanu dislokaciju. Intersticijski tip kristala mješanaca, kao na primjer ugljik i/ili dušik u BCC strukturi željeza, rezultira nesimetričnim poljem naprezanja koje će djelovati i na rubnu i na vijčanu dislokaciju. Intersticijski prostor BCC rešetke nije simetričan niti dovoljan za smještanje atoma ugljika i/ili dušika. Teorijska i eksperimentalna razmatranja pokazuju da čvrstoća čelika znatno raste već pri malim količinskim udjelima ugljika te je proporcionalna koncentraciji ugljika:

$$\tau \propto \sqrt{c}. \quad (3.20)$$

Intersticijski prostor FCC rešetke simetričan je što rezultira slabijom interakcijom s vijčanim dislokacijama, a time i slabijom mogućnošću očvršćivanja kristala. Također, FCC rešetka pruža više mjesta za smještanje intersticijskih atoma, zbog čega je distorzija FCC strukture znatno manja nego BCC strukture, a doprinos ugljika očvršćivanju FCC željeza manji je nego u BCC željezu. Postoji i niz drugih nesavršenosti kristalne strukture koje uzrokuju nesimetričnost polja naprezanja. Tako, na primjer, zamjena dva jednovalentna iona s jednim dvovalentnim ionom u jednovalentnom kristalu rezultira nesimetričnim poljem naprezanja zbog pojave interakcije iona i zamjenom uzrokovanom vakancijom.

Mogućnost očvršćivanja legiranjem, dakle, najviše ovisi o polju naprezanja koje stvara otopljeni atom. Kada je polje simetrično, interakcija se javlja samo s rubnom dislokacijom, a očvršćivanje legiranjem je ograničeno. Kada je polje nesimetrično, interakcija se javlja i s rubnom i s vijčanom dislokacijom, a očvršćivanje legiranjem znatno je veće [29].

Ugljik i dušik imaju snažan utjecaj na gibanje i rubnih i vijčanih dislokacija u BCC željezu. Povećana topivost ugljika i dušika u području oko dislokacije blokira, tj. "zaključava" dislokacije. Tako otežano gibanje dislokacija zahtijeva dovoljno visoko naprezanje (gornja granica razvlačenja) za njihovo deblokiranje i gibanje kroz rešetku kristala. Deblokiranje dislokacije umnožavaju se velikom brzinom [30], što opet rezultira brzim povećanjem mobilnih dislokacija. Klizanje postaje lakše, a naprezanje potrebno za daljnju deformaciju manje (donja granica razvlačenja). Ovakva heterogena plastična deformacija uzrokuje pojavu *Ludersovih* traka. Naprezanje ostaje relativno konstantno sve dok se sve dislokacije ne deblokiraju. Nakon toga nastavlja se homogena plastična deformacija. Kada bi se deformacija u tom trenutku prekinula na način da se potpuno otkloni opterećenje i ako bi se u relativno kratkom vremenu naknadno povratilo opterećenje, krivulja naprezanje-istezanje ne bi pokazivala nikakvu točku tečenja. Kada bi se naknadno opterećenje ponovilo nakon starenja od nekoliko dana na sobnoj temperaturi ili nekoliko sati na povišenoj temperaturi starenja, točka tečenja ponovno bi se pojavila. Štoviše, točka tečenja tada bi bila znatno veća. Očvršćivanje starenjem rezultat je difuzije atoma ugljika i dušika u područje oko dislokacija i njihovog ponovnog blokiranja. Očvršćivanje starenjem povezano je i s pojavom izrezuckanosti (ponavljajuće tečenje) krivulje naprezanje-istezanje. Rezultat je to velike brzine difuzije intersticijskih atoma, obično na povišenim temperaturama, pri čemu se proces

blokiranja-deblokiranja dislokacija uspijeva konstantno ponavljati. Ponavljajuće tečenje ponovno iščezava na relativno višim temperaturama.

Slično ponašanje u području granice razvlačenja materijala koji ne sadrže veće količine intersticijski otopljenog ugljika i dušika povezano je s malom inicijalnom gustoćom mobilnih dislokacija i malom osjetljivošću brzine dislokacija na naprezanje [31, 32]. Povezanost brzine plastične deformacije i brzine dislokacija može se izraziti:

$$\dot{\epsilon} \propto Nbv, \quad (3.21)$$

gdje je N broj dislokacija po jedinici površine slobodnih za kretanje i umnažanje, b Burgersov vektor, v brzina dislokacija. Brzina dislokacija ovisi o kritičnom tangencijalnom naprezanju u pravcu klizanja:

$$v = \left(\frac{\tau}{D} \right)^m, \quad (3.22)$$

gdje je τ tangencijalno naprezanje, D i m su konstante materijala. Povećanje brzine dislokacija jedini je način da se u materijalima s malom inicijalnom gustoćom mobilnih dislokacija (ili s blokiranim dislokacijama kao u željezu) zadovolji nametnuta brzina plastične deformacije. No to se, sukladno izrazu (3.22), može ostvariti samo pri visokim naprezanjima. Jednom kad se dislokacije počnu gibati, počnu se i umnažati te se broj dislokacija, strahovito povećava. Iako dolazi do izvjesnog deformacijskog očvršćivanja, dovoljno je da se brzina dislokacija, a time i naprezanje, može smanjiti. Stoga se, nakon što je klizanje počelo, naprezanje potrebno za deformaciju smanjuje. Konačno, povećanjem broja dislokacija se, povećava deformacijsko očvršćivanje i naprezanje počinje rasti s povećanjem deformacije. Pad naprezanja ovisit će o konstanti m .

3.3.1.4. Precipitacijsko očvršćivanje

Izdvajanje fino disperzirane faze u osnovnoj strukturi metala kod precipitacijskog očvršćivanja obično je prilog očvršćivanju nastajanjem kristala mješancu ili legiranjem. Doprinos precipitacijskog očvršćivanja proizlazi, prije svega, iz prezasićene krute faze

osnovne strukture. Pored toga, prisutnost čestica sekundarne faze u matrici osnovne strukture metala uzrokuje lokalizirana unutarnja naprezanja koja modificiraju svojstva metalne matrice. Za razumijevanje očvršćivanja putem precipitata mnogi se čimbenici trebaju uzeti u obzir. Oni uključuju veličinu, oblik, broj i raspodjelu čestica sekundarne faze, čvrstoću, duktilnost i ponašanje pri deformacijskom očvršćivanju matrice i sekundarne faze, kristalografsku podudarnost između faza i graničnu energiju te povezivanje među fazama.

Općenito, precipitati sekundarne faze otežavaju gibanje dislokacija [33-39]. Čvrstoća i tvrdoća povećavaju se s vremenom i veličinom čestica starenja, no, moguće je i da se nakon određenog vremena starenja čvrstoća i tvrdoća počinju smanjivati.

3.3.1.5. Disperzijsko očvršćivanje

Legure se također uspješno očvršćuju i dodatkom tvrdih čestica, kao što su oksidi, karbidi, nitridi, boridi i drugih čestica u matricu osnovnog metala koje ometaju gibanje dislokacija. U disperzijski očvrsnutim legurama nema koherencije između čestica i matrice. Očvršćivanje se zasniva na mehanizmu stvaranja prstena oko čestica sekundarne faze. Čvrstoća raste s povećanjem volumnog udjela i smanjenjem razmaka između čestica sekundarne faze. Ovaj mehanizam očvršćivanja ima manji potencijal u odnosu na mehanizam očvršćivanja kod kojeg dolazi do odrezivanja precipitata. S druge strane, mikrostruktura disperzijski očvrsnute legure stabilnija je u odnosu na precipitacijski očvrsnute legure jer nema okrupnjivanja i rastvaranja na povišenim temperaturama pa su, stoga, ove legure pogodne za rad na povišenim temperaturama.

3.3.2. Utjecaj mikrostrukture na otpornost krhkom lomu

Općenito, postoji inverzna ovisnost između čvrstoće i žilavosti. Ograničavanjem sposobnosti materijala prema deformiranju različitim mehanizmima očvršćivanja u pravilu se snižava lomna žilavost. No, u praksi se vrlo često javlja potreba za istodobnim povećanjem i čvrstoće i žilavosti materijala. Postoji nekoliko mikromehanizama s kojima istodobno

povećava i čvrstoća i žilavost materijala. To su poboljšanje procesa legiranja i taljenja, postizanje optimalne mikrostrukture i raspodjele faza te usitnjavanje mikrostrukture.

3.3.2.1. Optimiranje mikrostrukture prema maksimalnoj žilavosti

Na odnos između čvrstoće i žilavosti u velikoj se mjeri može utjecati kemijskim sastavom, odnosno legiranjem, i mikrostrukturom [5, 16, 40]. Ugljik je element koji ima najznačajniji utjecaj na čvrstoću i tvrdoću čelika, međutim, karbidi, osim što povećavaju čvrstoću, su i mjesta nukleacije pukotina. Osim nikla, većina elemenata otopljenih u čeliku snižava duktilnost. Nikal, nadalje, snižava prijelaznu temperaturu, stabilizira austenitnu strukturu i osigurava bolju žilavost. Pored toga, nikal i povećava prokaljivost. Krom povećava čvrstoću, ali je i jak karbidotvorac. Krom također povećava prokaljivost. Molibden povećava čvrstoću i prokaljivost, jak je karbidotvorac, ali sprječava pojavu visokotemperaturne krhkosti. Silicij povećava granicu razvlačenja i prijelaznu temperaturu. Mangan onemogućuje pojavu toplih pukotina, jako povećava prokaljivost i snižava prijelaznu temperaturu. Kobalt potiče stvaranje martenzita i precipitacijsko očvršćivanje. Titanij je sklon tvorbi karbida i nitrida, a u većim udjelima djeluje na precipitacijsko očvršćivanje. Vanadij usitnjava primarno austenitno zrno kao jaki karbidotvorac i nitridotvorac. Volfram stabilizira feritnu strukturu i jaki je karbidotvorac te sprječava rast zrna. Aluminij tvori nitrid s kojim se ustaljuju granice zrna i sprječava rast zrna, dok s druge strane uklanjanje dušika smanjuje otpornost gibanju dislokacija i smanjuje prijelaznu temperaturu. Općenito, kod čelika se čvrstoća povećava dodatkom Cr, V, Mo, W, Co, a žilavost se povećava smanjenjem sadržaja C i dodatkom Si, Ni, W, Cr.

Finiji mikrostrukturni sastojci čelika, kao što su donji bainit ili niskouglični martenzit, pružaju veću otpornost prema lomu nego grublji mikrostrukturni sastojci kao što su ferit, perlit ili gornji bainit [41]. Žilavost austenita proizlazi iz žilave austenitne, plošno centrirane kubične rešetke, FCC. Lomna žilavost povećava se s povećanjem zaostalog austenita u strukturi čelika. Kako je austenit mekaniji i žilaviji od martenzita, zaostali austenit zatupljuje pukotinu i koči njezin rast. S druge strane, zaostali austenit se u visokougličnim čelicima

može pod utjecajem naprezanja za vrijeme deformiranja transformirati u martenzit koji je vrlo krhak. Veća žilavost maraging čelika u odnosu na poboljšane čelike proizlazi iz činjenice da su intermetalni precipitati u maraging čelika puno sitniji i otporniji na prijelom negoli karbidi koji u poboljšanom čeliku imaju ulogu precipitata.

3.3.2.2. Usitnjavanje mikrostrukture

Usitnjavanje mikrostrukture jedinstven je mikromehanizam kojim se istodobno povećava i čvrstoća i žilavost metala. Dobro je poznata povećana čvrstoća i žilavost poboljšanog čelika u čijoj se strukturi nalaze martenzit i donji bainit u odnosu na normalizirane strukture koje obilježava okrupnjavanje mikrostrukture. Povoljan učinak usitnjavanja mikrostrukture ogleda se i kroz snižavanje prijelazne temperature. Mikrostrukture koje se postižu cikličkom toplinskom obradom daju još bolje rezultate povećanja čvrstoće i žilavosti metala. Cikličkom toplinskom obradom postiže se finija mikrostruktura nego li je to kod poboljšavanja čelika [42].

Povoljan učinak usitnjavanja mikrostrukture može se objasniti činjenicom da se širenje pukotine zaustavlja na granicama zrna, a njih je u sitnijoj strukturi više. Također se pri ponovnom iniciranju rasta pukotine troši znatna energija na promjenu smjera širenja pukotine.

Iz dislokacijskog modela krhkog loma, koristeći izraze (3.18) može se doći do izraza za lomnu čvrstoću u ovisnosti o veličini zrna [15, 43].

$$\sigma_f \approx \frac{4\mu\gamma_{es}}{k} d^{-1/2}. \quad (3.23)$$

gdje je μ modul smicanja, γ_{es} efektivna površinska energija koja uključuje i energiju plastične mikrodeformacije pri rastu pukotine, k koeficijent djelovanja granice zrna, d dimenzija zrna.

U izrazu (3.23), osim dimenzije zrna, važnu ulogu ima i površinska energija. Površinska energija raste s povećanjem broja nezaključanih izvora dislokacija, porastom temperature i smanjenjem brzine širenja pukotine [14]. Veći broj dislokacija u blizini pukotine znači veće

zatupljivanje pukotine što rezultira većom žilavošću metala. Kada su izvori dislokacija zaključani, primjerice otopljenim atomima kao što su dušik ili ugljik ili su dislokacije teško pokretne zbog visokog *Pierls-Nabarro*vog naprezanja, lomno naprezanje se smanjuje. Povoljan utjecaj povišenja temperature može se pripisati smanjenju *Pierls-Nabarro*vog naprezanja i povećanju brzine dislokacija. Smanjenjem brzine širenja pukotine povećava se vrijeme potrebno većem broju dislokacija za zatupljivanje pukotine. Općenito, sve što povećava broj i brzinu mobilnih dislokacija te vrijeme potrebno za proces zatupljivanja pukotine, povećava površinsku energiju i lomno naprezanje, odnosno, povećava žilavost.

3.3.3. Utjecaj povijesti obrade na mikrostrukturu i mehanička svojstva čelika i čeličnog lijeva

3.3.3.1. Utjecaj lijevanja

Kemijski sastav čeličnih odljevaka sličan je onome u odgovarajućih čelika. Čelični lijev obično ima povišen sadržaj silicija i mangana. Nakon lijevanja čelični lijev ima tzv. ljevačku strukturu te stoga on u pravilu ima slabiju eksploatacijsku nosivost od čelika istog kemijskog sastava. On je često ekonomičniji za uporabu, posebno ako se koristi u proizvodnji proizvoda kompliciranih oblika, koje bi katkada bilo i nemoguće izraditi obradom odvajanja čestica ili oblikovanjem deformiranjem.

Negativni utjecaji ljevačke strukture neutraliziraju se različitim metalurškim i mehaničkim postupcima usavršavanja mikrostrukture. To su postupci tople plastične deformacije s kojima se prije svega usitnjava i ujednačava mikrostruktura te metalni i nemetalni uključci te poboljšava eksploatacijska nosivost čeličnog lijeva, tj. čelika.

Pojedini negativni utjecaji ljevačke strukture mogu se umanjiti ili neutralizirati i postupcima toplinske obrade. Kako je čelični lijev po kemijskom sastavu i mikrostrukturi sličan odgovarajućem čeliku, postupci toplinske obrade koji se primjenjuju kod čelika mogu se primijeniti i kod čeličnog lijeva, međutim, zbog karakteristične ljevačke strukture čeličnih ljevova mogućnosti toplinske obrade čeličnog lijeva ograničene su. Toplinskom obradom

moguće je promijeniti mikrostrukturne konstituente, kemijske i mikrostrukturne nehomogenosti te smanjiti zaostala naprezanja. Međutim, toplinskom obradom nije moguće ukloniti mikropukotine, mikroporoznost, značajnije mikrosegregacije, itd. Ljevačka struktura nije pogodna za toplinsku obradu te je stoga potrebna je posebna pažnja pri toplinskoj obradi čeličnog lijeva. Pri tome se obično primjenjuju postupci homogenizacije, žarenja, normalizacije i žarenje za relaksaciju zaostalih naprezanja i stabilizaciju dimenzija. U pravilu, ovi postupci prethode očvršćivanju čeličnog lijeva postupcima toplinske obrade.

3.3.3.1.1. Struktura odljevaka

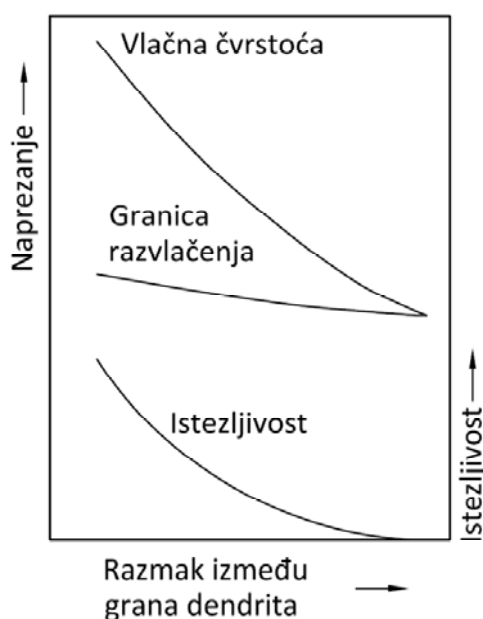
Odljevci u lijevanom stanju imaju tipičnu dendritsku strukturu, koju obilježava krupno zrno, neujednačena mikrostruktura, manje kompaktnosti, jače izražena segregacija, povišeni sadržaj metalnih i nemetalnih uključaka, šupljina, pukotina, itd. Ljevačke pogreške, odnosno pogreške na odljencima, glavni su razlog lošijih mehaničkih svojstava čeličnog lijeva u odnosu na odgovarajuće čelike istog kemijskog sastava. Prema međunarodnoj klasifikaciji pogreške se na odljencima klasificiraju u sedam grupa:

- A) Metalne izrasline
- B) Šupljine
- C) Prekid kontinuiteta mase
- D) Pogreške na površini odljevka
- E) Nepotpun odljevak
- F) Netočne mjere ili oblik
- G) Uključci i nepravilna struktura

Ukoliko nisu kritične veličine ili se ne nalaze na mjestu kritičnog naprezanja, uključci i nepravilna struktura, šupljine i prekid kontinuiteta mase su grupe pogrešaka koje u pravilu ne uzrokuju škart odljevka i sastavni su dio odljevka koji znatno utječu na mehanička svojstva odljevka. Stoga je ovim pogreškama potrebno posvetiti posebnu pažnju pri poboljšavanju i optimiranju mehaničkih svojstava čeličnog lijeva.

Velika površina granica zrna sitnozrnate mikrostrukture obilježje je manje koncentracije nečistoća po granicama zrna. Stoga je pri skrućivanju odljevka poželjna upravo takva sitnozrnata struktura kojom se povećava granica razvlačenja, duktilnost, žilavost, zatim poboljšava dinamička izdržljivost, korozijska otpornost po granicama zrna, otpornost prema pojavi pukotina prilikom skrućivanja i zavarivanja, otpornost pri obradi deformacijom te smanjuje poroznost.

Smanjivanjem razmaka između grana dendrita, općenito se poboljšavaju mehanička svojstva odljevaka (slika 3.4). Razmak između grana dendrita ima veliki utjecaj na vlačnu čvrstoću i istezljivost. Smanjivanjem brzine ohlađivanja raste razmak između grana dendrita, a vlačna se čvrstoća smanjuje. Razmak između grana dendrita nema veliki utjecaj na granicu razvlačenja. Povećanjem razmaka između grana dendrita vrijednost vlačne čvrstoće će se približavati granici razvlačenja, odnosno istezljivost će opadati, a legura će postati krhkija.



Slika 3.4. Shematski prikaz utjecaja razmaka između dendrita na mehanička svojstva [44]

Utjecaj razmaka između grana dendrita na mehanička svojstva proizlazi iz simultanog utjecaja velikog broja efekata. Smanjivanjem razmaka između grana dendrita ograničava se nukleacija interdendritskih faza. Struktura u interdendritskim područjima postaje čišća i homogenija. Mala nepodudarnost grana dendrita tijekom rasta kristala uzrokuje stvaranje

malokutnih granica između grana. Veći stupanj nepodudarnosti pruža veći otpor klizanju. Usitnjavanjem i ujednačavanjem razmaka između grana dendrita poboljšavaju se mogućnosti toplinske obrade. Brzina homogenizacije raste sa smanjenjem razmaka između grana dendrita, što omogućuje potpuniju homogenizaciju. Više otopljenih atoma u kristalima mješancima daje veće mogućnosti pri precipitacijskom očvršćivanju. Također, i usitnjavanje i ujednačavanje razmaka između grana dendrita povećava udjel otopljenih neravnotežnih sekundarnih faza. Smanjuje se količina i veličina preostalih čestica, što dodatno utječe na poboljšanje čvrstoće i žilavosti. Smanjenje razmaka između grana dendrita omogućava lakšu sferoidizaciju uključaka i pora pri toplinskoj obradi na visokim temperaturama, što dodatno povećava čvrstoću i žilavost [44].

Čvrsti filmovi, koji se formiraju na površini taline mogu se pri lijevanju uvući u kalupnu šupljinu i činiti uključak u odljevku. Zbog turbulencije pri popunjavanju kalupne šupljine, ti filmovi obično imaju kompaktan oblik. U tom su obliku oni mali i zaobljeni, što ih čini relativno bezopasnima. Međutim, s produživanjem vremena skrućivanja njihov utjecaj raste. Razlog tomu je njihovo razvijanje u ravninski oblik, a veličina im može dosegnuti dimenzije deset puta veće od početnog, kompaktnog promjera. Pritom je vrijeme skrućivanja ključni faktor. Ako je vrijeme kratko ti filmovi ostaju zarobljeni u kompaktnom obliku promjera manjim od 0.1 do 1 mm. Kod dovoljno dugog vremena skrućivanja ti se filmovi otvaraju svojom punom veličinom koja može imati dimenzije od 10 do 15 mm. Vrijeme za otvaranje ovih filmova ovisi o mnogobrojnim čimbenicima. Pri većim koncentracijama plina i slabijim uvjetima napajanja odljevka otvaranje filmova je brže. Odgođeno skrućivanje u slabo napajanim dijelovima odljevka dovodi do otvaranja filmova. Stoga su mehanička svojstva bolja u dijelovima odljevka koji su se skrućivali brže, a lošija u slabo napajanim dijelovima odljevka. Najveći utjecaj na pad duktilnosti koji se odnosi na povećanje razmaka između grana dendrita ima vrijeme potrebno za otvaranje filmova (slika 3.4). Veće vrijeme skrućivanja rezultira većim razmakom između grana dendrita. Prisutnost filmova jako utječe na mikrostrukturu odljevka, naročito na veličinu zrna. Ti se filmovi uglavnom nalaze na granicama zrna pa se smanjuje provođenje topline i dolazi do povećanja kristalnog zrna [44].

Općenito, svaki nemetalni prekid kontinuiteta strukture umanjuje kvalitetu odljevka, bilo da se radi o tvrdoj, mekoj, plinovitoj ili parnoj fazi. Negativan utjecaj pogreške smanjuje se s

povećanjem njene kompaktnosti. Konačno, utjecaj pogreške može se zanemariti ako je pogreška manja od relevantne mikrostrukturne veličine legure, odnosno, ako je manja od razmaka između grana dendrita. Stoga je vrlo važno razlikovati bezopasne kompaktne pogreške i velike ravninske pogreške. Vrlo velike pogreške mogu biti i od 10 do 1000 puta veće od razmaka između grana dendrita. Također, važan je i broj i gustoća pogrešaka po jedinici volumena jer njihov utjecaj može nadmašiti utjecaj kompaktnosti pogreške.

Postoji puno izvora uključaka u čeličnim odljevcima [45]. Reoksidacijski uključci čine 80 % svih uključaka u ugljičnim i niskolegiranim čeličnim odljevcima. Uključci kalupnog materijala zastupljeni su sa 15 %, dok su ostali, trošćani uključci, uključci vatrostalnog materijala i deoksidacijski uključci zastupljeni s 5 %. Pored tih uključaka, čelični odljevci sadrže i određenu količinu vrlo finih uključaka koji nastaju tijekom skrućivanja. Ti su uključci rezultat nukleacije i rasta neaktiviranih deoksidacijskih elemenata u talini koja se nalazi u interdendriskim područjima. Njihova veličina je ograničena veličinom interdendritskih područja. Oni su često povezani s malim količinama MnS. Pojedini se produkti deoksidacije rastom dendrita potiskuju u područja sa zaostalom talinom i na taj način postaju nukleusi za precipitate u kasnijoj fazi skrućivanja. Koncentracija segregiranih otopina može biti tolika da se daljnjim napredovanjem skrućivanja mogu formirati i drugi uključci. Ti uključci obuhvaćaju nitride, kao što su TiN, karbide, kao što su TiC, sulfide, kao što su MnS, oksid-sulfide, i druge uključke. Općenito, ti će uključci biti koncentrirani i bit će najveći na granicama zrna i u području lijevane strukture u kojoj su najveće segregacije. Daljnja precipitacija uključaka, koji mogu biti još finiji, nastavlja se i u čvrstom stanju. Formiranje tih uključaka omogućeno je smanjivanjem topivosti pojedinih elemenata uslijed pada temperature.

Poroznost mogu uzrokovati i plinovi u rastaljenom metalu koji se razvijaju tijekom skrućivanja. Formiranje pore moguće je samo u prisutnosti nukleusa pogodnog za nukleaciju plina. U protivnom, plin neće formirati poru, čak i ako premaši maksimalnu topivost u metalu. Obično se razvijeni plin pojavljuje u interdendriskim prostorima fino disperziran. Međutim, u metalima gdje se skrućivanje odvija ravnom ili glatkom frontom skrućivanja omogućuje se rast plinske poroznosti. Veličina pora kod poroznosti koja nastaje iz rastaljenog metala doseže dimenzije 0.05 – 0.5 mm.

Lijevanje taline u kalupnu šuplinu nužno za sobom povlači zrak i druge plinove u kalupu. Ukoliko ima dovoljno vremena i ukoliko nisu na neki način zadržani, ti plinovi nastoje izaći iz metala. Međutim, oksidni repovi koji se stvaraju iz mjehurića i oksidni filmovi zaustavljaju mjehuriće u odljevku. Veličina ove vrste poroznosti, odnosno mjehura zraka kreće se u granicama 0.5 – 5 mm.

Za razliku od mjehura zraka zarobljenog kod ulijevanja taline u kalup, plinski mjehuri nastaju mnogo kasnije kada je mogućnost isplivavanja na površinu odljevka puno manja. Plinski mjehuri nastaju za vrijeme skrućivanja odljevka upuhivanjem plinova razvijenih u kalupu ili jezgri u talinu. Razvijanje plinova u kalupu ili jezgri rezultat je reakcije između vruće taline i kalupnog materijala. Izvor plinova su veziva, dodatci, premazi i vlaga iz kalupa i jezgri. U ovoj fazi skrućivanja površinski čvrsti sloj gotovo je formiran i zbog toga mjehuri ostaju zarobljeni u odljevku. Plinski mjehuri obično nastaju akumulacijom puno sitnijih mjehurića, a u najgorem slučaju nastaju iz konstantne struje plina koja nastaje u kalupu ili jezgri. Plinski mjehuri prepoznatljivi su po svojoj veličini koja se mjeri u centimetrima ili čak u decimetrima, po spljoštenom obliku i poziciji od nekoliko milimetara ispod površine. Ta poroznost, odnosno plinski mjehuri dosežu veličinu od oko 10 – 100 mm.

Slojevita poroznost predstavlja vrstu poroznosti skupljanja koja pojavljuje u legurama s dugačkim intervalom skrućivanja. Ta se poroznost javlja u uvjetima koji se nalaze između onih u kojima se formiraju koncentrirane poroznosti i onih u kojima se formiraju disperzirane mikroporoznosti. Stoga se utjecaj ove poroznosti na vlačna svojstva nalazi između utjecaja koji ima jedna pora i utjecaja kojeg ima pukotina ili rascjep u odljevku.

Formiranje toplih i hladnih pukotina rezultat je naprezanja koja nastaju pri ohlađivanju. Te se pukotine obično pojavljuju poprečno ili radijalno po presjeku i stoga imaju posebno štetan utjecaj na uporabivost odljevka.

Čvrsti filmovi formiraju se tijekom turbulentnog strujanja taline prilikom ulijevanja, a obično ih čine oksidi, nitridi ili karbidi. Ti filmovi mogu biti mali i tada su relativno zanemarivi. Nasuprot tome, oni se mogu prostirati i kroz cijeli poprečni presjek odljevka. Njihova je pozicija i orijentacija slučajna. Nepogodna pozicija, orijentacija i veličina tih filmova može imati vrlo štetan utjecaj na uporabljivost odljevka.

3.3.3.1.2. Utjecaj metalne matrice na mehanička svojstva odljevaka

Općenito, čvrstoća metala određena je kristalnom strukturom i njezinim nesavršenostima kao što su npr. dislokacije. Kristalnom strukturom se uz pomoć *Burgersovog* vektora određuje i broj i vrsta kliznih sustava te otpor gibanju dislokacija (*Pierlsovo* naprezanje) čime se definira osnovna razina čvrstoće metala. Za razliku od metala s kristalnom rešetkom malog stupnja simetrije, metali s kubičnom kristalnom rešetkom i metali s kristalnom rešetkom visokog stupnja simetrije u polikristalnom obliku u pravilu imaju na sobnoj temperaturi visoku duktilnost. Gibanje dislokacija može biti blokirano granicama zrna ili nesavršenostima, kao što su atomi stranih elemenata, precipitacijske čestice i druge dislokacije.

Finozrnata struktura, veliki dodaci legirajućih atoma i finih čestica obično daju visoku čvrstoću metala. Orijentacija kristala naglo se mijenja od zrna do zrna. Uobičajene velikokutne granice zrna predstavljaju nepodudarnosti između graničnih kristalnih rešetki. Smanjenjem veličine kristalnog zrna povećava se homogenost deformacije. Deformacijsko očvršćivanje intenzivnije je u finozrnatim metalima nego li u krupnozrnatim.

Smanjenje veličine zrna d u metalima povećava granicu razvlačenja σ_y . Ovaj utjecaj najbolje se ogleda u izrazu kojega su postavili *Hall* i *Petch* [25-28]:

$$\sigma_y = \sigma_i + kd^{-1/2}, \quad (3.24)$$

gdje je σ_i otpor gibanju dislokacija na kliznim ravninama, a k koeficijent djelovanja granice zrna. Ovo očvršćivanje rezultat je sprečavanja klizanja koje se odvija na granicama zrna. I veličina zrna, također, ima veliki utjecaj na lomnu čvrstoću [2]:

$$\sigma_f = \frac{4\mu\gamma_{es}}{kd^{1/2}}, \quad (3.25)$$

gdje je μ modul smicanja, γ_{es} efektivna površinska energija. Formiranje subzrna obično povećava granicu razvlačenja uz dobru duktilnost.

Za razliku od čistih metala, s atomima otopljenim u kristalima mješancima znatno se povećava čvrstoća, odnosno, povećava se naprezanje tečenja. Prema učinku na očvršćivanja,

otopljeni se atomi dijele u dvije grupe. Atomi koji sprječavaju ne sferne distorzije, kao što su većina intersticijskih atoma, a imaju relativni efekt očvršćivanja od oko 3μ . Ugljik, dušik, bor i kisik obično čine intersticijski tip kristala mješanaca. Otopljeni atomi, kao što su supstitucijski atomi koji stvaraju sferne deformacije, nemaju utjecaja na ne sferne deformacije, a imaju relativni efekt očvršćivanja od oko $\mu/10$.

Transformacija austenita u martenzit kaljenjem čeličnih odljevaka jedan je od najčešćih procesa očvršćivanja. Iako u mnogim legurama dolazi do martenzitne transformacije, samo legure na bazi željeza i ugljika pokazuju znatan efekt očvršćivanja.

Čvrstoća martenzita raste s povećanjem sadržaja ugljika u leguri. Prvi važan doprinos povišenoj čvrstoći martenzita proizlazi iz fine strukture ili visoke gustoće dislokacija s kojom se koči gibanje dislokacija. U osnovi, ovaj je doprinos neovisan o sadržaju ugljika. Drugi doprinos povećanju čvrstoće proizlazi iz napregnutosti kristalne rešetke martenzita kojeg uzrokuje ugljik otopljen u njoj. Ta se napregnutost može smanjiti preraspodjelom atoma ugljika uslijed difuzije. Između dislokacija i atoma ugljika stvaraju se jake veze koje mogu uzrokovati stvaranje nakupina ugljika.

Mnoge legure imaju heterogenu mikrostrukturu koja se sastoji od dvije ili više faza. Očvršćivanje česticama sekundarne faze obično je dopunski mehanizam očvršćivanju putem kristala mješanaca. Efekt očvršćivanja sekundarnom fazom ovisi o obliku, broju i raspodjeli čestica sekundarne faze. Za intenzitet očvršćivanja vrlo je važna čvrstoća, duktilnost i ponašanje pri deformacijskom očvršćivanju i matrice i sekundarne faze. Ako se krhka faza nalazi na granici zrna i oko nje, i legura se ponaša krhko. Optimalna čvrstoća i duktilnost postiže se ako je krhka faza fino i jednolično raspodijeljena u mekšoj matrici, kao što je to, primjerice, u toplinski obrađenom čeličnom odljevku s popuštenom martenzitnom strukturom. Topivost sekundarne faze u matrici vrlo je mala, a koherentnost između sekundarne faze i matrice ne postoji. Stupanj očvršćivanja sekundarnom fazom ovisi o raspodjeli čestica u duktilnoj matrici, volumnom udjelu, prosječnoj veličini čestica i udaljenosti između čestica.

Općenito, između čvrstoće i žilavosti postoji inverzna ovisnost. Međutim, određenim mikromehanizmima moguće je istovremeno povećati i čvrstoću i žilavost. Ovo se postiže

odgovarajućim kemijskim sastavom i postupcima taljenja, prikladnom mikrostrukturom i raspodjelom faza te usitnjavanjem mikrostrukture.

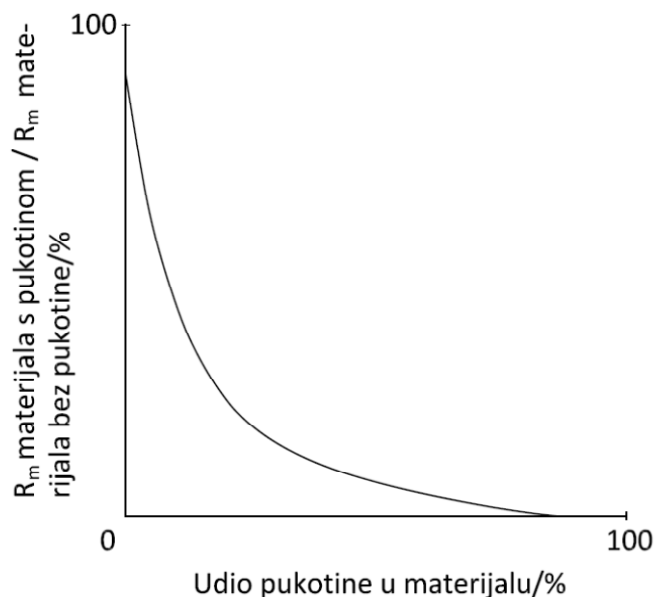
3.3.3.1.3. Utjecaj ljevačkih pogrešaka na mehanička svojstva odljevaka

Utjecaj ljevačkih pogrešaka prije svega ovisi o obliku i poziciji pogreške, a manje o veličini pogreške. Velika pora u manje opterećenom dijelu odljevka može biti manje štetna nego li mali oksidni film u oštrom kutu opterećenom velikim vlačnim naprezanjem. Stoga eliminiranje svih ljevačkih pogrešaka iz svih dijelova odljevka nije potrebno. Pri kontroliranju obilježja odljevka moraju se uzeti u obzir različitosti pojedinih dijelova odljevka, a pogreške ne smiju biti veće od kritične veličine za promatrani dio odljevka.

Većina pogrešaka nema utjecaj na granicu razvlačenja. Jedini utjecaj biti će smanjenje nosivog dijela površine. Kako većina pogrešaka zauzima tek mali dio nosivog dijela površine, utjecaj pogrešaka na granicu razvlačenja bit će jedva primjetan. Znatno smanjena granica razvlačenja znak je da je materijal izgubio znatan dio svoje nosive površine.

Može se reći da je vlačna čvrstoća svojstvo materijala sastavljeno iz granice razvlačenja i dodatnog deformacijskog očvršćivanja tijekom plastične deformacije materijala. Kada nema duktilnosti i deformacijskog očvršćivanja, vlačna čvrstoća jednaka je granici razvlačenja (slika 3.4). Općenito, za određenu je leguru granica razvlačenja fiksna. Kako duktilnost raste, na primjer većom čistoćom metala ili bržim skrućivanjem, i vlačna čvrstoća obično raste. Dodatnom se plastičnom deformacijom, procesom deformacijskog očvršćivanja, akumulira, odnosno, povećava čvrstoća.

Kao i za duktilnost i za vlačnu čvrstoću su pukotine ili oksidni filmovi, koji zauzimaju glavninu poprečnog presjeka odljevka, iznimno su štetni. S povećanjem udjela pukotine u poprečnom presjeku odljevka vlačna čvrstoća pada do nule (slika 3.5).



Slika 3.5. Shematski prikaz ovisnosti vlačne čvrstoće odjeljka o udjelu pukotine u materijalu [44]

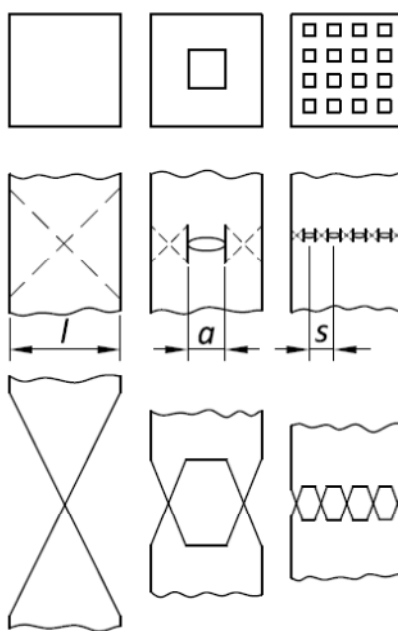
Duktilnost se smanjuje dodacima raznih čestica sekundarne faze, uključujući i pore. Kada deformacija krene, čestice ili šupljine su mjesta na kojima relativno lako dolazi do dekohezije čestica iz matrice. Na slici 3.6 prikazan je jednostavan model duktilnog prijeloma. Za materijal bez pogrešaka kod deformacije uzorka pod kutom od 45° , produljenje do prijeloma jednako je redu veličine širine uzorka, l . Za uzorak s jednom porom veličine a , produljenje do prijeloma jednako je približno $(l - a)/2$. Općenito, za razmak između pora, s produljenje iznosi $s - a$.

Smanjenje čvrstoće i duktilnosti proporcionalno je površini koju zauzimaju uključci u određenom presjeku. Vlačna čvrstoća i istezljivost mogu se izraziti kao:

$$\Delta R_m = k_R s_d, \quad (3.26a)$$

$$\Delta A = k_A s_d, \quad (3.26b)$$

gdje su k_R i k_A koeficijenti ovisni o vrsti uključka, s_d razmak između uključaka. Pogreške oksidnih filmova manje su štetne od manjih i brojnih uključaka jednakog udjela u površini. Za istezljivost su mikrouključci reda veličine, deset puta, učinkovitiji u smanjenju duktilnosti [46]. Neovisno o broju uključaka u talini, jedan od standardnih načina povećanja duktilnosti je povećana brzina skrućivanja, čime se filmovi zadržavaju u kompaktnom obliku.



Slika 3.6. Model duktilnog prijeloma [44]

Lomna žilavost je svojstvo materijala koje omogućava predviđanje veličine i oblika pogrešaka koje mogu uzrokovati prijelom. Iz analize naprežanja u vrhu pukotine proizlazi da prijelom nastupa kada faktor intenziteta naprežanja K premaši kritičnu vrijednost, vrijednost lomne žilavosti K_{Ic} . Za pukotinu veličine a , kritično naprežanje pri kojem nastupa prijelom jednako je [9, 10]:

$$\sigma_c = \frac{K_{Ic}}{Y\sqrt{\pi a}}, \quad (3.27)$$

gdje je Y parametar ovisan o geometriji uzorka i pukotine. Stoga se za poznatu lomnu žilavost materijala i radno naprežanje može izračunati maksimalna veličina pukotine koja neće dovesti do prijeloma.

Iz izraza 3.27, može se, za granični slučaj kada radno naprežanje dosegne granicu razvlačenja, dobiti važan parametar koji prikazuje otpornost materijala prema širenju pukotine. Ova se otpornost može prikazati odnosom K_{Ic}/σ_y . Ovaj parametar predstavlja mjeru tolerancije materijala na prisutnost pogrešaka.

Kritična vrijednost faktora intenziteta naprežanja K_{Ic} definirana je za uvjete u kojima je područje plastične deformacije u vrhu pukotine malo. Kod materijala niže čvrstoće u vrhu se

pukotine javlja znatna plastična deformacija, što zahtijeva primjenu COD koncepta ili koncepta J -integrala [47].

Algoritam za predviđanje granice razvlačenja i lomne čvrstoće može se prikazati kao:

$$\sigma_y = \sigma_{y0} + \sum_{i=1}^{i_{max}} \Delta\sigma_{y(i)} - \sum_{j=1}^{j_{max}} \Delta\sigma_{y(j)}, \quad (3.28)$$

$$\sigma_f = \sigma_{f0} + \sum_{m=1}^{m_{max}} \Delta\sigma_{f(m)} - \sum_{n=1}^{n_{max}} \Delta\sigma_{f(n)}, \quad (3.29)$$

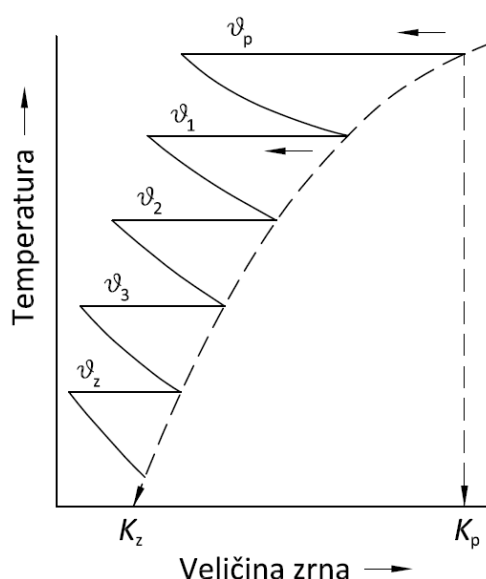
gdje je $\Delta\sigma_{y(i)}$ prirast granice razvlačenja uslijed i -tog mehanizma očvršćivanja, $\Delta\sigma_{y(j)}$ smanjenje granice razvlačenja uslijed j -tog utjecaja pogreške, $\Delta\sigma_{f(m)}$ prirast lomne čvrstoće uslijed m -tog mehanizma povećanja žilavosti, $\Delta\sigma_{f(n)}$ smanjenje lomne čvrstoće uslijed n -tog utjecaja pogreške.

3.3.3.2. Utjecaj toplog kovanja

Općenito se toplom plastičnom deformacijom u legurama, za razliku od odljevaka, postiže sitnije zрно, vlaknasta struktura, ravnomjernija struktura, veća kompaktnost, bolja mehanička svojstva, anizotropnost (bolja svojstva u smjeru glavne deformacije). Najvažniji postupci tople plastične deformacije su valjanje, kovanje, prešanje i istiskivanje. Postupci tople plastične deformacije izvode se na temperaturama iznad temperature rekristalizacije. Kod toplog se deformiranja očvršćivanje i distorzija kristalnih zrna koje izaziva plastična deformacija odmah eliminiraju formiranjem novih zrna u procesu rekristalizacije. Stoga rekristalizacija, koja se odvija uz proces tople deformacije, omogućava nastajanje velikih deformacija. Pri toploj plastičnoj deformaciji struktura se znatno mijenja i toplo deformirani metal se uslijed toga bitno razlikuje od lijevanog metala [48]. Toplom plastičnom deformacijom usitnjava se krupnozrnata struktura uzrokovana lijevanjem. Razaraju se čak i stubičasti kristali. Uzajamnim djelovanjem plastične deformacije zrna i rekristalizacije koja joj slijedi, kristalna se zrna prvo usitnjavaju i izdužuju, a potom sferoidiziraju. Međutim, toplom plastičnom deformacijom ne postiže se tako ujednačena struktura kao kod hladne plastične deformacije. Kako je deformacija u površinskim slojevima veća, tako će se u tim područjima

formirati finija struktura. Nadalje, sporo ohlađivanje, odnosno dulje vrijeme zadržavanja na visokim temperaturama, može dovesti do rasta kristalnog zrna u unutrašnjosti odljevka.

Konačna veličina zrna K_E ovisi o završnoj temperaturi deformacije (slika 3.7). Stoga niže temperature završne deformacije daju sitnozrnatiju strukturu metala. No, završna se temperatura deformacije ne može se birati proizvoljno. Najniža završna temperatura deformacije je ona na kojoj je brzina rekristalizacije dovoljno velika da se eliminira očvršćivanje. Nelegirani čelici, na primjer, moraju se završno valjati ili kovati na 100 do 150 °C iznad temperature A_{c3} . Kako bi se izbjeglo očvršćivanje i mogućnosti pojave pukotina koje nastupa ulaskom u heterogeno područje ferita i austenita, izbjegava se sniženje završne temperature deformacije ispod A_{c3} . Nasuprot tome, nadeutektoidni se čelici obrađuju na temperaturama između A_{c1} i A_{cm} , čime se razara krhka cementitna mreža i sfereodizira izdvojeni cementit. S druge strane, polazna temperatura plastične deformacije mora, prije svega, osigurati dovoljnu brzinu rekristalizacije, ali se mora nalaziti sigurno ispod točke tališta. Općenito, polazna je temperatura deformacije ograničena na 50 °C ispod točke tališta. U protivnom će, zbog činjenice da u skoro svakoj tehničkoj leguri ima niskotaljivih eutektikuma, doći do taljenja na granicama zrna i do razaranja komada. Ova je pojava poznata i kao krhkost pri crvenom žaru.



Slika 3.7. Shematski prikaz usitnjavanja zrna pri toploj plastičnoj deformaciji

Pri toploj plastičnoj deformaciji legure poprimaju usmjerenu ili vlaknastu strukturu u pravcu koji se poklapa s glavnim pravcem deformacije. Kod metalnih komada do stvaranja vlaknaste strukture dolazi tako što se mikrokonstituenti pri toploj plastičnoj deformaciji mogu izdužiti, ali se rekristalizacijom iz njih više ne mogu dobiti poligonalna, neuređeno raspoređena zrna. Pojedini se krhki mikrokonstituenti, kao što su krhki uključci, pri toploj plastičnoj deformaciji drobe te se tako usitnjeni onda rasprostiru u obliku vlakana. Izmjenična primjena tople plastične deformacije i rekristalizacije pri toploj plastičnoj obradi doprinosi homogenizaciji kristalnih segregacija. Međutim, ako je brzina difuzije vrlo mala, segregacije se i dalje zadržavaju i izdužuju u vlakna. Sekundarne se strukture koje nastaju pri ohlađivanju mogu kristalizirati na izduženim uključcima i segregacijama čime se ubrzava vlaknasto razdvajanje sekundarne strukture.

Pri toploj plastičnoj deformaciji metal postaje kompaktniji pa se pore, plinski mjehuri i mikropore koje potječu od lijevanja pri visokim temperaturama i pritiscima zavaruju. Međutim, ukoliko zidovi pora nisu čisti ili su oksidirani ili su manji pritisci i niže temperatura deformacije, može doći do nepotpunog zavarivanja zidova pora, a tada su pore samo pritisnute.

Kod toplo deformiranih metalnih komada različite su osobine u uzdužnom i poprečnom pravcu pa veliko značenje ima određivanje i procjena smjera vlakana kod gotovih komada. Što je veći bio stupanj deformacije, to su razlike izrazitije. Na te je razlike posebno osjetljiva udarna žilavost. Može se pretpostaviti da pri osmerostrukom ili deseterostrukom iskivanju poprečna udarna žilavost u najpovoljnijem slučaju doseže 60 % uzdužne udarne žilavosti. U većini slučajeva ova vrijednost ne prelazi 40 % uzdužne udarne žilavosti, a u određenim slučajevima može pasti i do 25 % njezine vrijednosti.

Najčešće pogreške kovanja su preklopljena mjesta. Ove pogreške nastaju kada se dio materijala preklapa i utiskuje u susjednu oksidiranu površinu. Kako ne postoji čisti metalni dodir, ove se površine nedovoljno zavaruju. Pri kasnijem opterećenju se po tim se granicama dodira mogu stvarati pukotine. Često se prilikom kovanja u obratku javljaju sekundarna vlačna naprezanja. Ta naprezanja mogu dovesti do pojave unutarnjih pukotina, posebno prilikom sabijanja kod kojeg se javljaju obodna sekundarna naprezanja. Pojava unutarnjih

pukotina češća je kod slobodnog kovanja nego kod kovanja u zatvorenim kalupima. Nadalje, i visok sadržaj sumpora u atmosferi peći može dovesti do razaranja komada po granicama zrna. Površinske se pukotine mogu pojaviti u slučaju pretjerane plastične deformacije u površinskim slojevima pri niskim temperaturama. Plastična deformacija koja je ograničena samo na površinski sloj dovodi do zaostajanja dendritske strukture u unutrašnjosti obratka. Također, prilikom kovanja treba voditi računa o tome da je tvrdoća legure na temperaturama tople plastične deformacije vrlo mala te da se stoga prilikom deformacije mogu u površinu utisnuti strana tijela čime će se dobiti hrapava površina. Svi dijelovi stroja za toplu plastičnu deformaciju moraju imati glatku površinu. Svaka hrapavost ili oštećenje ostavlja na metalu ogrebotine i brazde, koje pri daljnjoj obradi mogu dovesti do stvaranja pukotina.

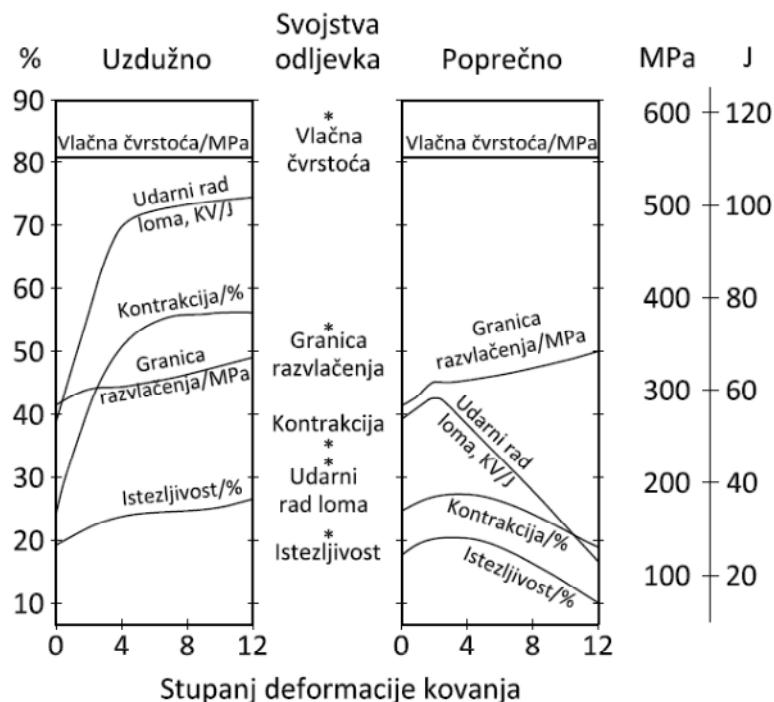
Obrada deformiranjem u toplom stanju je početni korak u metalurškoj obradi većine metala, a cilj joj je poboljšavanje strukture i mehaničkih svojstava metala. Skrućivanjem metala, osobito u većim presjecima odljevaka, primjerice u ingotima, formira se gruba kristalna struktura s određenim segregacijama, nečistoćama i šupljinama. Pri uporabi ingota za daljnju obradu poželjna je, a često i obvezna, obrada toplim deformiranjem koja će otkloniti ljevačku strukturu u obratku. Za to se vrlo često koristi slobodno kovanje. Na slici 3.8 shematski je prikazan presjek čeličnog ingota za kovanje. Kod vrlo velikih ingota proces skrućivanja odvija se vrlo sporo (ponekad i nekoliko dana). Male brzine ohlađivanja uzrokuju znatne makrosegregacije, pogotovo u centru i prema vrhu ingota. Kako bi se eliminirala segregacija i poroznost, tijekom kovanja treba zahvatiti i centar ingota [49-51]. Toplom plastičnom deformacijom tijekom kovanja također se usitnjava i gruba dendritska struktura ingota. Gnječenje dendrita povećava difuznost, a time se povećavaju mogućnosti homogenizacije u daljnjoj toplinskoj obradi. Ponavljanjem tople deformacije kroz proces rekristalizacije austenita dodatno se pospješuje usitnjavanje strukture. Finiji austenit daje finiju mikrostrukturu tijekom kasnije pretvorbe, koja rezultira ujednačenim i općenito poboljšanim mehaničkim svojstvima, prije svega boljim vlačnim svojstvima i boljom žilavošću. Neujednačena topla deformacija može dovesti do nepoželjne mješavine fine i grube strukture. Također, neujednačenu rekristalizaciju i rast zrna mogu izazvati i segregacije kemijskog sastava.



Slika 3.8. Shematski prikaz presjeka ingota

Nepoželjni efekti kemijske segregacije mogu se minimizirati raznim toplinskim, toplinsko-mehaničkim, pa čak i mehaničkim obradama. U svrhu izbjegavanja u pravilu neekonomične dugotrajne homogenizacije na visokim temperaturama, moguća je i znatna topla plastična deformacija, postupkom prekivanja. Prekivanje podrazumijeva postupnu promjenu dimenzija obratka toplim deformiranjem postupcima uzastopnog sabijanja, odnosno povećanja te smanjenja poprečnog presjeka. Ovakav postupak uvelike doprinosi razbijanju lijevačke strukture i strukture karakteristične za ingote, ingotizma.

Utjecaj kovanja na tvrdoću i čvrstoću je mali, dok se pojedina mehanička svojstva, kao što su duktilnost, udarna čvrstoća i zamorna čvrstoća znatno poboljšavaju. To poboljšanje svojstava pripisuje se eliminiranoj segregaciji i poroznosti, poboljšanoj homogenizaciji, vlaknastoj strukturi koja popravljaju svojstva u smjeru tečenja metala te usitnjenosti strukturi. Poboljšanje svojstava najviše je izraženo u smjeru vlakana, a najmanje je izraženo poprečno na smjer vlakana, gdje se pri većim stupnjevima deformacije pojedina mehanička svojstva i pogoršavaju. Na slici 3.9 prikazan je utjecaj stupnja deformacije kovanja na anizotropnost čelika s 0.35 % ugljika.



Slika 3.9. Utjecaj stupnja deformacije kovanja na anizotropnost čelika s 0.35 % ugljika. Svojstva ekvivalentnog čeličnog lijeva prikazana su zvjezdicom (*) [52]

3.3.3.3. Utjecaj poboljšavanja

Poboljšavanje ili klasično poboljšavanje sastoji se od kaljenja i visokotemperaturnog popuštanja u svrhu postizanja povišene udarne žilavosti uz određeno povišenu čvrstoću.

Postupak kaljenja sastoji se od ugrijavanja uzoraka do temperature austenitizacije, progrijavanja, držanja na maksimalnoj temperaturi i gašenja brzinama s kojima se potiskuju difuzijske transformacije austenita. Kaljenjem se nastoji postići tvrda, pretežito martenzitna struktura, odnosno, nastoji se postići maksimalno moguća tvrdoća, koja ovisi o sadržaju ugljika te što je moguće jednoličnije prokaljenje. Ipak, određena količina zaostalog austenita pojavljuje se i u čelicima s relativno niskim sadržajem ugljika te je stoga nemoguće postići maksimalno moguću tvrdoću.

Dopuštena brzina ugrijavanja ovisi o stanju čelika prije kaljenja, dimenziji i geometriji obratka te o kemijskom sastavu čelika. Brzina ugrijavanja treba biti pažljivo odabrana da se prebrzim zagrijavanjem ne izazovu pukotine ili prevelika naprezanja i deformacije.

Temperatura austenitizacije je za podeutektoidne čelike 30-70 °C viša od temperature A_{c3} . Kako cementit ima tvrdoću od približno 850 HV, temperatura austenitizacije je za nadeutektoidne čelike 30-70 °C viša od A_{c1} . Pri višim temperaturama austenitizacije veća je vjerojatnost pojave zaostalog austenita. Za vrijeme držanja obratka na maksimalnoj temperaturi, odnosno na temperaturi austenitizacije, izjednačuju se temperature u jezgri i na površini, odvija se proces progrijavanja i otapaju se neotopljeni karbidi, odnosno, odvijaju se procesi otapanja karbida i homogenizacija austenita. Brzina gašenja i sredstvo za gašenje određuju se na temelju analize prokaljivosti čelika i dimenzije obratka.

Najčešće pogreške kaljenja su previsoka temperatura i pretjerano držanje na temperaturi austenitizacije. One uzrokuju grubozrnatu strukturu i povećanje iglica martenzita, što dovodi do visoke krhkosti i nastajanja pukotina. Pukotine obično nastaju na granicama prvobitnih granica austenitnih zrna. S druge strane, preniska temperatura i nedovoljno držanje na temperaturi austenitizacije dovodi do nepotpunog kaljenja.

Popuštanje je postupak ugrijavanja kaljenog čelika na temperaturu ispod A_{c1} . Popuštanjem se nastoji povisiti žilavost, ukloniti zaostala naprezanja i povećati dimenzijska stabilnost kaljenog obratka. Također se popuštanjem umanjuju i određene nehomogenosti čvrstoće i tvrdoće po presjeku obratka koje mogu zaostati nakon kaljenja. Posljedica popuštanja je smanjenje tvrdoće. Najveća disperziranost strukture čelika i najpovoljniji odnos mehaničkih svojstava postiže se popuštanjem martenzita. Stoga se kao mjera učinkovitosti popuštanja može uzeti poboljšanje lomne čvrstoće i granice razvlačenja te povećanje odnosa između lomne čvrstoće i granice razvlačenja. Učinkovitost popuštanja, prije svega, ovisi o dimenziji obratka te o sadržaju ugljika i legirajućih elemenata.

Ugrijavanjem martenzita na temperaturu popuštanja omogućava se pri nižim temperaturama difuzija ugljika, dok se na višim temperaturama omogućava i difuzija željeza i legirajućih elementa. Difuzijom ugljika se smanjuje tetragonalnost martenzita te se povećava žilavost, snižavaju zaostala naprezanja i tvrdoća popuštenog martenzita. Općenito, pri popuštanju čelika dolazi do smanjenja prosječnog udjela ugljika u martenzitu, stvaranja karbida te pretvorbe zaostalog austenita.

Kod legiranih se čelika, ovisno o sadržaju legirajućih elemenata, procesi popuštanja kaljenih čelika međusobno razlikuju. U legiranih čelika izlučuju se posebni karbidi, ovisno o sadržaju legirajućih elemenata. Neki legirajući elementi povećavaju otpornost popuštanju (npr. W, V, Mo, Cr, ...) tako da tvrdoća ne opada tako intenzivno s porastom temperature popuštanja. Kod nekih visokolegiranih čelika, pri visokotemperaturnom popuštanju, dolazi do pretvorbe zaostalog austenita u karbide i sekundarni martenzit. Posljedica toga je da pri višim temperaturama popuštanja dolazi do povećanja tvrdoće, koja može biti i veća od tvrdoće kaljenog čelika, odnosno dolazi do sekundarnog otvrdnuća.

4. PRILOG RAZVOJU PRETKAZIVANJA MEHANIČKIH SVOJSTAVA ČELIKA I ČELIČNOG LIJEVA

4.1. Mogućnosti i limitiranosti postojećih postupaka pretkazivanja tvrdoće poboljšanog čelika

Numerička simulacija raspodjele tvrdoće jedan je od glavnih prioriteta u simulaciji kaljenja i predviđanju mehaničkih svojstava čelika. Poznato je da se većina ostalih mehaničkih svojstava uspješno može procijeniti na temelju tvrdoće [53, 54]. Raspodjela tvrdoće u kaljenom čeliku može se predvidjeti računalnom simulacijom, a nakon toga se na temelju raspodjele tvrdoće mogu predvidjeti čvrstoća i žilavost. U znanosti o materijalima postoji više modela s kojima se nastoji opisati kinetika popuštanja čelika. Posebno su interesantni izrazi koji se temelje na kemijskom sastavu, a isto tako izrazi po DIN-u i *Justu*.

Poboljšavanje čelika i čeličnog lijeva koje obuhvaća kaljenje i popuštanje izvodi se s ciljem postizanja maksimalne žilavosti pri određenoj vrijednosti čvrstoće. Kaljenje, koje predstavlja prvu operaciju poboljšavanja, osigurava postizanje martenzitne strukture. Tvrdoća prokaljenog sloja nisko i srednje legiranih čelika izravno ovisi o tvrdoći martenzita i udjelu martenzita u strukturi. Tvrdoća martenzita izravno ovisi o sadržaju ugljika. Tvrdoća strukture sa 100 % martenzita može se izračunati empirijskim izrazom [55]:

$$\text{HRC}_{100\% \text{ mart}} = 60\sqrt{\%C} + 20, \quad (4.1)$$

gdje je sadržaj ugljika izražen u masenim postocima. U većini ugljičnih i niskolegiranih čelika tvrdoća strukture sa 100 % martenzita jednaka je tvrdoći na čelu *Jominyjevog* uzorka.

Uobičajeno se kao donja granica zakaljene mikrostrukture prihvaća mikrostruktura s 50 % martenzita. Stoga se kao mjera prokaljenosti može uzeti dubina sloja u kojoj se nakon kaljenja postiže minimalno 50 % martenzita [55].

$$\text{HRC}_{50\% \text{ mart}} = 44\sqrt{\%C} + 14. \quad (4.2)$$

$\text{HRC}_{50\% \text{ mart}}$ također se može procijeniti pomoću *Burnsovog* dijagrama, kao i kombinacijom izraza 4.1 i 4.2 i činjenice da je $\text{HRC}_{100\% \text{ mart}}$ jednaka maksimalnoj tvrdoći kod *Jominyjevog* pokusa:

$$\text{HRC}_{50\% \text{ mart}} = 0.73\text{HRC}_{\text{max}}, \quad (4.3)$$

gdje je HRC_{max} maksimalna tvrdoća kod *Jominyjevog* pokusa.

Svojstva kaljenog i popuštenog čelika i čeličnog lijeva ovise prije svega o tome kako je izvedeno kaljenje. Stoga je za procjenu kvalitete kaljenja vrlo važan stupanj zakaljenosti, S , koji se dobije kao odnos postignute tvrdoće i maksimalno ostvarive tvrdoće [55]:

$$S = \frac{\text{HRC}}{\text{HRC}_{\text{max}}}, \quad (4.4)$$

gdje je HRC tvrdoća u pojedinom lokalitetu nakon kaljenja, a HRC_{max} maksimalno ostvariva tvrdoća. Za mikrostrukturu s 50 % martenzita vrijednost stupnja zakaljenosti iznosi približno $S > 0.7$.

Tvrdoća nakon popuštanja je linearna funkcija temperature popuštanja i logaritamska funkcija vremena popuštanja, te se u ranijim radovima *E. Justa* predlagao izraz [53, 55]:

$$\text{HRC}_p = 102 - 5.7 \cdot 10^{-3} [T_p(12 + \log t_p)], \quad (4.5)$$

gdje je T_p/K temperatura popuštanja, t_p/s vrijeme popuštanja. Nedostatak ovog izraza je da on vrijedi samo za slučaj strukture nakon kaljenja s 100 % martenzita.

Spies i suradnici odredili su utjecaj tvrdoće nakon kaljenja, kemijskog sastava i temperature popuštanja na tvrdoću nakon popuštanja te su dali izraz [55, 56]:

$$HB_p = 2.84HRC_k + 75(\%C) - 0.78(\%Si) + 14.24(\%Mn) + 14.77(\%Cr) + 128.22(\%Mo) - 54(\%V) - 0.55\vartheta_p + 435.66, \quad (4.6)$$

gdje je HRC_k tvrdoća nakon kaljenja, $\vartheta_p/^\circ C$ temperatura popuštanja, a legirajući elementi izraženi su u masenim postocima. Ovaj izraz vrijedi za $HRC_k = 20 - 65$ HRC, $\vartheta_p = 500 - 650$ $^\circ C$ te udjele $0.20 - 0.54$ $\%C$, $0.17 - 1.40$ $\%Si$, $0.50 - 1.90$ $\%Mn$, $0.03 - 1.20$ $\%Cr$. Kod ovog izraza nedostatak je taj što mora biti poznat kemijski sastav, a jednako tako ne uzima se u obzir stupanj zakaljenosti, S .

Prema normi DIN 17021, prosječni odnos između tvrdoće nakon kaljenja, HRC_k i tvrdoće nakon kaljenja i popuštanja, HRC_p dan je izrazom:

$$HRC_k = \left(\frac{\vartheta_p}{167} - 1.2\right) HRC_p - 17, \quad (4.7)$$

gdje je $\vartheta_p/^\circ C$ temperatura popuštanja. Ovaj izraz vrijedi za 490 $^\circ C < \vartheta_p < 610$ $^\circ C$ i vrijeme popuštanja 1 h. Kako se visoke tvrdoće popuštanjem snižavaju više nego niske tvrdoće, predviđanje tvrdoće nakon popuštanja biti će preciznije uzme li se u obzir stupanj zakaljenosti, S te slijedi izraz [53]:

$$HRC_k = 8 + (HRC_p - 8) \exp \left[S \left(\frac{T_p}{917} \right)^6 \right], \quad (4.8)$$

gdje je T_p/K temperatura popuštanja.

Uvažavajući sve zahtjeve da se kinetika popuštanja definira stanjem nakon kaljenja i kemijskim sastavom postavljen je izraz za temperaturu popuštanja [55]:

$$\vartheta_p = 647 \left[\frac{S(60\sqrt{\%C}+20)}{HRC_p} - 0.9 \right]^{1/4} - 3.45SHRC_p + (537 - 561S)(\%C) + 505S(\%V) + 219S(\%Mo) + 75S(\%Cr) + 66S(\%Si) - 51, \quad (4.9)$$

gdje je HRC_p tvrdoća nakon kaljenja i popuštanja, S stupanj zakaljenosti, $S \leq 1$, a legirajući elementi izraženi su u masenim postocima. Ovaj izraz vrijedi za vrijeme popuštanja 2 h. Kao i u slučaju izraza 4.6 za procjenu temperature popuštanja potrebno je poznavanje kemijskog sastava konkretnog čelika.

Vidljivo je da se prikazani postupci predviđanja tvrdoće ili temelje na kemijskom sastavu konkretnog čelika ili u nedovoljnoj mjeri uvažavaju razlike kinetike popuštanja za različite vrste čelika. Postupci koji se temelje na kemijskom sastavu trebaju kemijski sastav konkretnog čelika koji se popušta. Nerijetko se tvrdoća zakaljenog obratka procjenjuje na temelju rezultata *Jominyjevog* pokusa tako da se *Jominyjev* pokus već primjenjuje u simulaciji tvrdoće zakaljenog čelika.

Tvrdoća u zakaljenom i popuštenom stanju može se procijeniti na temelju tvrdoće nakon kaljenja. Od postupaka koji se ne temelje na kemijskom sastavu za određivanje tvrdoće nakon popuštanja najčešće se koristi izraz prema normi DIN-a i izraz *E. Justa* (izrazi 4.7 i 4.8). Nažalost ovi postupci ne uzimaju u obzir razlike u kemijskom sastavu.

4.1.1. Postavljanje modela kinetike popuštanja čelika koji se temelji na rezultatima *Jominyjevog* pokusa

U ovom dijelu rada postaviti će se izrazi za procjenu tvrdoće nakon popuštanja koji se temelje na rezultatima *Jominyjevog* pokusa. Ti su izrazi posebno interesantni jer su primjenjivi u simulaciji toplinske obrade čelika primjenom računalnih programa u kojih se simulacija gašenja čelika također temelji na *Jominyjevom* pokusu te se tako postavlja jedinstven kompatibilan pristup simulacije rezultata gašenja čelika i rezultata popuštanja čelika [57].

Općenito, čelici koji imaju manju difuznost ugljika i ostalih elemenata imaju veću prokaljivost i zakaljivost. Stoga se može pretpostaviti da se bolji postupak procjene tvrdoće nakon popuštanja može postaviti uzimajući u obzir svojstva zakaljivosti i prokaljivosti čelika, čime se na određeni način uzima u obzir utjecaj kemijskog sastava čelika na kinetiku procesa popuštanja zakaljenog čelika. Smanjenje tvrdoće u procesu popuštanja ovisi o tvrdoći koja je postignuta nakon kaljenja. Ukoliko je nakon kaljenja postignuta minimalna tvrdoća koja se može postići, smanjenje tvrdoće popuštanjem bit će jednako nuli. Sukladno ideji *E. Justa* može se postaviti izraz za određivanje tvrdoće popušteneog čelika:

$$HRC_p = \frac{HRC_k - HRC_{min}}{K} + HRC_{min}, \quad (4.10)$$

gdje je HRC_k tvrdoća nakon kaljenja, HRC_{min} konstanta materijala koja ima smisao minimalne tvrdoće čelika koja se može postići popuštanjem. Može se uzeti da je ona jednaka minimalnoj tvrdoći mekog žarenja. K je faktor odnosa tvrdoće nakon kaljenja i tvrdoće nakon popuštanja. Faktor K ovisi o trajanju popuštanja i temperaturi popuštanja i općenito ga možemo izraziti:

$$K = \exp \left[AB \left(\frac{T_{pr}}{a} \right)^{n_1} \right], \quad (4.11)$$

gdje je T_{pr}/K referentna temperatura popuštanja. Za vrijeme popuštanja od 1 sat, referentna temperatura popuštanja, T_{pr} , jednaka je temperaturi popuštanja. U slučaju drugih vremena trajanja popuštanja referentna temperatura popuštanja ovisi o vremenu popuštanja. Početna istraživanja u okviru regresijske analize kinetike popuštanju ograničiti će se na vrijeme popuštanja od 1 sat, tako da će u izrazu 4.11 referentna temperatura popuštanja biti jednaka stvarnoj temperaturi popuštanja.

U izrazu 4.11, A , B , a i n_1 su veličine koje ovise o kemijskom sastavu čelika i mogu se odrediti regresijskom analizom. U regresijskoj analizi koristit će se rezultati eksperimentalnih istraživanja na ugljičnim i niskolegiranim čelicima. Veličina A uzima u obzir stupanj zakaljenosti S , i pretpostavit će se da je:

$$A = S^{n_2}, \quad (4.12)$$

gdje je n_2 eksponent koji karakterizira povezanost stupnja zakaljenosti čelika s kinetikom popuštanja čelika. Pri tome je stupanj zakaljenosti S jednak:

$$S = \frac{HRC_k}{HRC_{max}}, \quad (4.13)$$

gdje je HRC_{max} maksimalna tvrdoća koja se postiže na čelu *Jominyjeva* uzorka. Konstanta B uzima u obzir povezanost prokaljivosti čelika s kinetikom popuštanja u čelika i pretpostavit će se da je:

$$B = E_d^{n_3}, \quad (4.14)$$

gdje je E_d Jominyjeva udaljenost koja odgovara mikrostrukturi s 50 % martenzita, a n_3 eksponent koji karakterizira povezanost prokaljivosti čelika s kinetikom popuštanja čelika.

Uvažavanjem nabrojanih pretpostavki, izraz 4.11 može se pisati u obliku:

$$K = \exp \left[\left(\frac{T_p}{a} \right)^{n_1} S^{n_2} E_d^{n_3} \right], \quad (4.15)$$

gdje je T_p/K temperatura popuštanja.

4.1.2. Eksperimentalno istraživanje popuštanja čelika

Eksperimentalna istraživanja su primijenjena na 12 ugljičnih i niskolegiranih čelika. Kemijski sastav istraživanih čelika prikazan je u tablici 4.1.

Tablica 4.1. Kemijski sastav istraživanih ugljičnih i niskolegiranih čelika

Čelik	Maseni udio/%											
	C	Si	Mn	P	S	Cr	Cu	Mo	Ni	V	Al	Ti
Ck45	0.44	0.22	0.66	0.022	0.029	0.15	-	-	-	0.02	-	
42MnV7	0.43	0.28	1.67	0.021	0.008	0.32	0.06	0.03	0.11	0.10	-	
41Cr4	0.44	0.22	0.80	0.030	0.023	1.04	0.17	0.04	0.26	<0.01	-	
25CrMo4	0.22	0.25	0.64	0.010	0.011	0.97	0.16	0.23	0.33	<0.01	-	
16MnCr5	0.16	0.22	1.12	0.030	0.008	0.99	-	0.02	0.12	0.01	0.015	
71Si7	0.73	1.62	0.73	0.019	0.012	0.10	0.19	-	0.12	0.01		
15CrNi6	0.13	0.31	0.51	0.023	0.009	1.50	-	0.06	1.55	<0.01	0.010	
28NiCrMo74	0.30	0.32	0.51	0.011	0.007	0.07	-	-	3.03	-	0.032	<0.01
34Cr4	0.35	0.23	0.65	0.026	0.013	1.11	0.18	0.05	0.23	<0.01	-	-
34CrMo4	0.30	0.22	0.64	0.011	0.012	1.01	0.19	0.24	0.11	<0.01	-	-
36Cr6	0.36	0.25	0.49	0.021	0.020	1.54	0.16	0.03	0.21	<0.01	-	-
37MnSi5	0.38	1.05	1.14	0.035	0.019	0.23	-	-	-	0.02	-	-

S obzirom da se u izrazu 4.15, odnosno izrazima 4.13 i 4.14, koriste maksimalna tvrdoća koja se postiže na čelu Jominyjeva uzorka, HRC_{max} i Jominyjeva udaljenost koja odgovara mikrostrukturi s 50 % martenzita, E_d , u eksperimentalnim istraživanjima korišteni su Jominyjevi pokusi. Na Jominyjevima uzorcima neposredno nakon gašenja određena je

maksimalna tvrdoća koja se postiže na čelu *Jominyjeva* uzorka, HRC_{max} i *Jominyjeva* udaljenost koja odgovara mikrostrukturi s 50 % martenzita, E_d . Osim toga za temperature popuštanja od 400, 500 i 600 °C određene su tvrdoće nakon popuštanja. Rezultati tih istraživanja prikazani su u tablici 4.2.

Tablica 4.2. Rezultati eksperimentalnih istraživanja na *Jominyjev*im uzorcima nakon gašenja i nakon popuštanja

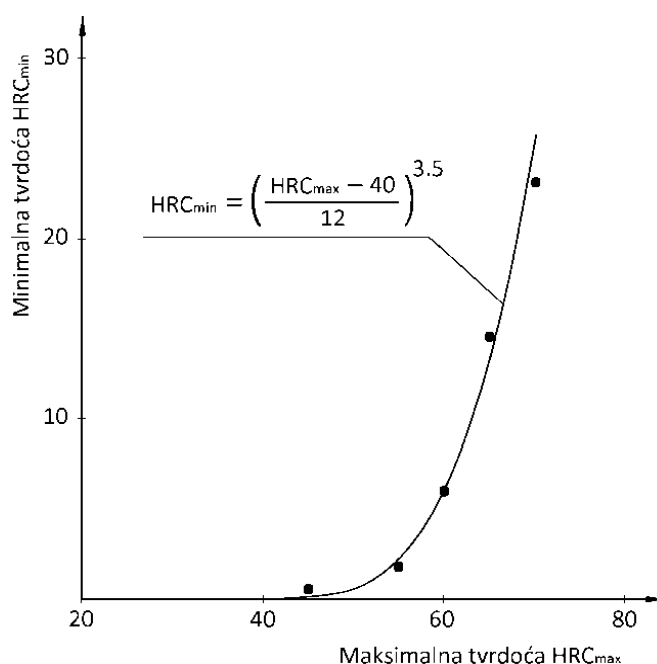
Čelik	Maksimalna postiziva tvrdoća, HRC_{max}	HRC_{min}	<i>Jominyjeva</i> udaljenost, E_d/mm	Tvrdoća nakon kaljenja, HRC_k	Tvrdoća nakon popuštanja, HRC_p		
					600 °C	500 °C	400 °C
Ck45	57.15	3.49	4.72	51.62	24.18	33.30	-
				27.63	20.37	24.66	25.79
42MnV7	57.01	3.39	13.93	52.28	32.42	38.87	44.68
				36.52	27.06	30.48	34.27
41Cr4	56.51	3.05	21.13	51.59	27.68	37.63	46.77
				36.56	22.72	28.97	33.62
25CrMo4	46.99	0.15	14.04	44.20	24.19	34.49	39.25
				29.62	19.71	25.29	28.00
16MnCr5	41.52	0.10	12.77	39.71	20.00	27.49	35.34
				21.36	12.49	18.05	20.18
71Si7	65.01	13.07	8.53	63.49	35.02	45.47	54.97
				48.35	32.96	39.38	-
15CrNi6	41.14	0.10	38.61	38.81	22.84	32.15	35.77
				27.01	17.17	22.62	24.70
28NiCrMo74	51.00	0.74	5.06	49.22	20.91	26.57	-
				19.06	14.21	16.47	17.99
34Cr4	51.35	0.82	17.70	46.37	28.95	36.07	43.47
				36.28	25.45	29.61	34.75
34CrMo4	51.53	0.87	13.83	42.78	26.03	35.19	39.77
				33.51	23.45	29.76	31.69
36Cr6	52.52	1.16	23.00	48.41	33.10	39.46	-
				36.19	27.97	31.91	34.62
37MnSi5	56.88	3.30	7.35	53.41	24.69	35.68	46.71
				33.04	21.43	26.13	31.19

4.1.3. Regresijska analiza popuštanja čelika

Regresijskom analizom određen je utjecaj stupnja zakaljenosti i *Jominyjeve* udaljenosti koja odgovara mikrostrukturi s 50 % martenzita na rezultate popuštanja čelika. Izraz 4.15 može se pisati u obliku:

$$\ln \ln \frac{HRC_{\max} - HRC_{\min}}{HRC_p - HRC_{\min}} = n_1 \ln \frac{T_p}{a} + n_2 \ln S + n_3 \ln E_d. \quad (4.16)$$

Faktor K ovisi o maksimalnoj tvrdoći koja odgovara tvrdoći na čelu *Jominyjevog* uzorka i minimalnoj tvrdoći koja se može postići popuštanjem čelika, $HRC_{\min}$. $HRC_{\min}$ ovisi o maksimalnoj tvrdoći i po smislu odgovara tvrdoći koja se dobiva pri maksimalnim temperaturama popuštanja i maksimalnim vremenima popuštanja. Na slici 4.1 prikazana je ovisnost tvrdoće čelika nakon žarenja na 700 °C o maksimalnim tvrdoćama čelika nakon gašenja.



Slika 4.1. Ovisnost tvrdoće čelika nakon žarenja na 700 °C o maksimalnim tvrdoćama čelika nakon gašenja

Ukoliko se usvoji da minimalna tvrdoća čelika odgovara tvrdoći čelika na 700 °C, relacija između maksimalne i minimalne tvrdoće se može uspješno izraziti izrazom:

$$HRC_{\min} = \left(\frac{HRC_{\max} - 40}{12} \right)^{3.5}. \quad (4.17)$$

Regresijskom analizom dobiven je izraz:

$$\ln \ln K = 6.7484 \ln \frac{T_{\text{pr}}}{808.69} + 1.1821 \ln S - 0.3232 \ln E_d, \quad (4.18)$$

odnosno može se pisati da je:

$$HRC_p = \frac{HRC_k - HRC_{\min}}{e^{\left(\frac{T_{\text{pr}}}{808.69}\right)^{6.7484}} S^{1.1821} E_d^{-0.3232}} + HRC_{\min}. \quad (4.19)$$

U slučaju drugih vremena trajanja popuštanja referentna temperatura popuštanja može se sukladno ideji *Hollomon-Jaffe*a izraziti pomoću izraza:

$$T_{\text{pr}} = \frac{T_p(C + a \ln t_p)}{C}, \quad (4.20)$$

gdje je a konstanta ovisna o vremenu popuštanja, t_p/h vrijeme popuštanja. Konstanta C ovisi o kemijskom sastavu i ima isti smisao kao i konstanta C u *Hollomon-Jaffe*ovoj formuli. Najveći utjecaj na C u *Hollomon-Jaffe*ovoj formuli ima maseni udio ugljika:

$$C = 21.3 - 5.8(\%C). \quad (4.21)$$

S obzirom na izraz 4.1, konstanta C se može s dovoljnom preciznosti izraziti pomoću maksimalne tvrdoće u *Jominy*jevu pokusu:

$$C = 21.3 - \frac{(HRC_{\max} - 20)^2}{620.69}. \quad (4.22)$$

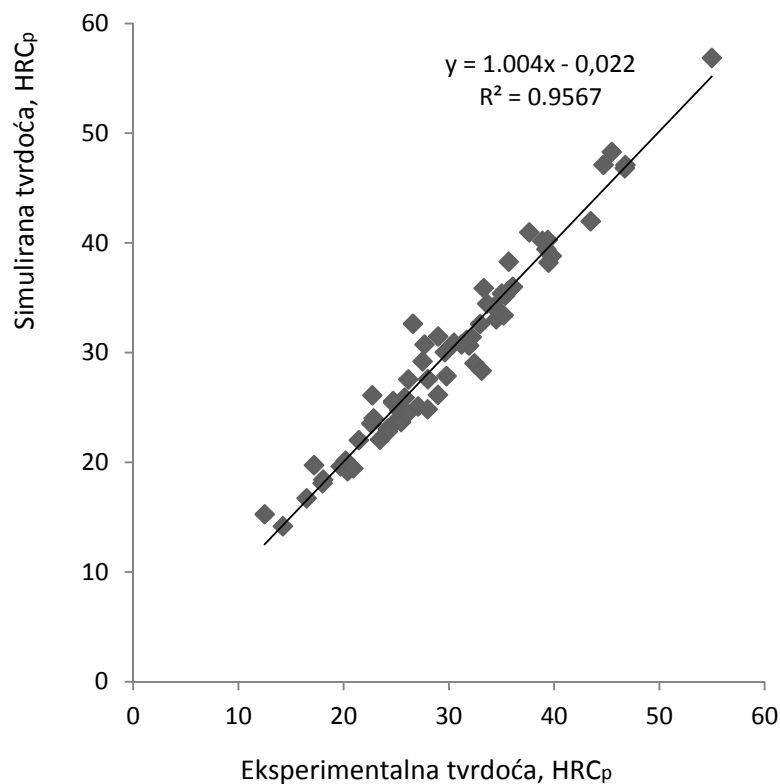
Predviđanje utjecaja vremena trajanja popuštanja na tvrdoću nakon popuštanja prema izrazima 4.17-4.22 provjeren je na eksperimentalnim podacima za čelik s 0.82 %C i 0.75 %Mn [58]. Temperatura popuštanja iznosila je 540 °C. U tablici 4.3 prikazana je usporedba eksperimentalnih rezultata s procjenama tvrdoće nakon popuštanja prema izrazima 4.17-4.22.

Tablica 4.3. Tvrdća za različita vremena popuštanja čelika

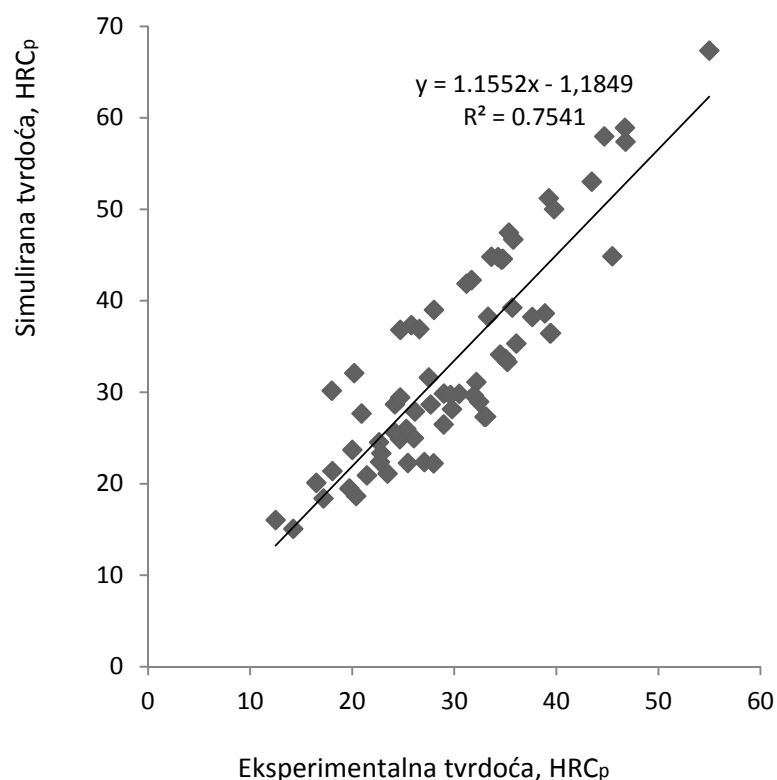
Vrijeme popuštanja	Modelirana tvrdća, HRC	Eksperimentalna tvrdća, HRC	Razlika
1 min	49.840	45	4.840
10 min	44.053	42	2.053
30 min	41.025	40	1.025
1 h	39.000	39	0
5 h	34.164	36	-1.836
25 h	29.333	33	-3.667

4.1.4. Verifikacija postavljenog modela procjene tvrdće popušenog čelika

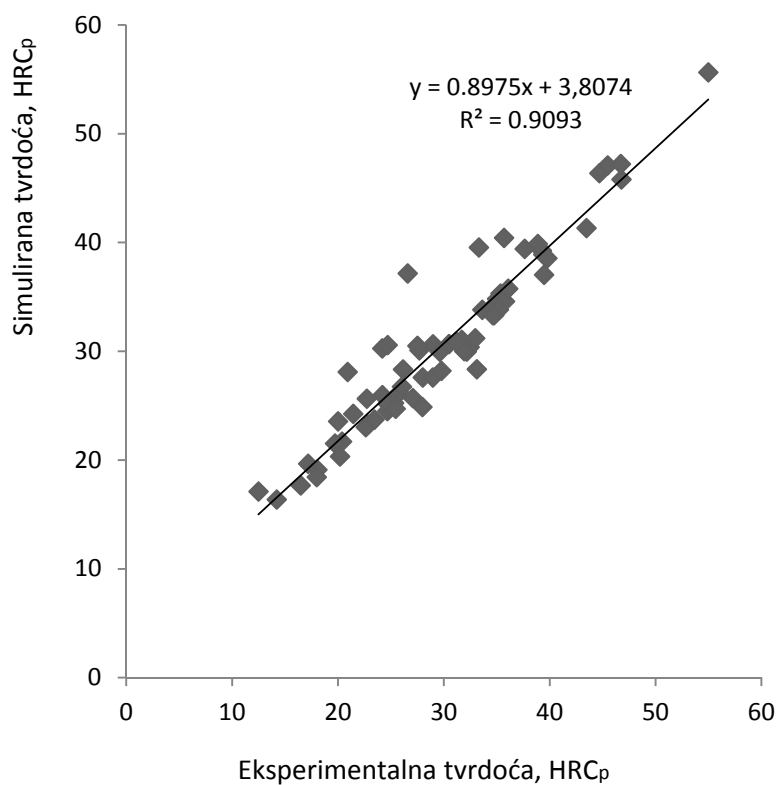
Na slikama 4.2, 4.3 i 4.4 prikazana je usporedba eksperimentalnih rezultata s vrijednostima tvrdće popuštanja čelika prema izrazima 4.19, 4.7 i 4.8.



Slika 4.2. Usporedba eksperimentalnih rezultata sa simulacijom tvrdće nakon popuštanja, HRC_p (izraz 4.19)



Slika 4.3. Usporedba eksperimentalnih rezultata sa simulacijom tvrdoće nakon popuštanja, HRC_p (prema DIN 17021, izraz 4.7)



Slika 4.4. Usporedba eksperimentalnih rezultata sa simulacijom tvrdoće nakon popuštanja, HRC_p (prema E. Justu, izraz 4.8)

Na osnovi usporedbe rezultata na slikama 4.2, 4.3 i 4.4 vidljivo je da se najmanja odstupanja između eksperimentalne i simulirane tvrdoće nakon popuštanja dobivaju primjenom izraza 4.19. Osim toga ta odstupanja su ujednačena, što nije slučaj za ostale dvije metode procjene tvrdoće nakon popuštanja.

4.1.5. Procjena mehaničkih svojstava poboljšanog čelika

Jedna od najviše istraživanih relacija u znanosti o materijalima je relacija između tvrdoće i vlačne čvrstoće. Odnos između tvrdoće po *Vickersu* i vlačne čvrstoće, R_m/Nmm^{-2} može se procijeniti pomoću izraza:

$$R_m = 3.3HV. \quad (4.23)$$

Ostala mehanička svojstva kaljenog ili poboljšanog čelika direktno ovise o vlačnoj čvrstoći i stupnju otvrdnjavanja kaljenog čelika, odnosno o faktoru S (izraz 4.4) [54, 59]. Granica razvlačenja, $R_{p0.2}/\text{Nmm}^{-2}$, istezljivost, $A_5/\%$ i kontrakcija poprečnog presjeka, $Z/\%$ mogu se procijeniti iz vlačne čvrstoće ili tvrdoće [53]:

$$R_{p0.2} = (0.8 + 0.1S)R_m + 170S - 200, \quad (4.24)$$

$$A_5 = 46 - (0.04 - 0.012S)R_m, \quad (4.25)$$

$$Z = 96 - (0.062 - 0.029S)R_m. \quad (4.26)$$

Udarni rad loma, KV/J također se može procijeniti iz vlačne čvrstoće ili tvrdoće [53]. Uvažavajući izraz $E. Justa$ za udarni rad loma, KU/J i eksperimentalne podatke povezanosti udarnog rada loma, KU/J i udarnog rada loma, KV/J , [60] može se postaviti izraz da je KV/J jednak:

$$KV = 264.26 - (0.342 - 0.168S)R_m, \text{ za } KV \leq 80 J, \quad (4.27a)$$

$$KV = 442.84 - (0.667 - 0.328S)R_m, \text{ za } KV > 80 J. \quad (4.27b)$$

Lomna žilavost, $K_{IC}/\text{Nmm}^{-3/2}$ može se procijeniti iz *Rolfe-Novakove* relacije [16]:

$$K_{Ic} = \sqrt{6.4R_{p0.2}(100KV - R_{p0.2})}, \quad (4.28)$$

gdje je $R_{p0.2}/Nmm^{-2}$ granica razvlačenja, a KV/J udarni rad loma.

4.2. Pretkazivanje mehaničkih svojstava poboljšanog čeličnog lijeva

U promatranju mehaničkih svojstava poboljšanih čeličnih ljevova polazi se od činjenice da mehanička svojstva odljevaka proizlaze iz normalnih svojstava metalne matrice umanjenih za utjecaj tipične ljevačke strukture na veličinu tih svojstava. Razlike u mikrostrukturi i mehaničkim svojstvima poboljšanog čelika i čeličnog lijeva proizlaze iz različite povijesti obrade. Osnovni postupci obrade su lijevanje, toplo deformiranje i postupci toplinske obrade.

4.2.1. Istraživanje mehaničkih svojstava poboljšanog čeličnog lijeva primjenom planiranog eksperimenta

U svrhu određivanja utjecaja parametara pojedinih postupaka obrade na mehanička svojstva čelika i čeličnog lijeva, odnosno utjecaja na smanjenje mehaničkih svojstava čeličnog lijeva u odnosu na čelik, provedeno je istraživanje na temelju eksperimenta, odnosno proveden je planirani eksperiment.

Na mehanička svojstva poboljšanog čeličnog lijeva osnovni utjecaj ima kvaliteta lijevanja. Na kvalitetu lijevanja mogu prije svega utjecati temperatura lijevanja i temperatura kalupa.

Također može se pretpostaviti da na rezultate lijevanja utječu i pojedine interakcije između nabrojanih faktora. S obzirom na broj faktora, u radu će se primijeniti kodirani plan eksperimenta 2^{5-2} u kojem će se odrediti utjecajnost 5 osnovnih faktora i dvije interakcije. Primjenom ovakvoga eksperimenta postoji prekrivanje utjecajnosti pojedinih interakcija s

osnovnim faktorima tako da se mora pomno proučiti potencijalna utjecajnost pojedinih interakcija. Pretpostavit će se da trostruke interakcije neće utjecati na rezultate mehaničkih svojstava poboljšanih čeličnih odljevaka. Također, pretpostavit će se da interakcije između temperature kalupa i primijenjenog toplog kovanja te interakcija između temperature kalupa i homogenizacije može utjecati na rezultate lijevanja. Te se dvije interakcije neće u planu eksperimenta prekrivati s osnovnim faktorima. Na temelju rečenog postavljen je sljedeći planirani eksperiment.

Planirani eksperiment je izveden na čeliku EN 42CrMo4. Čelik EN 42CrMo4 prema legiranosti i prokaljivosti nalazi se približno na sredini čelika za poboljšavanje. Postupci obrade obuhvaćeni planiranim eksperimentom su lijevanje, toplo kovanje te postupci toplinske obrade. Sukladno teorijskim razmatranjima mehanizama očvršćivanja metala i utjecaja povijesti obade na mehanička svojstva metala pretpostavit će se da temperatura lijevanja, temperatura kalupa prilikom lijevanja, toplo kovanje, homogenizacija, normalizacija imaju utjecaj na konačna poboljšana svojstva čelika i čeličnog lijeva. Osim toga pretpostavit će se da interakcije između temperature kalupa i primjene toplog kovanja te interakcije između temperature kalupa i homogenizacije također utječu na konačna poboljšana svojstva čelika i čeličnog lijeva. Ukoliko bi se analizom eksperimenta pokazalo da predloženi faktori ne utječu na rezultate, a variranje rezultata bi bilo značajno, planirani eksperiment trebalo bi ponoviti s novim relevantnim faktorima.

Dodavanje novih faktora u potpunim faktorskim eksperimentima teorijski ne predstavlja problem. Međutim s praktičnog stajališta postoje određena ograničenja. Broj tretmana eksponencijalno raste s brojem faktora, kod većeg broja faktora analiza je komplicirana, a također i eksperimentalna pogreška je veća. Stoga su eksperimenti s više faktora nepovoljni kako s gledišta preciznosti, tako i s gledišta troškova istraživanja. Jedno rješenje problema, dosta često korišteno, su djelomični faktorski eksperimenti tipa 2^{5-2} . Broj 2 znači da je svaki faktor ispitivan na dva nivoa i znači da je ispitivan utjecaj 5-faktora, broj 2 u eksponentu znači da je u odnosu na potpuni faktorski eksperiment uključeno u promatranje dodatnih 2 faktora. Kod potpunog faktorskog eksperimenta s 5-faktora treba 2^5 tretmana, dok kod djelomičnog faktorskog eksperimenta treba samo 2^{5-2} tretmana. Plan nekodiranog

djelomično zasićenog faktorskog eksperimenta prikazan je u tablici 4.4. U tablici 4.5 prikazane su oznake faktora planiranog eksperimenta.

Tablica 4.4. Nekodirani plan djelomično zasićenog faktorskog eksperimenta 2^{5-2}

Tretman	M	Faktori				
		Temperatura lijevanja, $\vartheta_l/^\circ\text{C}$ X_1	Temperatura kalupa, $\vartheta_k/^\circ\text{C}$ X_2	Toplo kovanje X_3	Normalizacija X_4	Homogenizacija X_5
1	1	1514	105	ne	da	da
2	1	1590	105	ne	ne	ne
3	1	1514	20	ne	ne	da
4	1	1590	20	ne	da	ne
5	1	1514	105	da	da	ne
6	1	1590	105	da	ne	da
7	1	1514	20	da	ne	ne
8	1	1590	20	da	da	da

Tablica 4.5. Oznake faktora planiranog eksperimenta

Faktor	Oznaka
Temperatura lijevanja	X_1
Temperatura kalupa	X_2
Toplo kovanje	X_3
Normalizacija	X_4
Homogenizacija	X_5
Interakcija između temperature kalupa i primjene toplog kovanja	X_2X_3
Interakcija između temperature kalupa i homogenizacije	X_2X_5

Plan kodiranog djelomično zasićenog faktorskog eksperimenta prikazan je u tablici 4.6, gdje kolona interakcije X_1X_2 služi kao kolona faktora X_4 , a kolona interakcije X_1X_3 služi kao kolona faktora X_5 .

Kod postavljanja djelomičnog faktorskog ogleda 2^{r-m} polazi se od potpunog plana koji bi imao 2^r tretmana. Zatim se konstituiraju interakcijske kolone množeći međusobno odgovarajuće kolone potpunog faktorskog ogleda. Interakcijske kolone mogu poslužiti kao kolone za formiranje kolona dodatnih faktora u djelomičnom faktorskom eksperimentu 2^{r-m} . Shemu zamjenjivanja odnosno informaciju koji prosječni efekt faktora se zamjenjuje s kojim prosječnim efektom interakcije, moguće je dobiti tek nakon što je poznata relacija za definiranje plana. Relacija za definiranje eksperimenta 2^{5-2} (tablica 4.6) je:

$$M = \underline{X_1X_2X_4} = \underline{X_1X_3X_5} = \underline{X_2X_3X_4X_5}$$

Tablica 4.6. Kodirani plan djelomično zasićenog faktorskog eksperimenta 2^{5-2}

Tretman	M	X_2X_4 X_3X_5	X_1X_4	X_1X_5	X_1X_2	X_1X_3	X_4X_5	X_3X_4
		X_1	X_2	X_3	X_4	X_5	X_2X_3	X_2X_5
1	1	-1	-1	-1	1	1	1	-1
2	1	1	-1	-1	-1	-1	1	1
3	1	-1	1	-1	-1	1	-1	1
4	1	1	1	-1	1	-1	-1	-1
5	1	-1	-1	1	1	-1	-1	1
6	1	1	-1	1	-1	1	-1	-1
7	1	-1	1	1	-1	-1	1	-1
8	1	1	1	1	1	1	1	1

Ako se zanemare faktori interakcije i interakcije viših redova dobije se slijedeća shema zamjenjivanja:

$$\underline{X}_1 = \underline{X}_2\underline{X}_4 = \underline{X}_3\underline{X}_5$$

$$\underline{X}_2 = \underline{X}_1\underline{X}_4$$

$$\underline{X}_3 = \underline{X}_1\underline{X}_5$$

$$\underline{X}_4 = \underline{X}_1\underline{X}_2$$

$$\underline{X}_5 = \underline{X}_1\underline{X}_3$$

$$X_2X_3 = X_4X_5$$

Temperatura lijevanja zamjenjivat će se sa interakcijom temperature kalupa i primjene normalizacije te interakcije primjene toplog kovanja i primjene homogenizacije.

Uz poznavanje sheme zamjenjivanja moguće je analizom varijance utvrditi signifikantnost pojedinih faktora. Međutim, s obzirom da se djelomični faktorski eksperimenti koriste u početnoj fazi istraživanja, gdje se obavlja selekcija utjecaja pojedinih faktura, u većini slučajeva racionalno je ograničiti se na izračunavanje prosječnih efekata faktora i tek nakon toga u slijedećoj fazi odabirom optimalnog plana eksperimenta obaviti detaljniju statističku analizu signifikantnosti faktora i njihovih interakcija. Na taj način smanjuje se broj eksperimenata jer za izračunavanje prosječnih efekata nisu potrebna ponavljanja.

Prosječni efekti kod djelomičnog faktorskog eksperimenta određuju se istim postupkom kao i kod potpunog faktorskog eksperimenta s tim da se zbog smanjenog broja tretmana ne može utvrditi glavni efekt svakog faktora i interakcija posebno, već se za faktore i interakcije čije su kolone u planu faktorskog eksperimenta identične mogu odrediti zajednički prosječni efekti, tako da nastaju određena zamjenjivanja glavnih efekata i interakcija.

U tablici 4.7 prikazan je kodirani plan 2^3 faktorskog eksperimenta. Određivanje prosječnih efekata faktora i interakcija kod 2^3 faktorskog eksperimenta prikazano je u tablici 4.8. Analiza varijance 2^3 faktorskog eksperimenta s dva ponavljanja prikazana je u tablici 4.9.

Tablica 4.7. Kodirani plan 2^3 faktorskog eksperimenta s dva ponavljanja

Tretman	Faktori			Rezultati eksperimenta		
	X_1	X_2	X_3	Ponavljanje		Srednja vrijednost
				I	II	
1	-1	-1	-1	Y_{11}	Y_{12}	$\bar{Y}_1$
2	1	-1	-1	Y_{21}	Y_{22}	$\bar{Y}_2$
3	-1	1	-1	Y_{31}	Y_{32}	$\bar{Y}_3$
4	1	1	-1	Y_{41}	Y_{42}	$\bar{Y}_4$
5	-1	-1	1	Y_{51}	Y_{52}	$\bar{Y}_5$
6	1	-1	1	Y_{61}	Y_{62}	$\bar{Y}_6$
7	-1	1	1	Y_{71}	Y_{72}	$\bar{Y}_7$
8	1	1	1	Y_{81}	Y_{82}	$\bar{Y}_8$

Tablica 4.8. Određivanje prosječnih efekata faktora i interakcija kod 2^3 faktorskog eksperimenta s dva ponavljanja

Faktor	Divizor	Srednja vrijednost ili glavni efekt	Broj tretmana								Suma kvadrata prosječnih efekata
			1	2	3	4	5	6	7	8	
M	8	$\bar{Y} =$	$\frac{1}{8}(\bar{Y}_1 + \bar{Y}_2 + \bar{Y}_3 + \bar{Y}_4 + \bar{Y}_5 + \bar{Y}_6 + \bar{Y}_7 + \bar{Y}_8)$								
X_1	4	$E_{X_1} =$	$\frac{1}{4}(-\bar{Y}_1 + \bar{Y}_2 - \bar{Y}_3 + \bar{Y}_4 - \bar{Y}_5 + \bar{Y}_6 - \bar{Y}_7 + \bar{Y}_8)$								$Q_{X_1} = E_{X_1}^2 \cdot 4$
X_2	4	$E_{X_2} =$	$\frac{1}{4}(-\bar{Y}_1 - \bar{Y}_2 + \bar{Y}_3 + \bar{Y}_4 - \bar{Y}_5 - \bar{Y}_6 + \bar{Y}_7 + \bar{Y}_8)$								$Q_{X_2} = E_{X_2}^2 \cdot 4$
X_3	4	$E_{X_3} =$	$\frac{1}{4}(-\bar{Y}_1 - \bar{Y}_2 - \bar{Y}_3 - \bar{Y}_4 + \bar{Y}_5 + \bar{Y}_6 + \bar{Y}_7 + \bar{Y}_8)$								$Q_{X_3} = E_{X_3}^2 \cdot 4$
X_1X_2	4	$E_{X_1X_2} =$	$\frac{1}{4}(\bar{Y}_1 - \bar{Y}_2 - \bar{Y}_3 + \bar{Y}_4 + \bar{Y}_5 - \bar{Y}_6 - \bar{Y}_7 + \bar{Y}_8)$								$Q_{X_1X_2} = E_{X_1X_2}^2 \cdot 4$
X_1X_3	4	$E_{X_1X_3} =$	$\frac{1}{4}(\bar{Y}_1 - \bar{Y}_2 + \bar{Y}_3 - \bar{Y}_4 - \bar{Y}_5 + \bar{Y}_6 - \bar{Y}_7 + \bar{Y}_8)$								$Q_{X_1X_3} = E_{X_1X_3}^2 \cdot 4$
X_2X_3	4	$E_{X_2X_3} =$	$\frac{1}{4}(\bar{Y}_1 + \bar{Y}_2 - \bar{Y}_3 - \bar{Y}_4 - \bar{Y}_5 - \bar{Y}_6 + \bar{Y}_7 + \bar{Y}_8)$								$Q_{X_2X_3} = E_{X_2X_3}^2 \cdot 4$
$X_1X_2X_3$	4	$E_{X_1X_2X_3} =$	$\frac{1}{4}(-\bar{Y}_1 + \bar{Y}_2 + \bar{Y}_3 - \bar{Y}_4 + \bar{Y}_5 - \bar{Y}_6 - \bar{Y}_7 + \bar{Y}_8)$								$Q_{X_1X_2X_3} = E_{X_1X_2X_3}^2 \cdot 4$

Tablica 4.9. Analiza varijance 2^3 faktorskog eksperimenta s dva ponavljanja

Broj varijacija	Stupanj slobode	Suma kvadrata	Sredina kvadrata	F-odnos
Tretmani	$k - 1 = 7$	Q_T	$S_T^2 = \frac{Q_T}{7}$	
X_1	1	Q_{X_1}	$S_{X_1}^2 = Q_{X_1}$	$F_{X_1} = \frac{S_{X_1}^2}{S_P^2}$
X_2	1	Q_{X_2}	$S_{X_2}^2 = Q_{X_2}$	$F_{X_2} = \frac{S_{X_2}^2}{S_P^2}$
X_3	1	Q_{X_3}	$S_{X_3}^2 = Q_{X_3}$	$F_{X_3} = \frac{S_{X_3}^2}{S_P^2}$
X_1X_2	1	$Q_{X_1X_2}$	$S_{X_1X_2}^2 = Q_{X_1X_2}$	$F_{X_1X_2} = \frac{S_{X_1X_2}^2}{S_P^2}$
X_1X_3	1	$Q_{X_1X_3}$	$S_{X_1X_3}^2 = Q_{X_1X_3}$	$F_{X_1X_3} = \frac{S_{X_1X_3}^2}{S_P^2}$
X_2X_3	1	$Q_{X_2X_3}$	$S_{X_2X_3}^2 = Q_{X_2X_3}$	$F_{X_2X_3} = \frac{S_{X_2X_3}^2}{S_P^2}$
$X_1X_2X_3$	1	$Q_{X_1X_2X_3}$	$S_{X_1X_2X_3}^2 = Q_{X_1X_2X_3}$	$F_{X_1X_2X_3} = \frac{S_{X_1X_2X_3}^2}{S_P^2}$
Pogreška	$k(n - 1) = 8$	Q_P	$S_P^2 = \frac{Q_P}{k(n - 1)} = \frac{Q_P}{8}$	
Ukupno	$N - 1 = kn - 1 = 15$	Q		

$$Q = \sum_{i=1}^k \sum_{j=1}^n (y_{ij} - \bar{y})^2; Q_T = n \sum_{i=1}^k (\bar{y}_i - \bar{y})^2; Q_P = Q - Q_T$$

Tablična vrijednost F-odnosa za stupnjeve slobode 1 u brojniku i 8 u nazivniku $F_{\text{tab}} = 5.32$ za prag značajnosti 5 % i $F_{\text{tab}} = 11.26$ za prag značajnosti 1 %. Ukoliko je vrijednost F-odnosa faktora ili interakcije pojedinih faktora veća od F_{tab} može se konstatirati da faktor odnosno interakcija utječe na rezultate promatranog svojstva.

4.2.2. Eksperimentalno istraživanje

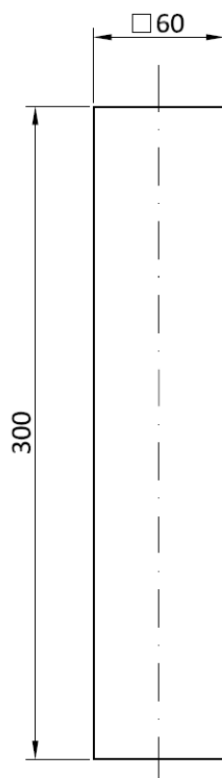
U ugljičnih i niskolegiranih čelika i čeličnih ljevova mogu se pojaviti svi nabrojeni mehanizmi očvršćivanja međutim najvažniji mehanizmi su deformacijsko očvršćivanje, očvršćivanje granicama zrna, očvršćivanje legiranjem, kao i deformacijsko očvršćivanje, a u manjoj mjeri precipitacijsko očvršćivanje, disperzijsko očvršćivanje (pogl. 3.3.1.). Osnovni mehanizmi očvršćivanja temelje se na usitnjavanju mikrostrukture i dobivanju poboljšane mikrostrukture popuštenog martenzita. Ostali se mehanizmi primjenjuju u manjoj mjeri.

Međutim, u eksperimentalnom dijelu istraživanja pri postavljanju izraza za pretkazivanje mehaničkih svojstava čelika i čeličnog lijeva treba voditi računa o svim mehanizmima očvršćivanja. Primjerice, nepravilnim prekivanjem u vrućem stanju može se pojaviti deformacijsko očvršćivanje. Variranjem kemijskog sastava variraju i mehanička svojstva. Nekontroliranim izdvajanjem disperziranih čestica nehotično će se mijenjati mehanička svojstva. Sve to može dovesti do postavljanja krivih zaključaka. Dakle, u postavljanju relacija između osnovnih parametara postupaka toplinske obrade i mehaničkih svojstava treba voditi računa i o svim sekundarnim mehanizmima očvršćivanja u čelika koji, kao što je prikazano, mogu utjecati na pouzdanost pretkazivanja mehaničkih svojstava poboljšanog čelika i čeličnog lijeva.

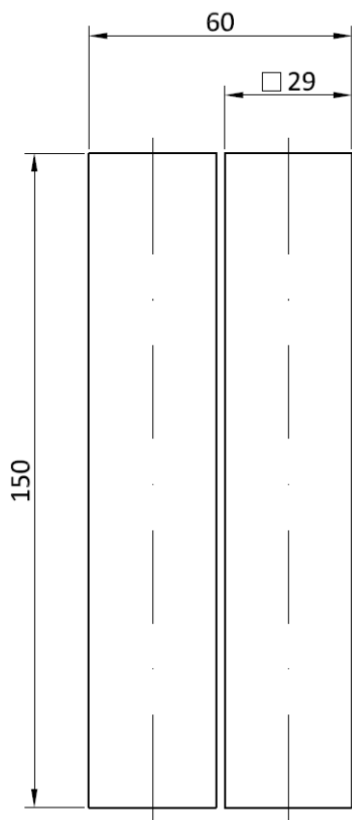
4.2.2.1. Plan izrezivanja gredica za vlačni pokus i ispitivanje udarnog rada loma

Planirani eksperiment izveden je na čeliku EN GS-42CrMo4. Utjecajnost pojedinih faktora po tretmanima utvrđen je ispitivanjem vlačnim pokusom i ispitivanjem udarnog rada loma. Vlačni pokus je potrebno izvesti u dva ponavljanja, a ispitivanje udarnog rada loma, zbog rasipanja rezultata, u četiri ponavljanja. Za realizaciju plana prikazanog u tablici 4.4, uz dva ponavljanja za statički vlačni pokus i četiri ponavljanja za ispitivanje udarnog rada loma bilo je potrebno odliti četiri gredice dimenzija 60x60x300 mm (slika 4.5).

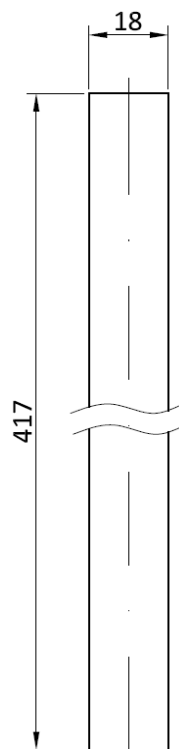
Nakon lijevanja potrebno je odstraniti rubne dijelove odljevka, te se tada dobiju dimenzije 60x60x150 mm. Zbog naknadne toplinske obrade i obrade deformacijom ovako pripremljene gredice potrebno je dalje izrezati na četiri gredice (slika 4.6). Na ovaj se način iz četiri odlivene gredice dobije ukupno 16 gredica, od kojih će osam biti kovano. Dimenzije kovanih gredica prikazane su na slici 4.7. Pri ovome se zanemarila razlika u stupnju zakaljenosti. Tih se 16 gredica, osam u odlivenom stanju i osam prekivanih, dalje toplinski obrađuje prema planu eksperimenta. Iz tih se gredica po završetku eksperimenta izrađuju ispitni uzorci za ispitivanje vlačnim pokusom i ispitivanje udarnog rada loma. Plan izrezivanja ispitnih uzoraka za daljnja ispitivanja prikazan je na slici 4.8.



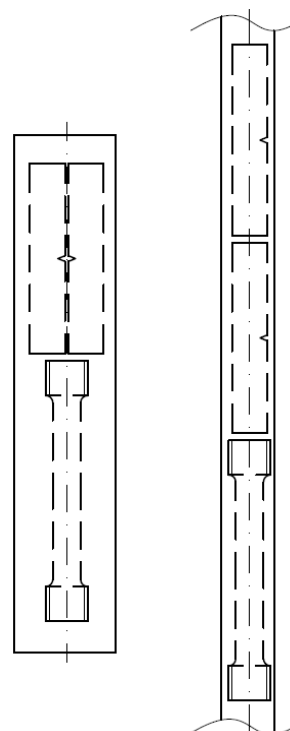
Slika 4.5. Dimenzije odlivenih gredica



Slika 4.6. Shema odrezivanja gredica



Slika 4.7. Dimenzije kovanih gredica

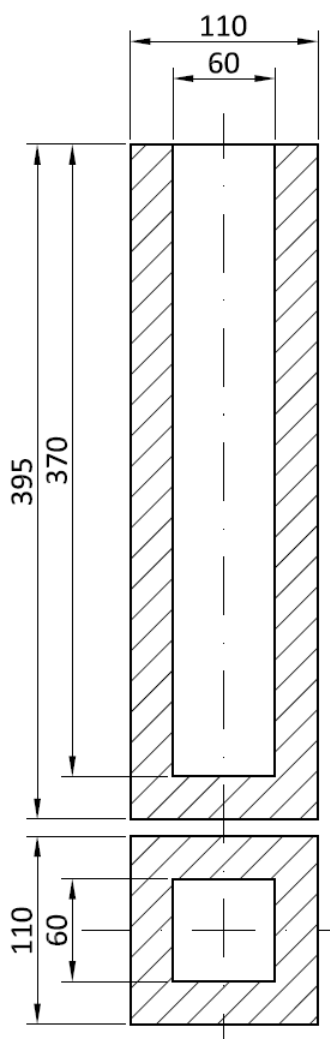


Slika 4.8. Plan izrezivanja ispitnih uzoraka

4.2.2.2. Postupak lijevanja

Prema planu eksperimenta bilo je potrebno odliti četiri gredice, odnosno odljevka, s dvije različite temperature lijevanja i u dvije različito zagrijane kokile. Odljevci su lijevani pri Institutu IMT (Inštitut za kovinske materiale in tehnologije) u Ljubljani.

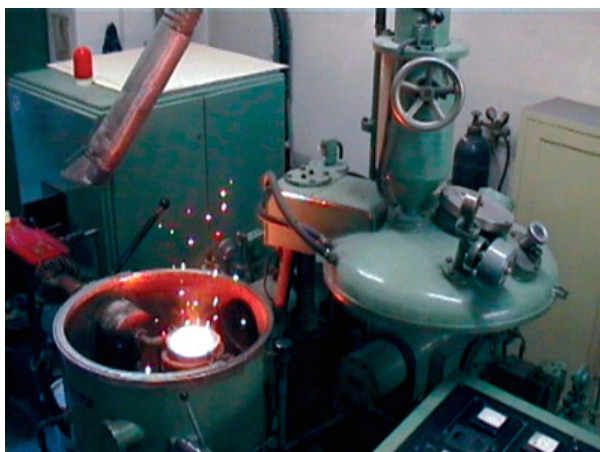
Čelik iz koje su gredice odlivene bio je EN GS-42CrMo4. Lijevalo se u atmosferi na principu lijevanja odozgo. Kokile u koje se lijevalo izrađene su od sivog lijeva. Oblik i dimenzije kokile prikazane su na slici 4.9. Kokile pripremljene za lijevanje prikazane su na slici 4.10. Peć korištena za taljenje je srednje frekventna indukcijska vakuumska peć, kapaciteta 25 kg (slika 4.11).



Slika 4.9. Oblik i dimenzije kokile



Slika 4.10. Kokile pripremljene za lijevanje



Slika 4.11. Indukcijska vakuumaska peć

Za lijevanje četiri gredice predviđene su dvije šarže, odnosno predviđeno je da se sva četiri odljevka odlijevaju iz dva lonca. Gredice su lijevane na način da se iz prve šarže, s povišene temperature lijevanja, lijevalo dvije gredice, jedna u prethodno ugrišanu kokilu, a druga u hladnu kokilu. Druga šarža se s optimalne temperature lijevanja također lijevala prvo u prethodno ugrišanu kokilu, a zatim u hladnu kokilu. Na taj su način odlivene četiri gredice s različitim parametrima lijevanja. Kokile koje je bilo potrebno ugrijati, zagrijavale su se u komornoj peći. Za mjerenje temperature u loncu koristio se infracrveni pirometar, IRtec P. Parametri lijevanja četiri odlivene gredice koji su bitni za eksperiment prikazani su u tablici 4.10. Odlivene gredice prikazane su na slici 4.12.

Tablica 4.10. Parametri lijevanja bitni za eksperiment

Šarža	Odljevak/Gredica	Temperatura lijevanja/°C	Temperatura kokile/°C
1	1	1590	105
	2	1588	20
2	3	1514	105
	4	1510	20



Slika 4.12. Gredice neposredno nakon lijevanja

Temperatura lijevanja čeličnog lijeva ovisi o temperaturi likvidusa i veća je od nje za 20 – 150 °C, ovisno o načinu lijevanja te masi i debljini stjenke odljevka. Veliki utjecaj na temperaturu likvidusa imaju legirajući elementi, koji različito snižavaju temperaturu likvidusa. Uzimajući u obzir maseni udio legirajućih elemenata (%LE) te njihovu utjecajnost na snižavanje temperature likvidusa (tablica 4.11), temperatura likvidusa/°C može se odrediti slijedećim izrazom:

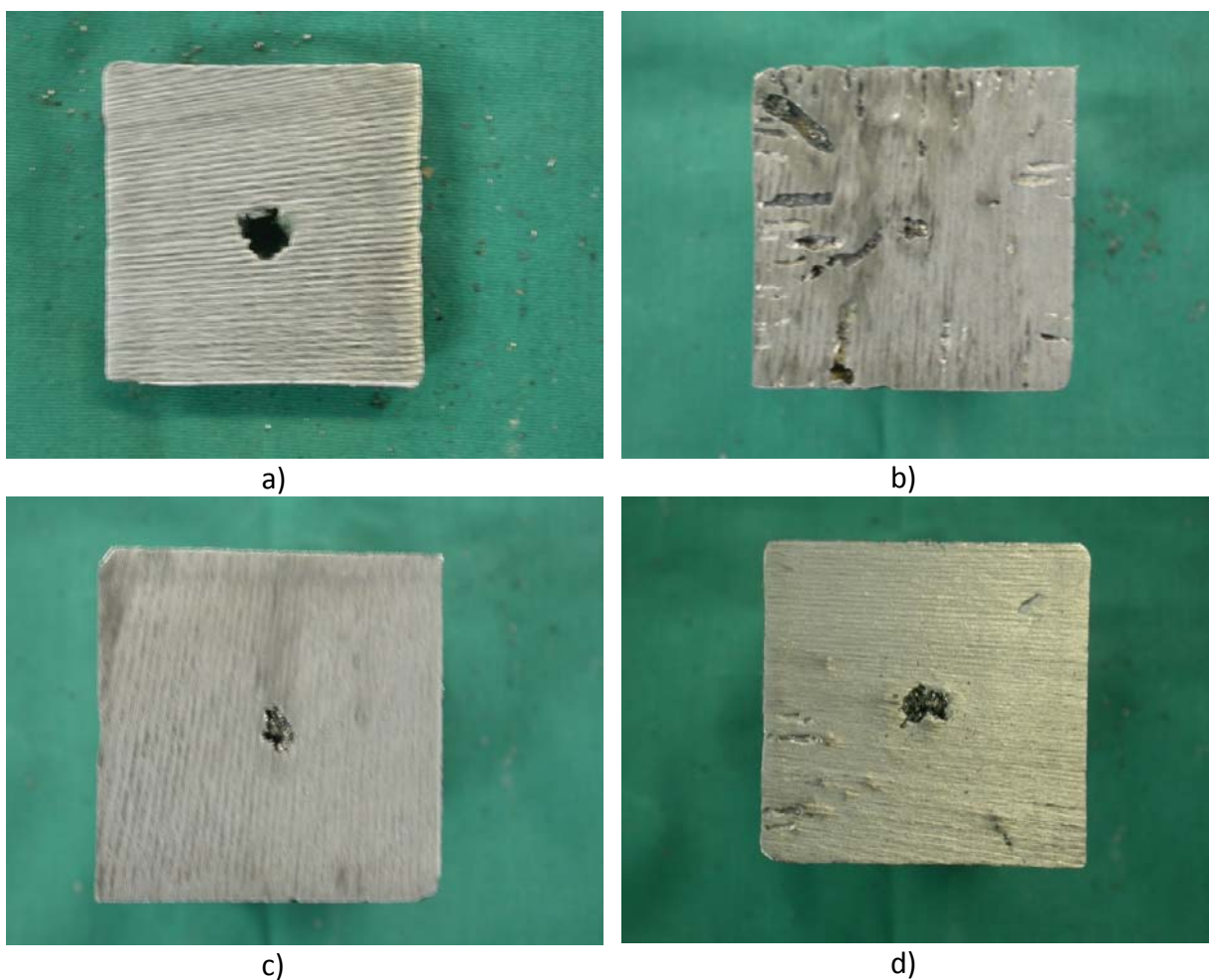
$$T_l = 1528 - (\%LE) \times \text{utjecajnost LE.} \quad (4.29)$$

Tablica 4.11. Sniženje temperature likvidusa/°C po 1 % masenog udjela legirajućeg elementa

%C	%Si	%Mn	%P	%S	%Cr	%Mo	%Ni	%W	%V
73	12	3	30	30	1	3	3.5	1	2

Za potrebe daljnjeg izvođenja eksperimenta, iz gredica su se izrezali dijelovi koji će se naknadno, prema planu eksperimenta, dalje rezati te različito obrađivati. Gredice su, sukladno planu izrezivanja gredica poprečno prerezane na duljinu 150 mm tračnom pilom u

Laboratoriju za obradu odvajanjem čestica, Tehničkog fakulteta u Rijeci. U svrhu kontrole kvalitete odlivene gredice su se dodatno prerezale u rubnim dijelovima koje je bilo potrebno odstraniti. Površine ovih poprečnih presjeka prikazane su na slici 4.13. Iz slike je vidljivo da je najkvalitetnija gredica, gredica 3, koja je lijevana s optimalne temperature lijevanja i u ugrijanu kokilu. Najlošija gredica je gredica 2, koja je lijevana s povišene temperature lijevanja i u hladnu kokilu. Gredica 1 je kvalitetnija od gredice 4.



Slika 4.13. Površine poprečnih presjeka gredica,
a) gredica 1, b) gredica 2, c) gredica 3, d) gredica 4

U ovoj je fazi, također napravljena analiza kemijskog sastava odlivenih gredica. Kemijski sastav gredica ispitan je na optičkom emisijskom spektrometru LECO, GDS500A u Laboratoriju za ispitivanje materijala, Tehničkog fakulteta u Rijeci. Rezultati analize

kemijskog sastava gredica prikazani su u tablici 4.12. Propisani kemijski sastav čelika EN GS-42CrMo4 prikazan je u tablici 4.13.

Tablica 4.12. Kemijski sastav odlivenih gredica od čelika EN GS-42CrMo4

Šarža	Odljevak/ Gredica	Maseni udio/%										
		C	Si	Mn	P	S	Cr	Cu	Mo	Ni	V	Al
1	1	0.44	0.15	0.63	0.013	0.026	1.19	0.19	0.23	0.18	0.17	0.0031
	2	0.44	0.14	0.61	0.011	0.026	1.19	0.19	0.23	0.18	0.17	0.0008
2	3	0.43	0.15	0.63	0.010	0.023	1.20	0.19	0.23	0.16	0.14	0.0095
	4	0.43	0.13	0.60	0.011	0.024	1.19	0.19	0.24	0.16	0.14	0.0001
Prosjek		0.44	0.14	0.62	0.011	0.025	1.19	0.19	0.23	0.17	0.16	0.0033

Tablica 4.13. Propisani kemijski sastav čelika EN GS-42CrMo4

Čelik	Maseni udio/%						
	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo
42CrMo4	0.38-0.45	≤0.40	0.60-0.90	0.035	0.030	0.90-1.20	0.15-0.30

Na temelju rezultata analize kemijskog sastava gredica, može se zaključiti da kemijski sastav odlivenih gredica odgovara propisanom kemijskom sastavu čelika EN GS-42CrMo4.

Gredice su dalje, prema planu izrezivanja dodatno uzdužno prerezane. Gredice su rezane tračnom pilom u tvrtki ELCON d.o.o., Rijeka. Na taj su način dobivene gredice koje u odlivenom stanju idu na toplinsku obradu (slika 4.14).



Slika 4.14. Gredice koje u odlivenom stanju idu na toplinsku obradu

4.2.2.3. Postupak kovanja

Prema planu eksperimenta pojedine su se gredice trebale kovati. Kovanje je izvedeno u Kovačnici, Brodogradilišta 3.MAJ, Rijeka. Na slici 4.15 prikazana je kovačnica u kojoj su uzorci prekidani.



Slika 4.15. Kovačnica u kojoj su gredice prekidane

Temperatura kovanja iznosila je 1100 °C. Kovanjem je smanjena površina poprečnog presjeka i produljena duljina gredice. U prvom prekidanju uzorku dimenzije 30x30x150 mm smanjila se jedna poprečna dimenzija na 26 mm. Nakon toga se u drugom prekidanju gredica zarotirala za 90 stupnjeva te se i druga poprečna dimenzija svela na 26 mm, tako da je dobivena gredica približno kvadratnog oblika 26x26 mm. Na isti se način, trećim i četvrtim prekidanjem dobila gredica približno kvadratnog oblika 22x22 mm. U petom i šestom prekidanju dobila se gredica kvadratnog oblika dimenzije 18x18 mm.

Zbog loše kvalitete gredice 2, na dva komada koji su iz ove gredice pripremljeni za kovanje, morao se ukloniti površinski sloj. Ovi su komadi bili prekidani, također u šest puta, s dimenzije 22x22 mm, odnosno 16x23 mm na dimenzije 18x18 mm, odnosno 15.5x16 mm.

Na slici 4.16 prikazane su gredice nakon prekidanja.



Slika 4.16. Grede nakon prekivanja

4.2.2.4. Postupak toplinske obrade

Prema planu eksperimenta pripremljene je grede trebalo toplinski obraditi. Toplinska obrada koju je trebalo provesti na pojedinim gredicama obuhvaćala je homogenizaciju i normalizaciju. Grede pripremljene za toplinsku obradu i plan toplinske obrade po pojedinim tretmanima prikazani su na slici 4.17. Nakon toga sve je grede bilo potrebno poboljšati toplinskom obradom.



Slika 4.17. Grede pripremljene za toplinsku obradu i plan toplinske obrade

Toplinska obrada provedena je u Laboratoriju za toplinsku obradu Tehničkog fakulteta u Rijeci. Na slici 4.18 prikazan je dio Laboratorija za toplinsku obradu u kojoj je provedena

toplinska obrada. U toplinskoj obradi korištene su dvije električne peći i kada za gašenje. Električne peći su marke „OVER“ s digitalnom regulacijom temperature. Peć korištena za homogenizaciju, normalizaciju i kaljenje snage je 12 kW, a maksimalna temperatura koju postiže je 1320 °C. Za popuštanje u procesu poboljšavanja korištena je jamska peć snage 11 kW i maksimalne temperature koju postiže 1200 °C. Kada za gašenje je zapremine približno 300 l.



Slika 4.18. Laboratorij za toplinsku obradu

Za izvođenje postupaka toplinske obrade potrebno je poznavati kemijski sastav legure s kojom se ulazi u toplinsku obradu. Kemijski sastav legure u eksperimentu prikazan je u tablici 4.12. Parametri homogenizacije i normalizacije prikazani su u tablici 4.14.

Tablica 4.14. Parametri homogenizacije i normalizacije

Proces	Temperatura procesa/°C	Vrijeme držanja	Ohlađivanje
Homogenizacija	1000	10 h	U peći
Normalizacija	860	50 min	Na zraku

Za izvođenje poboljšavanja potrebni su podaci o prokaljivosti legure. Prokaljivost legure definirana je rezultatima *Jominyjevog* pokusa. Rezultati *Jominyjevog* pokusa za čelik iz prve šarže, prikazani su u tablici 4.15. Rezultati *Jominyjevog* pokusa za čelik iz druge šarže, prikazani su u tablici 4.16. Temperatura austenitizacije pri *Jominyjevom* pokusu iznosila je 850 °C/60 min. Parametri postupka poboljšavanja prikazani su u tablici 4.17. Korišteno sredstvo za gašenje bilo je mineralno ulje za toplinsku obradu metala, INA KALENOL 22.

Tablica 4.15. Rezultati *Jominyjevog* pokusa

Udaljenost od gašenog čela/mm	1.5	3	5	7	9	11	13	15	20	25	30
Tvrdoća, HRC	57	57	56	56	56	55	56	54	52	48	44
Udaljenost od gašenog čela/mm	35	40	45	50	55	60	65	70	75	80	-
Tvrdoća, HRC	42	39	39	39	37	38	37	37	36	37	-

Tablica 4.16. Rezultati *Jominyjevog* pokusa

Udaljenost od gašenog čela/mm	1.5	3	5	7	9	11	13	15	20	25	30
Tvrdoća, HRC	56	56	55	56	55	55	54	54	51	48	44
Udaljenost od gašenog čela/mm	35	40	45	50	55	60	65	70	75	80	-
Tvrdoća, HRC	42	40	39	38	39	38	37	38	37	37	-

Tablica 4.17. Parametri poboljšavanja

Proces	Temperatura procesa/°C	Vrijeme držanja/min	Ohlađivanje
Kaljenje	850	50	Ulje – $H = 0.35$
Popuštanje	570	50	Zrak

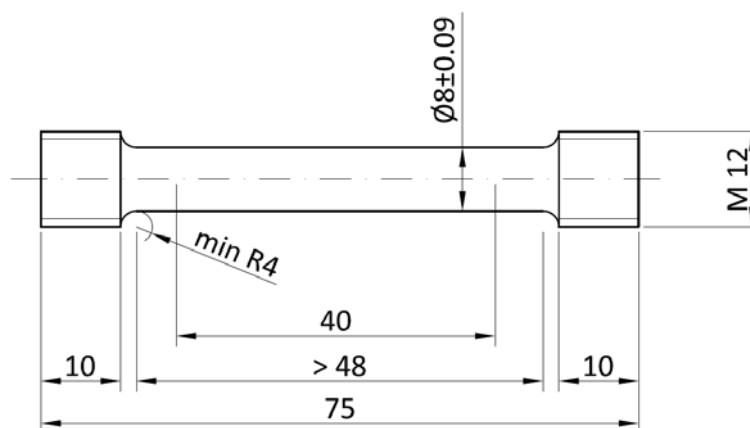
Tvrdoće nakon kaljenja i popuštanja za pojedine komade, odnosno ponavljanja unutar tretmana su prikazane u tablici 4.18. Tvrdoće postignute kaljenjem odgovaraju tvrdoćama koje se postižu na udaljenostima od 1.5 mm od čela *Jominyjevog* uzorka odgovarajućeg *Jominyjevog* pokusa.

Tablica 4.18. Tvrdoće nakon kaljenja i popuštanja

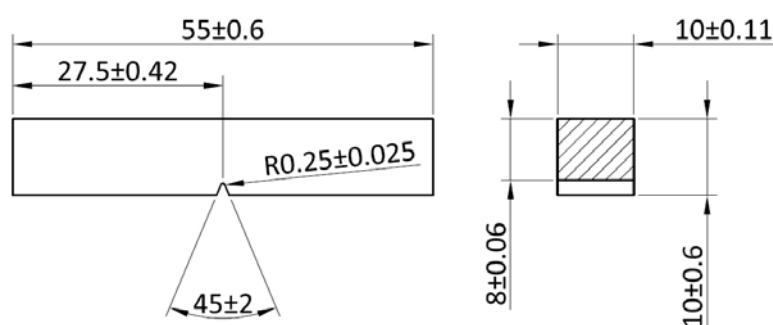
Tretman	Ponavljjanje	Tvrdoća HRC nakon kaljenja	Tvrdoća HRB nakon popuštanja
1	1	55	111
	2	55	111
2	1	56	111
	2	55	111
3	1	54	111
	2	53	111
4	1	56	112
	2	55	112
5	1	56	111
	2	56	111
6	1	56	111
	2	56	112
7	1	56	111
	2	56	111
8	1	56	111
	2	57	111

4.2.2.5. Ispitivanje mehaničkih svojstava

Mehanička svojstava obrađenih gredica ispitivana su statičkim vlačnim pokusom i ispitivanjem udarnog rada loma. Ispitivanje je provedeno u Laboratoriju za ispitivanje materijala Tehničkog fakulteta u Rijeci. Ispitivanje statičkim vlačnim pokusom izvedeno je na kidalici ZD 20 s pulzatorom, Werkstoffprüf Maschinen, Leipzig sukladno normi EN 10002. Geometrija ispitnih uzoraka za statički vlačni pokus prikazana je na slici 4.19. Ispitivanje udarnog rada loma *Charpy*jevim batom izvedeno je sukladno normi EN 10045. Geometrija ispitnih uzoraka za ispitivanje udarnog rada loma prikazana je na slici 4.20.



Slika 4.19. Geometrija ispitnih uzoraka za statički vlačni pokus



Slika 4.20. Geometrija ispitnih uzoraka za ispitivanje udarnog rada loma

Statički vlačni pokus se primijenio uz dva ponavljanja za svaki tretman, dok se zbog rasipanja rezultata pri ispitivanju udarnog rada loma primijenilo četiri ponavljanja. Rezultati ispitivanja statičkog vlačnog pokusa prikazani su u tablici 4.19. Rezultati ispitivanja udarnog rada loma prikazani su u tablici 4.20.

Tablica 4.19. Rezultati ispitivanja statičkog vlačnog pokusa

Uzorak		Geometrija uzorka			Granica razvlačenja		Vlačna čvrstoća		Istezljivost	
Tretman	Ponavljjanje	d_0 / mm	S_0 / mm ²	L_0 / mm	F_e / kN	$R_{p0.2}$ / Nmm ⁻²	F_m / kN	R_m / Nmm ⁻²	L_U / mm	$A_{5.65}$ / %
1	1	8	50.27	40	55.4	1102	58.4	1162	43.65	9.1
	2	8	50.27	40	55.7	1108	58.2	1158	43.39	8.5
2	1	8	50.27	40	55.8	1110	58.4	1162	43.79	9.5
	2	8	50.27	40	56.7	1128	59.7	1188	43.13	7.8
3	1	8	50.27	40	57.1	1136	59.7	1188	44.40	11.0
	2	8	50.27	40	55.1	1096	56.0	1114	45.05	12.6
4	1	8	50.27	40	54.7	1088	59.6	1186	44.60	11.5
	2	8	50.27	40	56.3	1120	57.2	1138	42.96	7.4
5	1	8	50.27	40	53.8	1070	56.6	1126	44.60	11.5
	2	8	50.27	40	53.3	1060	56.7	1128	45.16	12.9
6	1	8	50.27	40	51.7	1029	57.3	1140	45.17	12.9
	2	8	50.27	40	56.4	1122	59.7	1188	45.20	13.0
7	1	8	50.27	40	54.6	1086	57.1	1136	45.59	14.0
	2	8	50.27	40	56.6	1126	59.1	1176	45.43	13.6
8	1	8	50.27	40	57.2	1138	60.1	1196	44.93	12.3
	2	8	50.27	40	56.2	1118	58.6	1166	45.20	13.0

Tablica 4.20. Rezultati ispitivanja udarnog rada loma

Uzorak		Udarni rad loma, KV/J	Uzorak		Udarni rad loma, KV/J
Tretman	Ponavljjanje		Tretman	Ponavljjanje	
1	1	20	5	1	48
	2	24		2	49
	3	23		3	50
	4	24		4	47
2	1	14	6	1	41
	2	15		2	37
	3	14		3	44
	4	14		4	37
3	1	23	7	1	46
	2	24		2	44
	3	25		3	49
	4	24		4	40
4	1	25	8	1	40
	2	26		2	38
	3	18		3	37
	4	18		4	40

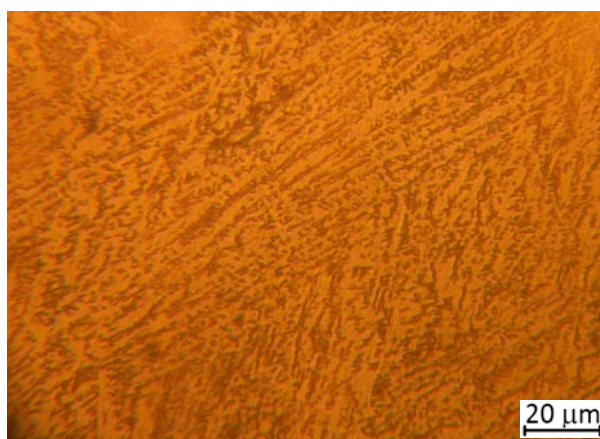
4.2.2.6. Ispitivanje mikrostrukture

Ispitivanje mikrostrukture uzoraka gredica provedeno je u Laboratoriju za ispitivanje materijala Tehničkog fakulteta u Rijeci. Mikrostruktura uzoraka ispitivana je prema tretmanima. Parametri obrade za pojedine uzorke prikazani su na tablici 4.21. Srednja veličina zrna određena je usporednom metodom prema ASTM E 112 za određivanje veličine kristalnih zrna metala. Klasifikacija uključaka napravljena je metodom prema ASTM E 45.

Tablica 4.21. Parametri obrade

Broj tretmana/ Uzorak	Temperatura lijevanja/°C	Temperatura kokile/°C	Kovanje	Homoge- nizacija	Normalizacija	Poboljšavanje
1	1514	105	ne	da	da	da
2	1590	105	ne	ne	da	da
3	1510	20	ne	da	ne	da
4	1588	20	ne	ne	ne	da
5	1514	105	da	ne	ne	da
6	1590	105	da	da	ne	da
7	1510	20	da	ne	da	da
8	1588	20	da	da	da	da

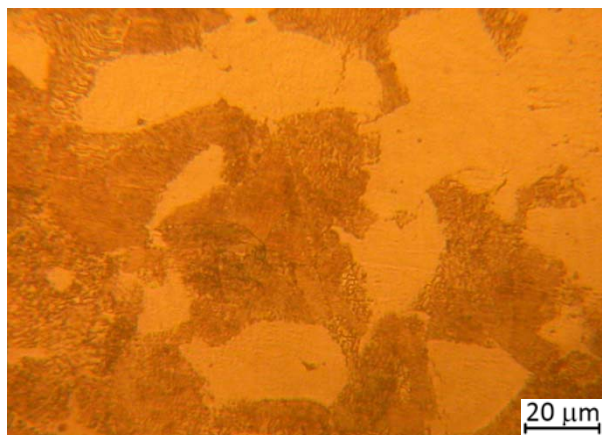
Na slici 4.21 prikazana je mikrostruktura uzorka 1 neposredno nakon lijevanja.



Slika 4.21. Metallografski snimak uzorka 1 neposredno nakon lijevanja, nagrizano 2 %-tnom HNO_3 u alkoholu, 500:1

Na slici 4.21 vidljiva je karakteristična dendritična mikrostruktura bainita i martenzita te ferita, koja je karakteristična za ovakvu mikrostrukturu čelika nakon lijevanja.

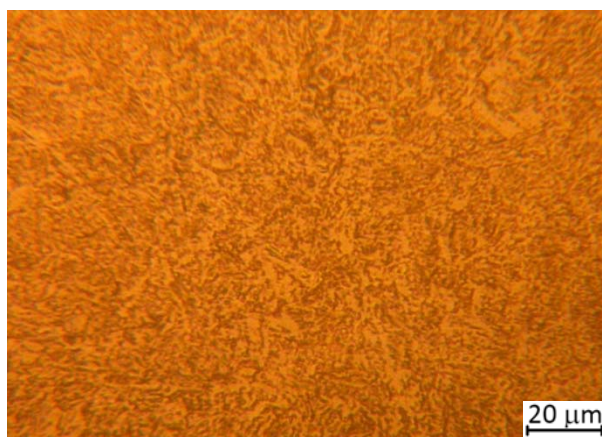
Na slici 4.22 prikazana je mikrostruktura uzorka 1 nakon homogenizacije.



Slika 4.22. Metalografski snimak uzorka 1 nakon homogenizacije, nagrizano 2 %-tnom HNO_3 u alkoholu, 500:1

Na slici 4.22 vidljiva je karakteristična feritno-perlitna mikrostruktura čelika. Na pojedinim mjestima došlo je do grupiranja feritne i perlitne mikrostrukture. Srednja veličina zrna iznosi između 0.050-0.045 mm.

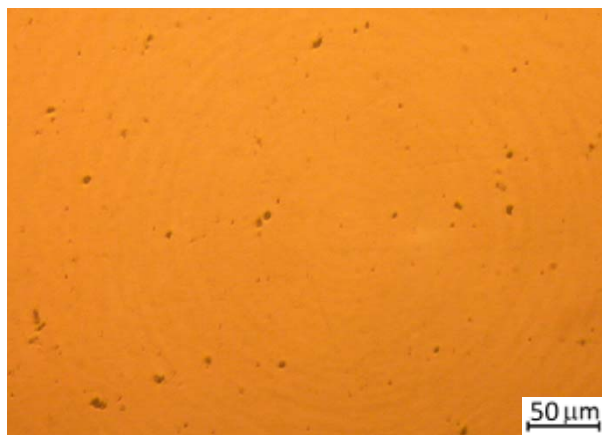
Na slici 4.23 prikazana je mikrostruktura uzorka 1 nakon normalizacije.



Slika 4.23. Metalografski snimak uzorka 1 nakon normalizacije, nagrizano 2 %-tnom HNO_3 u alkoholu, 500:1

Na slici 4.23 vidljiva je karakteristična bainitna mikrostruktura s tragovima ferita i perlita.

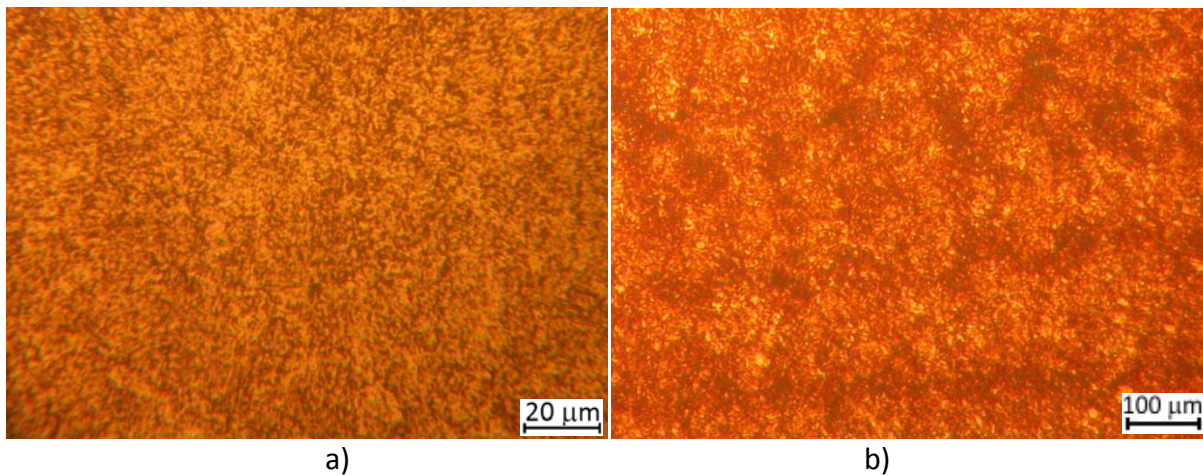
Na slici 4.24 prikazana je nenagrizana mikrostruktura uzorka 1 nakon poboljšavanja.



Slika 4.24. Metallografski snimak uzorka 1 nakon poboljšavanja, nenagrizano, polirano, 200:1

Na slici 4.24 mogu se uočiti podjednako raspoređeni nemetalni uključci. Uključci odgovaraju grupi tankih uključaka tipa D, između broja 4-4½.

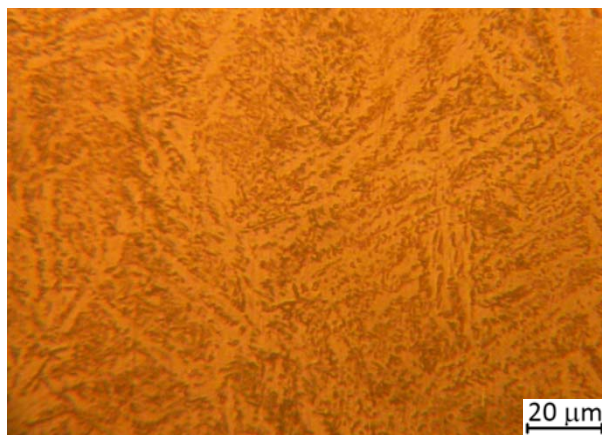
Na slici 4.25 prikazana je mikrostruktura uzorka 1 nakon poboljšavanja.



Slika 4.25. Metallografski snimak uzorka 1 nakon poboljšavanja,
a) nagrizano 2 %-tnom HNO_3 u alkoholu, 500:1,
b) nagrizano pikrinsko-solnom kiselinom, 100:1

Na slici 4.25a vidljiva je karakteristična mikrostruktura popuštenog martenzita. Na slici 4.25b može se uočiti veličina zrna primarnog austenita. Veličina zrna iznosi između A4-A5.

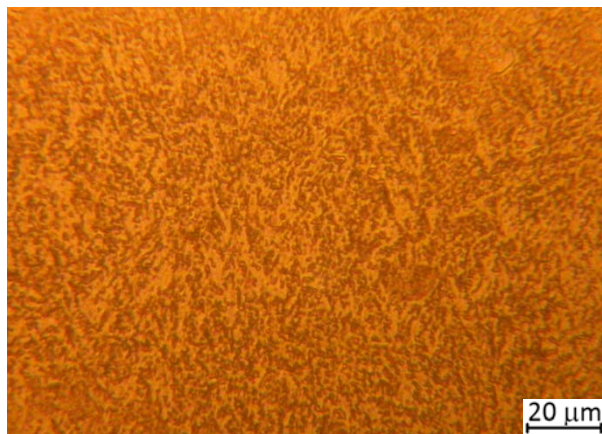
Na slici 4.26 prikazana je mikrostruktura uzorka 2 neposredno nakon lijevanja.



Slika 4.26. Metalografski snimak uzorka 2 neposredno nakon lijevanja, nagrizano 2 %-tnom HNO_3 u alkoholu, 500:1

Na slici 4.26 vidljiva je karakteristična dendritična mikrostruktura bainita i martenzita te ferita, koja je karakteristična za ovakvu mikrostrukturu čelika nakon lijevanja.

Na slici 4.27 prikazana je mikrostruktura uzorka 2 nakon normalizacije.



Slika 4.27. Metalografski snimak uzorka 2 nakon normalizacije, nagrizano 2 %-tnom HNO_3 u alkoholu, 500:1

Na slici 4.27 vidljiva je karakteristična bainitna mikrostruktura s tragovima ferita i perlita.

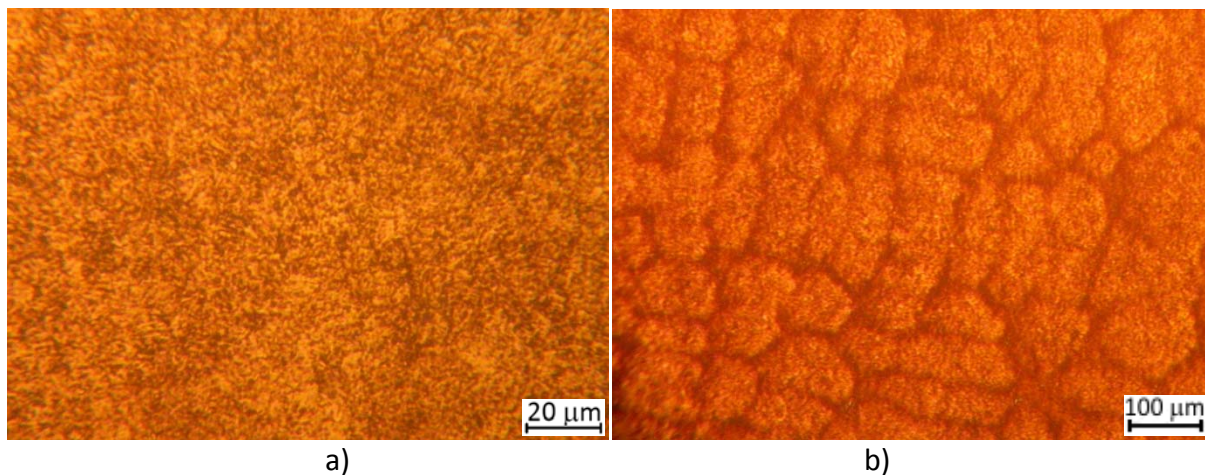
Na slici 4.28 prikazana je nenagrizana mikrostruktura uzorka 2 nakon poboljšavanja.



Slika 4.28. Metalografski snimak uzorka 2 nakon poboljšavanja, nenagrizano, polirano, 200:1

Na slici 4.28 mogu se uočiti podjednako raspoređeni nemetalni uključci. Uključci odgovaraju grupi tankih uključaka tipa D, između broja 4-4½.

Na slici 4.29 prikazana je mikrostruktura uzorka 2 nakon poboljšavanja.



Slika 4.29. Metalografski snimak uzorka 2 nakon poboljšavanja,
a) nagrizano 2 %-tnom HNO_3 u alkoholu, 500:1,
b) nagrizano pikrinsko-solnom kiselinom, 100:1

Na slici 4.29a vidljiva je karakteristična mikrostruktura popuštenog martenzita. Na slici 4.29b može se uočiti veličina zrna primarnog austenita. Veličina zrna iznosi između A4-A5.

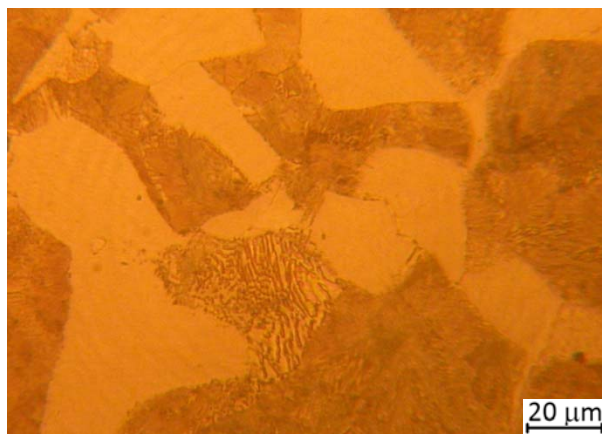
Na slici 4.30 prikazana je mikrostruktura uzorka 3 neposredno nakon lijevanja.



Slika 4.30. Metallografski snimak uzorka 3 neposredno nakon lijevanja, nagrizano 2 %-tnom HNO_3 u alkoholu, 500:1

Na slici 4.30 vidljiva je karakteristična dendritična mikrostruktura bainita i martenzita te ferita, koja je karakteristična za ovakvu mikrostrukturu čelika nakon lijevanja.

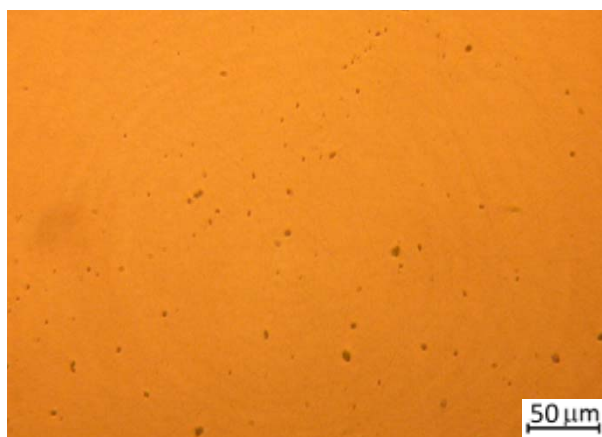
Na slici 4.31 prikazana je mikrostruktura uzorka 3 nakon homogenizacije.



Slika 4.31. Metallografski snimak uzorka 3 nakon homogenizacije, nagrizano 2 %-tnom HNO_3 u alkoholu, 500:1

Na slici 4.31 vidljiva je karakteristična feritno-perlitna mikrostruktura čelika. Na pojedinim mjestima došlo je do grupiranja feritne i perlitne mikrostrukture. Srednja veličina zrna iznosi između 0.050-0.045 mm.

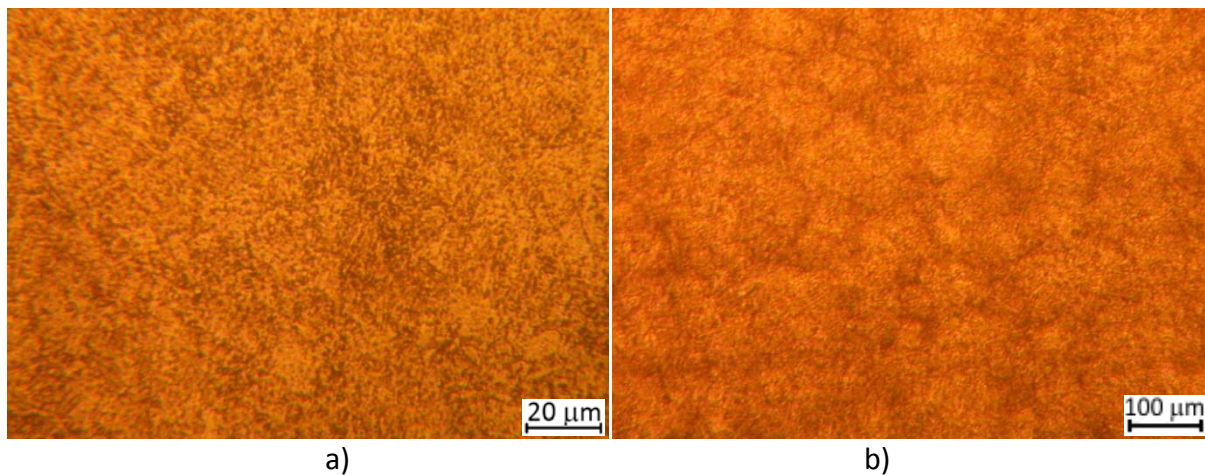
Na slici 4.32 prikazana je nenagrizana mikrostruktura uzorka 3 nakon poboljšavanja.



Slika 4.32. Metalografski snimak uzorka 3 nakon poboljšavanja, nenagrizano, polirano, 200:1

Na slici 4.32 mogu se uočiti podjednako raspoređeni nemetalni uključci. Uključci odgovaraju grupi tankih uključaka tipa D, između broja 4½-5.

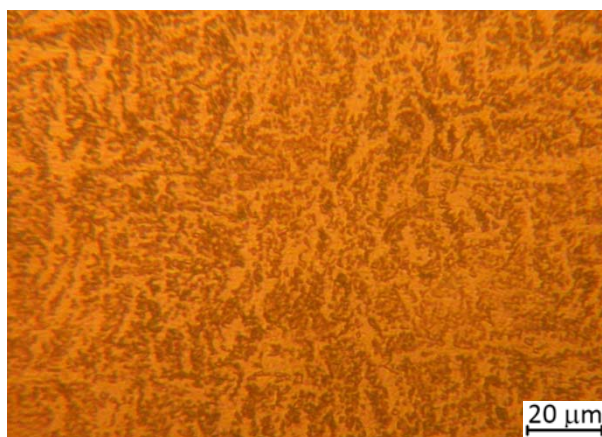
Na slici 4.33 prikazana je mikrostruktura uzorka 3 nakon poboljšavanja.



Slika 4.33. Metalografski snimak uzorka 3 nakon poboljšavanja,
a) nagrizano 2 %-tnom HNO_3 u alkoholu, 500:1,
b) nagrizano pikrinsko-solnom kiselinom, 100:1

Na slici 4.33a vidljiva je karakteristična mikrostruktura popuštenog martenzita. Na slici 4.33b može se uočiti veličina zrna primarnog austenita. Veličina zrna iznosi između A4-A5.

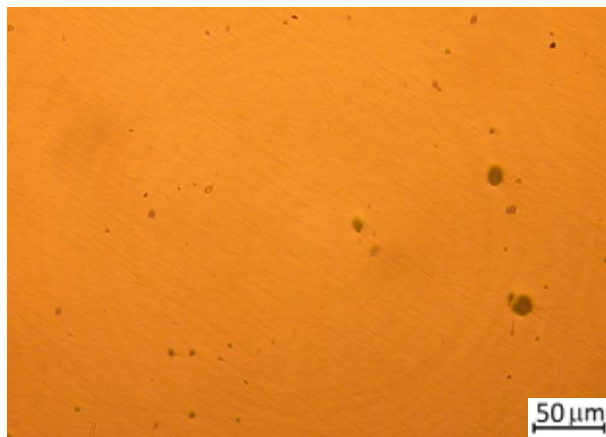
Na slici 4.34 prikazana je mikrostruktura uzorka 4 neposredno nakon lijevanja.



Slika 4.34. Metallografski snimak uzorka 4 neposredno nakon lijevanja, nagrizano 2 %-tnom HNO₃ u alkoholu, 500:1

Na slici 4.34 vidljiva je karakteristična dendritična mikrostruktura bainita i martenzita te ferita, koja je karakteristična za ovakvu mikrostrukturu čelika nakon lijevanja.

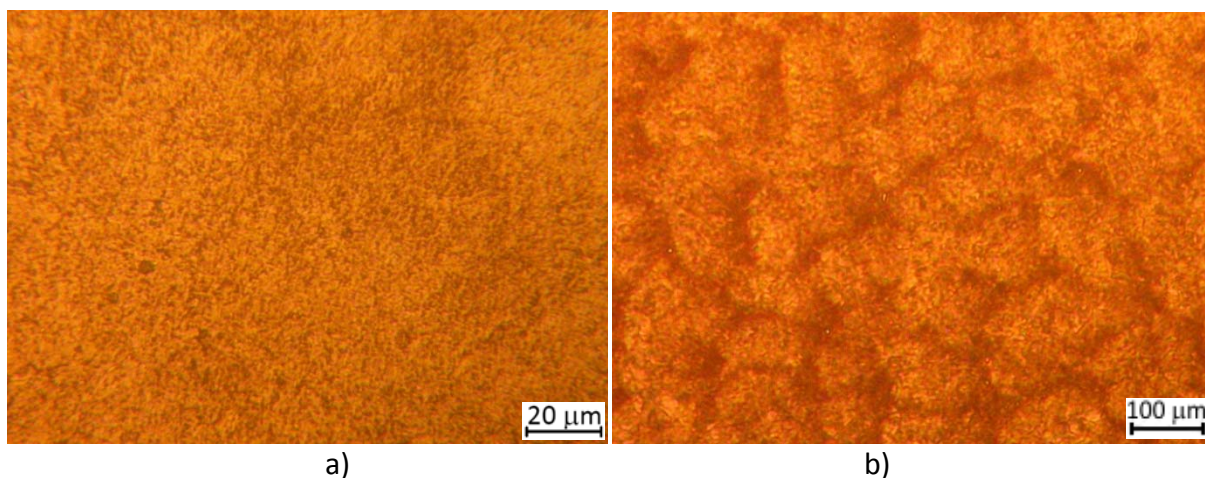
Na slici 4.35 prikazana je nenagrizana mikrostruktura uzorka 4 nakon poboljšavanja.



Slika 4.35. Metallografski snimak uzorka 4 nakon poboljšavanja, nenagrizano, polirano, 200:1

Na slici 4.35 mogu se uočiti podjednako raspoređeni nemetalni uključci. Uključci odgovaraju grupi tankih uključaka tipa D, između broja 3½-4.

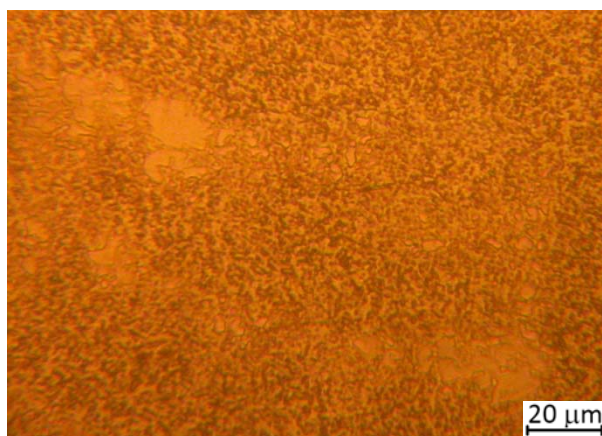
Na slici 4.36 prikazana je mikrostruktura uzorka 4 nakon poboljšavanja.



Slika 4.36. Metalografski snimak uzorka 4 nakon poboljšavanja,
a) nagrizano 2 %-tnom HNO_3 u alkoholu, 500:1,
b) nagrizano pikrinsko-solnom kiselinom, 100:1

Na slici 4.36a vidljiva je karakteristična mikrostruktura popuštenog martenzita. Na slici 4.36b može se uočiti veličina zrna primarnog austenita. Veličina zrna iznosi između A4-A5.

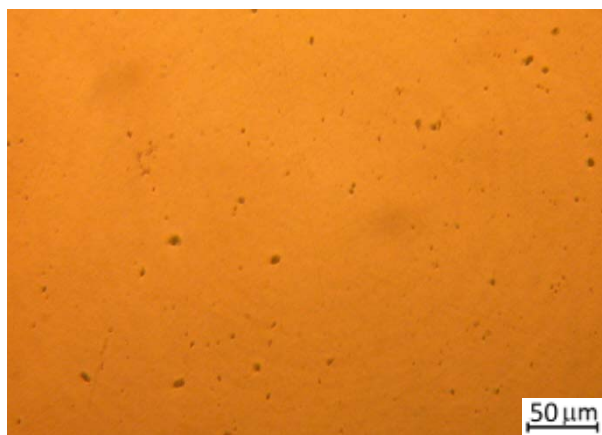
Uzorak 5 je neposredno nakon lijevanja kovan. Mikrostruktura uzorka 5 neposredno nakon lijevanja prikazana je na slici 4.21. Na slici 4.37 prikazana je mikrostruktura uzorka 5 nakon kovanja.



Slika 4.37. Metalografski snimak uzorka 5 nakon kovanja,
nagrizano 2 %-tnom HNO_3 u alkoholu, 500:1

Na slici 4.37 vidljiva je karakteristična razbijena dendritična mikrostruktura bainita i martenzita te ferita, koja je karakteristična za ovakvu mikrostrukturu čelika nakon lijevanja i kovanja.

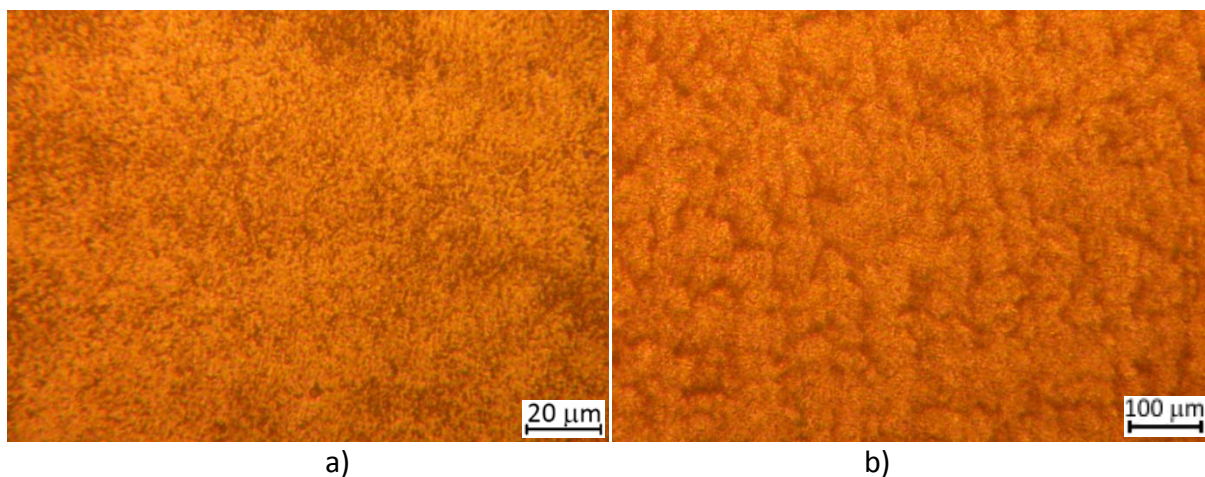
Na slici 4.38 prikazana je nenagrizana mikrostruktura uzorka 5 nakon poboljšavanja.



Slika 4.38. Metalografski snimak uzorka 5 nakon poboljšavanja, nenagrizano, polirano, 200:1

Na slici 4.38 mogu se uočiti podjednako raspoređeni nemetalni uključci. Uključci odgovaraju grupi tankih uključaka tipa D, između broja 4-4½. Oblik, veličina i broj uključaka nije se bitno promijenila u odnosu na uključke u uzorcima koji nisu bili kovani.

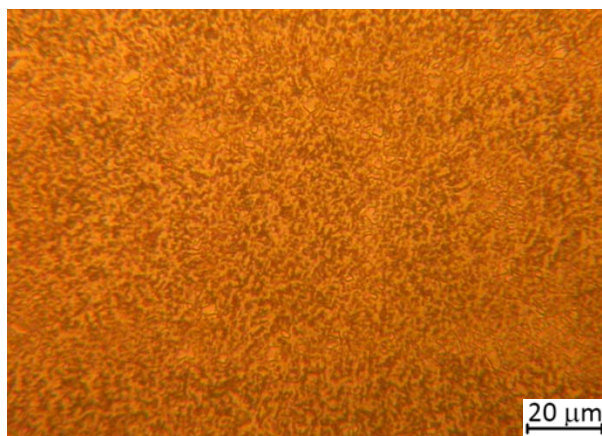
Na slici 4.39 prikazana je mikrostruktura uzorka 5 nakon poboljšavanja.



Slika 4.39. Metalografski snimak uzorka 5 nakon poboljšavanja,
a) nagrizzato 2 %-tnom HNO_3 u alkoholu, 500:1,
b) nagrizzato pikrinsko-solnom kiselinom, 100:1

Na slici 4.39a vidljiva je karakteristična mikrostruktura popuštenog martenzita. Na slici 4.39b može se uočiti veličina zrna primarnog austenita. Veličina zrna iznosi između A6-A7. Veličina zrna bitno je smanjena u odnosu na veličinu zrna u uzorcima koji nisu kovani.

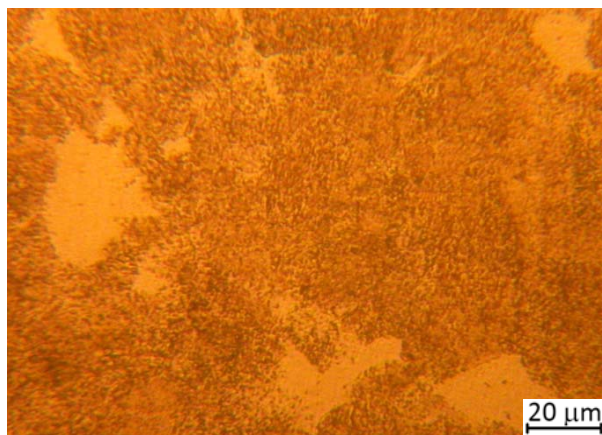
Uzorak 6 je neposredno nakon lijevanja kovan. Mikrostruktura uzorka 6 neposredno nakon lijevanja prikazana je na slici 4.26. Na slici 4.40 prikazana je mikrostruktura uzorka 6 nakon kovanja.



Slika 4.40. Metalografski snimak uzorka 6 nakon kovanja,
nagrizzato 2 %-tnom HNO_3 u alkoholu, 500:1

Na slici 4.40 vidljiva je karakteristična razbijena dendritična mikrostruktura bainita i martenzita te ferita, koja je karakteristična za ovakvu mikrostrukturu čelika nakon lijevanja i kovanja.

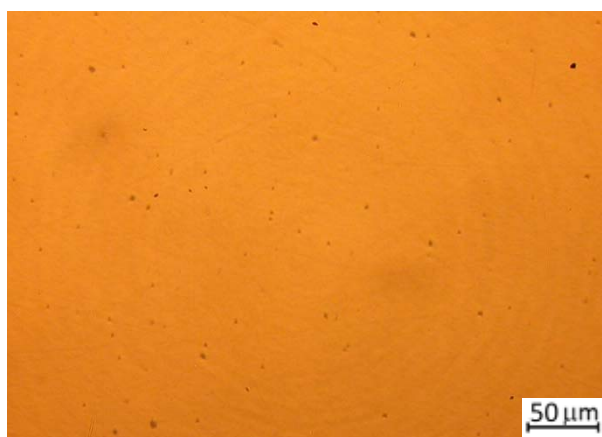
Na slici 4.41 prikazana je mikrostruktura uzorka 6 nakon homogenizacije.



Slika 4.41. Metallografski snimak uzorka 6 nakon homogenizacije, nagrizano 2 %-tnom HNO₃ u alkoholu, 500:1

Na slici 4.41 vidljiva je karakteristična feritno-perlitna mikrostruktura čelika. Na pojedinim mjestima došlo je do grupiranja feritne i perlitne mikrostrukture. Srednja veličina zrna iznosi između 0.035-0.025 mm. Veličina zrna bitno je smanjena u odnosu na veličinu zrna u uzorcima koji nisu kovani.

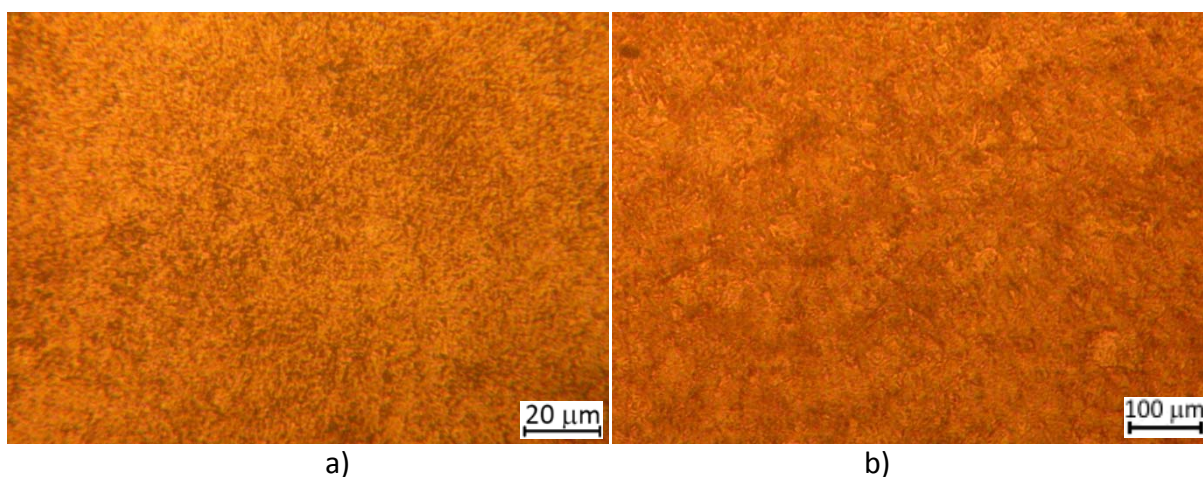
Na slici 4.42 prikazana je nenagrizana mikrostruktura uzorka 6 nakon poboljšavanja.



Slika 4.42. Metallografski snimak uzorka 6 nakon poboljšavanja, nenagrizano, polirano, 200:1

Na slici 4.42 mogu se uočiti podjednako raspoređeni nemetalni uključci. Uključci odgovaraju grupi tankih uključaka tipa D, između broja $1\frac{1}{2}$ -2. Broj uključaka bitno se smanjio u odnosu na uključke u uzorcima koji nisu bili kovani, dok se oblik i veličina uključaka nije bitno promijenila.

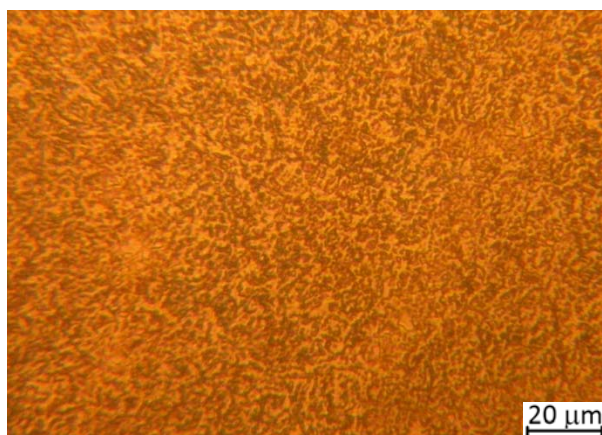
Na slici 4.43 prikazana je mikrostruktura uzorka 6 nakon poboljšavanja.



Slika 4.43. Metalografski snimak uzorka 6 nakon poboljšavanja,
a) nagrizano 2 %-tnom HNO_3 u alkoholu, 500:1,
b) nagrizano pikrinsko-solnom kiselinom, 100:1

Na slici 4.43a vidljiva je karakteristična mikrostruktura popuštenog martenzita. Na slici 4.43b može se uočiti veličina zrna primarnog austenita. Veličina zrna iznosi između A5-A6. Veličina zrna bitno je smanjena u odnosu na veličinu zrna u uzorcima koji nisu kovani.

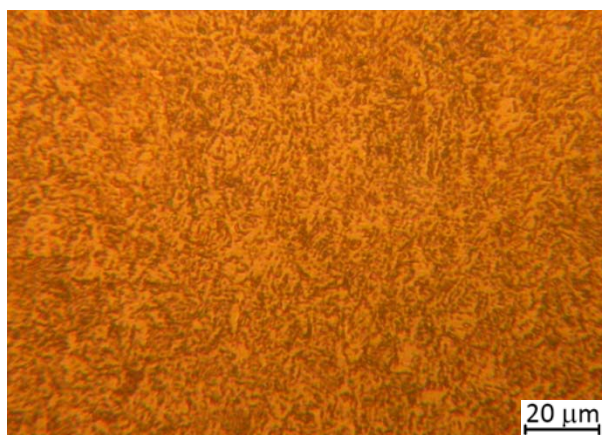
Uzorak 7 je neposredno nakon lijevanja kovan. Mikrostruktura uzorka 7 neposredno nakon lijevanja prikazana je na slici 4.30. Na slici 4.44 prikazana je mikrostruktura uzorka 7 nakon kovanja.



Slika 4.44. Metallografski snimak uzorka 7 nakon kovanja, nagrizano 2 %-tnom HNO₃ u alkoholu, 500:1

Na slici 4.44 vidljiva je karakteristična razbijena dendritična mikrostruktura bainita i martenzita te ferita, koja je karakteristična za ovakvu mikrostrukturu čelika nakon lijevanja i kovanja.

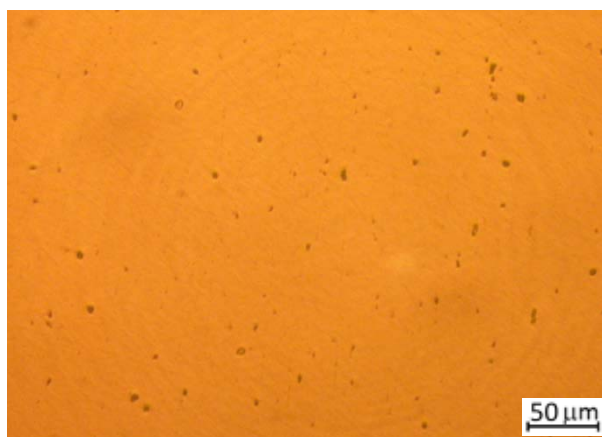
Na slici 4.45 prikazana je mikrostruktura uzorka 7 nakon normalizacije.



Slika 4.45. Metallografski snimak uzorka 7 nakon normalizacije, nagrizano 2 %-tnom HNO₃ u alkoholu, 500:1

Na slici 4.45 vidljiva je karakteristična bainitna mikrostruktura s tragovima ferita i perlita.

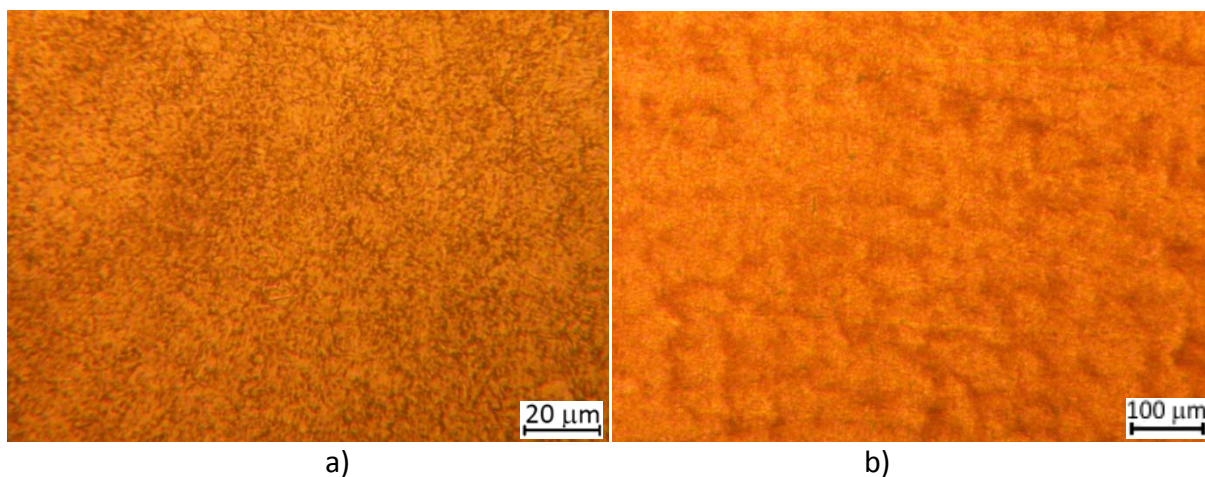
Na slici 4.46 prikazana je nenagrizana mikrostruktura uzorka 7 nakon poboljšavanja.



Slika 4.46. Metalografski snimak uzorka 7 nakon poboljšavanja, nenagrizano, polirano, 200:1

Na slici 4.46 mogu se uočiti podjednako raspoređeni nemetalni uključci. Uključci odgovaraju grupi tankih uključaka tipa D, između broja $4\frac{1}{2}$ -5. Oblik, veličina i broj uključaka nije se bitno promijenila u odnosu na uključke u uzorcima koji nisu bili kovani.

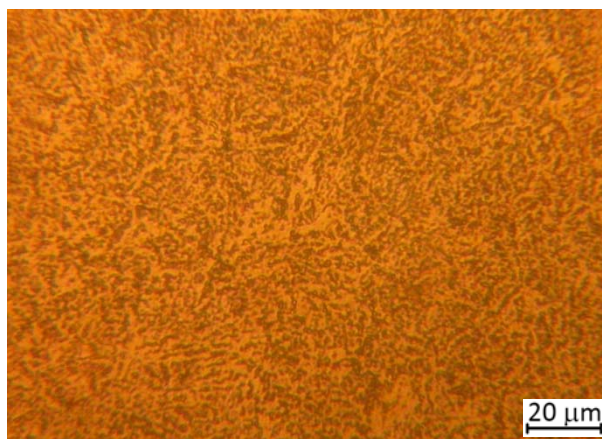
Na slici 4.47 prikazana je mikrostruktura uzorka 7 nakon poboljšavanja.



Slika 4.47. Metalografski snimak uzorka 7 nakon poboljšavanja,
a) nagrizzato 2 %-tnom HNO_3 u alkoholu, 500:1,
b) nagrizzato pikrinsko-solnom kiselinom, 100:1

Na slici 4.47a vidljiva je karakteristična mikrostruktura popuštenog martenzita. Na slici 4.47b može se uočiti veličina zrna primarnog austenita. Veličina zrna iznosi između A6-A7. Veličina zrna bitno je smanjena u odnosu na veličinu zrna u uzorcima koji nisu kovani.

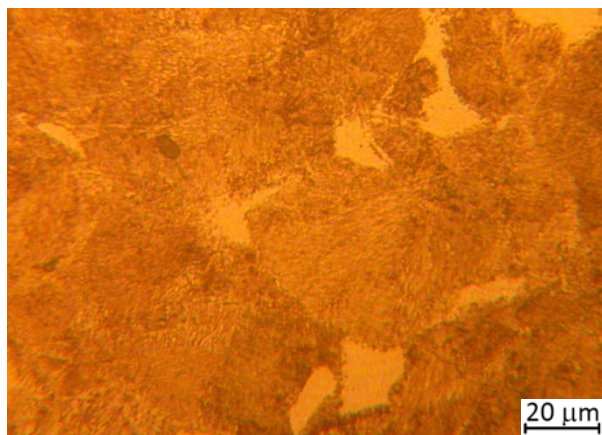
Uzorak 8 je neposredno nakon lijevanja kovan. Mikrostruktura uzorka 8 neposredno nakon lijevanja prikazana je na slici 4.34. Na slici 4.48 prikazana je mikrostruktura uzorka 8 nakon kovanja.



Slika 4.48. Metalografski snimak uzorka 8 nakon kovanja, nagrizano 2 %-tnom HNO₃ u alkoholu, 500:1

Na slici 4.48 vidljiva je karakteristična razbijena dendritična mikrostruktura bainita i martenzita te ferita, koja je karakteristična za ovakvu mikrostrukturu čelika nakon lijevanja i kovanja.

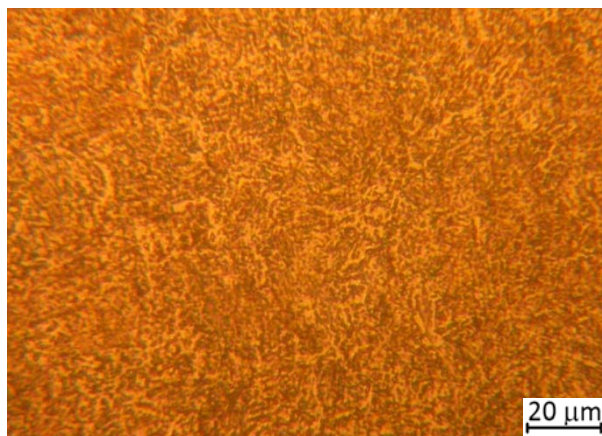
Na slici 4.49 prikazana je mikrostruktura uzorka 8 nakon homogenizacije.



Slika 4.49. Metalografski snimak uzorka 8 nakon homogenizacije, nagrizano 2 %-tnom HNO_3 u alkoholu, 500:1

Na slici 4.49 vidljiva je karakteristična feritno-perlitna mikrostruktura čelika. Na pojedinim mjestima došlo je do grupiranja feritne i perlitne mikrostrukture. Srednja veličina zrna iznosi između 0.035-0.025 mm. Veličina zrna bitno je smanjena u odnosu na veličinu zrna u uzorcima koji nisu kovani.

Na slici 4.50 prikazana je mikrostruktura uzorka 8 nakon normalizacije.



Slika 4.50. Metalografski snimak uzorka 8 nakon normalizacije, nagrizano 2 %-tnom HNO_3 u alkoholu, 500:1

Na slici 4.50 vidljiva je karakteristična bainitna mikrostruktura s tragovima ferita i perlita.

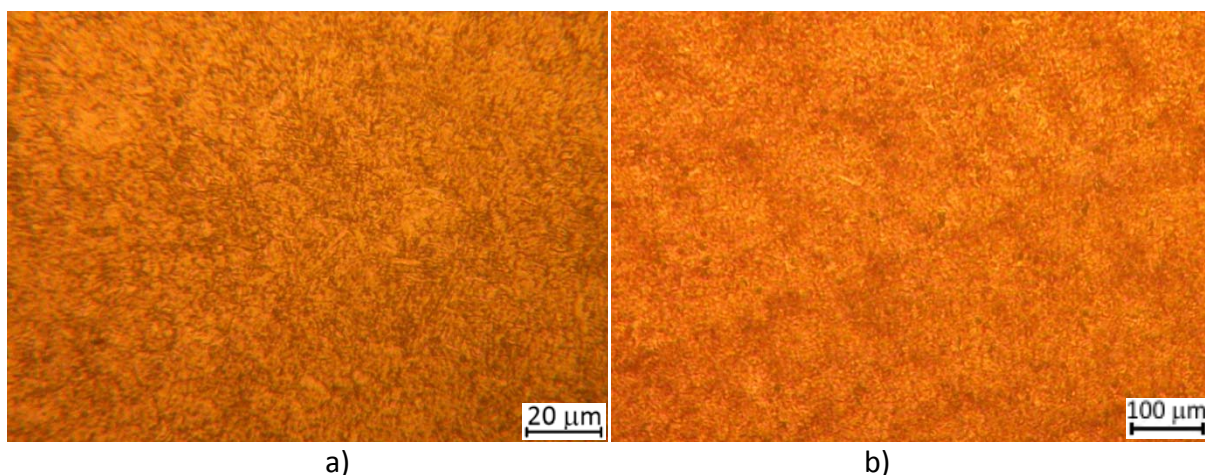
Na slici 4.51 prikazana je nenagrizana mikrostruktura uzorka 8 nakon poboljšavanja.



Slika 4.51. Metallografski snimak uzorka 8 nakon poboljšavanja, nenagrizano, polirano, 200:1

Na slici 4.51 mogu se uočiti podjednako raspoređeni nemetalni uključci. Uključci odgovaraju grupi tankih uključaka tipa D, između broja 2-2½. Broj uključaka bitno se smanjio u odnosu na uključke u uzorcima koji nisu bili kovani, dok se oblik i veličina uključaka nije bitno promijenila.

Na slici 4.52 prikazana je mikrostruktura uzorka 8 nakon poboljšavanja.



Slika 4.52. Metallografski snimak uzorka 8 nakon poboljšavanja,
a) nagrizano 2 %-tnom HNO_3 u alkoholu, 500:1,
b) nagrizano pikrinsko-solnom kiselinom, 100:1

Na slici 4.52a vidljiva je karakteristična mikrostruktura popuštenog martenzita. Na slici 4.52b može se uočiti veličina zrna primarnog austenita. Veličina zrna iznosi između A5-A6. Veličina zrna bitno je smanjena u odnosu na veličinu zrna u uzorcima koji nisu kovani.

4.2.2.7. Analiza eksperimenta

Uobičajeno je da se naprezanje tečenja pri granici razvlačenja prihvaća kao naprezanje nastanka plastične deformacije. Dok se otpornost krhkom lomu u novije vrijeme karakterizira lomnom žilavosti, ali još uvijek je itekako korisna udarna žilavost, odnosno udarni rad loma, KV. Stoga će se u daljnjoj analizi pozornost usmjeriti na analizu utjecaja pojedinih faktora obrade na granicu razvlačenja i na udarni rad loma. Sukladno teorijskim razmatranjima u poglavlju 3, promjene veličine granice razvlačenja i udarnog rada loma promatrat ćemo kroz sumu efekata pojedinih mehanizama, odnosno primijenjenih procesa u proizvodnji čelika, odnosno čeličnog lijeva.

Analiza eksperimenta 2^{5-2} za granicu razvlačenja i udarni rad loma prikazana je u tablicama 4.22 i 4.23.

Tablica 4.22. Analiza eksperimenta 2^{5-2} s dva ponavljanja za granicu razvlačenja

Tretman	X_1	X_2	X_3	X_4 X_1X_2	X_5 X_1X_3	X_2X_3	$X_1X_2X_3$	Granica razvlačenja, $R_{p0.2}/\text{Nmm}^{-2}$		
								I	II	prosjeak
1	-1	-1	-1	1	1	1	-1	1102	1108	1105
2	1	-1	-1	-1	-1	1	1	1110	1128	1119
3	-1	1	-1	-1	1	-1	1	1136	1096	1116
4	1	1	-1	1	-1	-1	-1	1088	1120	1104
5	-1	-1	1	1	-1	-1	1	1070	1060	1065
6	1	-1	1	-1	1	-1	-1	1029	1122	1075.5
7	-1	1	1	-1	-1	1	-1	1086	1126	1106
8	1	1	1	1	1	1	1	1138	1118	1128
E_x	8.63	22.38	-17.38	-3.63	7.63	24.38	9.38	$S_p^2 = 858.31$		
Q_x	297.56	2002.56	1207.56	52.56	232.5	2376.56	351.56	$F_{\text{tab}}(95\%) = 5.32$		
F	0.35	2.33	1.41	0.06	0.27	2.77	0.41	$F_{\text{tab}}(99\%) = 11.26$		

Tablica 4.23. Analiza eksperimenta 2^{5-2} s četiri ponavljanja za udarni rad loma

Tretman	X_1	X_2	X_3	X_4 X_1X_2	X_5 X_1X_3	X_2X_3	$X_1X_2X_3$	Udarni rad loma, KV/J				
								I	II	III	IV	prosjeak
1	-1	-1	-1	1	1	1	-1	20	24	23	24	22.75
2	1	-1	-1	-1	-1	1	1	14	15	14	14	14.25
3	-1	1	-1	-1	1	-1	1	23	24	25	24	24
4	1	1	-1	1	-1	-1	-1	25	26	18	18	21.75
5	-1	-1	1	1	-1	-1	1	48	49	50	47	48.5
6	1	-1	1	-1	1	-1	-1	41	37	44	37	39.75
7	-1	1	1	-1	-1	1	-1	46	44	49	40	44.75
8	1	1	1	1	1	1	1	40	38	37	40	38.75
E_x	-6.38	1.00	22.25	2.25	-1.00	-3.38	-0.88	$S_p^2 = 6.65$				
Q_x	325.13	8.00	3960.50	40.50	8.00	91.13	6.13	$F_{\text{tab}}(95\%) = 4.26$				
F	48.92	1.20	595.94	6.09	1.20	13.71	0.92	$F_{\text{tab}}(99\%) = 7.82$				

Analizom eksperimenta utvrđeno je sljedeće. Na granicu razvlačenja čelika i čeličnog lijeva, uz pragove značajnosti od 5 i 1 %, nema utjecaja niti jedan od faktora. Na vrijednosti udarnog rada loma čelika i čeličnog lijeva, uz prag značajnosti od 5 %, utjecaja imaju temperatura lijevanja, toplo kovanje, normalizacija te interakcija između temperature kalupa i primjene toplog kovanja, dok uz prag značajnosti od 1 %, utjecaja imaju temperatura lijevanja, toplo kovanje te interakcija između temperature kalupa i primjene toplog kovanja.

U regresijskoj analizi rezultata eksperimenta, u obzir su se uzeli faktori čiji je utjecaj na promatrano mehaničko svojstvo značajan uz prag značajnosti od 1 %.

Pretpostavljena je linearna ovisnost udarnog rada loma o relevantnim faktorima, a to su temperatura lijevanja, primjena toplog kovanja te interakcija između temperature kalupa i primjene toplog kovanja. U tablici 4.24 prikazani su rezultati ispitivanja udarnog rada loma i relevantni faktori.

Tablica 4.24. Rezultati ispitivanja udarnog rada loma i relevantni faktori

Udarni rad loma, KV/J y	Odstupanje od optimalne temperature lijevanja, $\Delta\vartheta_1/^{\circ}\text{C}$ x_1	Primjena toplog kovanja x_2	Interakcija temperature kalupa, $\vartheta_k/^{\circ}\text{C}$ i primijenjenog toplog kovanja x_3
20.5	0	-1	-105
23.5	0	-1	-105
23.3	0	-1	-105
24.4	0	-1	-105
14.1	76	-1	-105
14.8	76	-1	-105
14.1	76	-1	-105
13.9	76	-1	-105
23.2	0	-1	-20
23.9	0	-1	-20
25.5	0	-1	-20
24.3	0	-1	-20
25.1	76	-1	-20
26.2	76	-1	-20
18.4	76	-1	-20
18.4	76	-1	-20
47.8	0	1	105
48.8	0	1	105
49.7	0	1	105
46.7	0	1	105
40.9	76	1	105
37.0	76	1	105
44.0	76	1	105
37.0	76	1	105
46.3	0	1	20
44.5	0	1	20
48.7	0	1	20
39.9	0	1	20
39.7	76	1	20
37.8	76	1	20
37.0	76	1	20
40.2	76	1	20

Regresijskom analizom dobiven je izraz:

$$KV = 35.065 - 0.084x_1 + 8.508x_2 + 0.040x_3. \quad (4.30)$$

Ovaj regresijski izraz dobiven je uz koeficijent mnogostruke regresije $R=0.9754$. Uvrštavanjem konkretnih vrijednosti za faktore x_1 , x_2 , x_3 za odljevke koji su naknadno prekidani dobiveni su izrazi:

$$KV_{\check{c}} = 43.573 - 0.084\Delta\vartheta_1 + 0.040\vartheta_k, \quad (4.31)$$

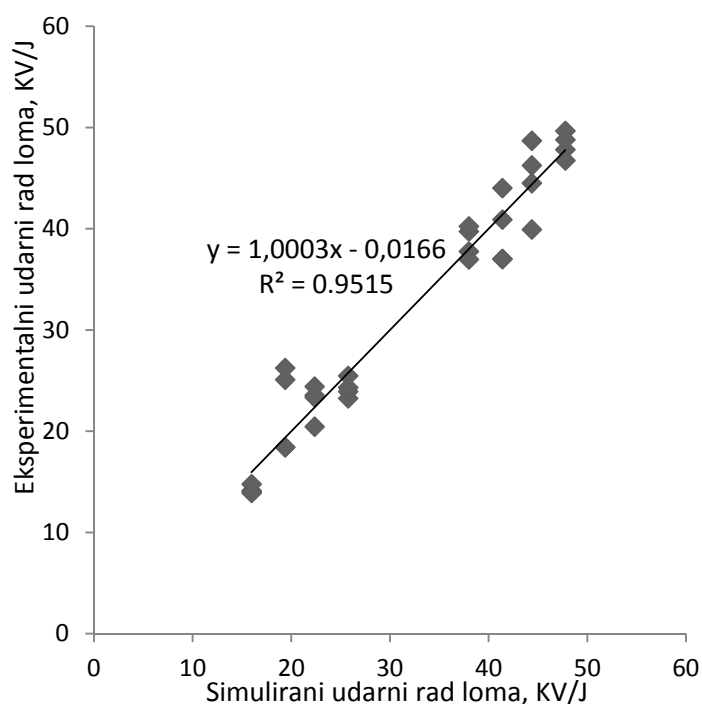
$$KV_{\check{c}l} = 26.557 - 0.084\Delta\vartheta_1 - 0.040\vartheta_k. \quad (4.32)$$

Uz pretpostavku da je razlika u udarnom radu loma proporcionalna udarnom radu loma otkivaka izrazi 4.31 i 4.32 mogu se pisati u obliku:

$$KV_{\check{c}} = KV_{\check{c}max}[1 - 0.00176\Delta\vartheta_1 - 0.000837(105 - \vartheta_k)], \quad (4.33)$$

$$KV_{\check{c}L} = KV_{\check{c}max}[0.644 - 0.00176\Delta\vartheta_1 - 0.000837(105 + \vartheta_k)]. \quad (4.34)$$

Na slici 4.53 prikazana je usporedba eksperimentalnih rezultata s vrijednostima udarnog rada loma prema izrazima 4.31 i 4.32.



Slika 4.53. Usporedba eksperimentalnih rezultata sa simulacijom udarnog rada loma, KV/J

4.2.2.8. Diskusija rezultata planiranog eksperimenta

Istraživanjem na temelju eksperimenta bilo je potrebno utvrditi utjecaj pojedinih postupaka obrade na mehanička svojstva čelika i čeličnog lijeva u poboljšanom stanju. Istraživani su postupci lijevanja, kovanja i toplinske obrade. Značajni faktori koji utječu na mehanička svojstva čelika i čeličnog lijeva u poboljšanom stanju su temperatura lijevanja, temperatura kalupa prilikom lijevanja, toplo kovanje, homogenizacija, normalizacija. Kako broj tretmana eksponencijalno raste s brojem faktora, eksperimenti s više faktora nepovoljni su kako s gledišta preciznosti, tako i s gledišta troškova istraživanja. Stoga je u radu primijenjen djelomično zasićeni faktorski eksperiment 2^{5-2} s kojim su se odredili utjecaji 5 osnovnih faktora i dvije interakcije. Primjenom ovakvog eksperimenta postoji prekrivanje utjecajnosti pojedinih interakcija s osnovnim faktorima tako da se pomno proučila potencijalna utjecajnost pojedinih interakcija. Kako trostruke interakcije obično ne utječu na rezultate promatrane veličine u analizi planiranog eksperimenta, pretpostavljeno je da trostruke interakcije ne utječu na rezultate mehaničkih svojstava poboljšanih čeličnih odljevaka i otkivaka. Također se pretpostavilo da interakcija između temperature kalupa i primijenjenog toplog kovanja te interakcija između temperature kalupa i homogenizacije mogu utjecati na rezultate poboljšanih svojstava čeličnih odljevaka. Te se interakcije nisu u planu eksperimenta prekrivale s osnovnim faktorima. Utjecajnost pojedinih faktora po tretmanima utvrđena je ispitivanjem vlačnim pokusom i ispitivanjem udarnog rada loma. Vlačni pokus izveden je u dva ponavljanja, dok se, zbog rasipanja rezultata, ispitivanje udarnog rada loma izvelo u četiri ponavljanja.

Planirani eksperiment izveden je na čeliku EN 42CrMo4. Analizom kemijskog sastava gredica, koja je provedena nakon lijevanja, utvrđeno je da kemijski sastav gredica odgovara propisanom kemijskom sastavu čeličnog lijeva EN GS-42CrMo4. Gredice su odlivene u atmosferi u kokile izrađene od sivog lijeva na principu lijevanja odozgo. Postupak kojim su gredice odlivene predstavlja uobičajeni način lijevanja čeličnog lijeva EN GS-42CrMo4, čime gredice predstavljaju adekvatan uzorak za izvođenje eksperimenta planiranog u ovom radu.

Eksperimentom je bilo predviđeno čelik lijevati, kovati te toplinski obraditi. Stoga je u početku eksperimenta bilo potrebno čelik odliti. Prema planu eksperimenta dva su se

promatrana faktora odnosila na postupak lijevanja: temperatura lijevanja i temperatura kalupa. Za maksimalnu temperaturu lijevanja odabrana je temperatura od 1590 °C. Ta se temperatura bitno razlikuje od optimalne temperature lijevanja istraživanog čelika. Minimalna temperaturu lijevanja odabrana je na temelju temperature likvidusa te je iznosila 1510 °C, a ona odgovara optimalnoj temperaturi lijevanja. Maksimalna temperatura kalupa, odnosno kokile odgovarala je najvišoj dopuštenoj temperaturi kokile te je iznosila 105 °C. Za minimalnu temperaturu kalupa odabrana je sobna temperatura koja je iznosila 20 °C.

Prema planu eksperimenta, nakon lijevanja je slijedio postupak toplog kovanja. Da bi se odredio utjecaj deformacije u toplom stanju na mehanička svojstva jedna grupa gredica se prekivala, a druga nije. Prema suštini postavljenog eksperimenta, grede je bilo potrebno kovati na način da se postignu sve promjene u mikrostrukturni koje nastaju plastičnom deformacijom u toplom stanju. Temperatura prekivanja iznosila je 1100 °C.

Nakon kovanja grede su podvrgnute toplinskoj obradi. Postupci toplinske obrade, čiji se utjecaj na mehanička svojstva čelika i čeličnog lijeva u poboljšanom stanju u ovom planiranom eksperimentu promatrao, su normalizacija i homogenizacija. Normalizacija i homogenizacija su odabrani iz razloga što je njihov utjecaj na mikrostrukturu znatan te se kao takvi redovito primjenjuju u toplinskoj obradi čelika. Za čelik EN 42CrMo4 s kojim se eksperimentiralo odabrana je temperatura normalizacije od 860 °C, uz vrijeme držanja na temperaturi normalizacije od 50 min i naknadno ohlađivanje na zraku. Na isti način je odabrana temperatura homogenizacije od 1000 °C, uz vrijeme držanja na temperaturi homogenizacije od 10 h i naknadno ohlađivanje u peći.

Kako je cilj eksperimenta bio utvrditi utjecaj pojedinih postupaka obrade na mehanička svojstva čelika i čeličnog lijeva u poboljšanom stanju, sve su grede iz eksperimenta poboljšane na granicu razvlačenja od 900 Nmm⁻². Stoga su u postupku poboljšavanja grede nakon kaljenja popuštane na temperaturi od 570 °C.

Analizom mikrostrukture uzorka uočilo se sljedeće. Lijevanjem se dobila karakteristična dendritična bainitno-martenzitna mikrostruktura s tragovima ferita. Kovanjem se izgubila dendritičnost dobivene strukture. Homogenizacijom se dobila karakteristična feritno-perlitna mikrostruktura čelika. Homogenizacijom je došlo do grupiranja feritne i perlitne

mikrostrukture na pojedinim mjestima. Srednja veličina zrna nakon homogenizacije, u uzorcima gredica koje nisu bile kovane, iznosila je između 0.050-0.045 mm. Srednja veličina zrna nakon homogenizacije, u uzorcima gredica koje su bile kovane iznosila je između 0.035-0.025 mm. Normalizacijom je došlo do usitnjavanja mikrostrukture te je sukladno dimenziji uzoraka formirana karakteristična bainitna mikrostruktura s tragovima ferita i perlita. Konačno je poboljšavanjem postignuta mikrostruktura popuštenog martenzita. Analizom mikrostrukture nenagrizanih uzoraka nakon poboljšavanja mogu se uočiti podjednako raspoređeni nemetalni uključci. Neovisno o primijenjenim tretmanima uključci odgovaraju grupi tankih uključaka tipa D. Broj uključaka bitno se razlikuje između pojedinih tretmana. Općenito je broj uključaka veći u uzorcima gredica koje nisu bile kovane te se ovaj broj kreće između broja 4-4½, odnosno 3½-4. Broj uključaka u uzorcima gredica koje su bile kovane je općenito manji, dok je u uzorcima gredica koje su osim kovanja bile i homogenizirane broj uključaka znatno manji te se kreće između broja 1½-2, odnosno 2-2½. Analizom mikrostrukture uzoraka nakon poboljšavanja, koji su bili nagrizeni pikrinsko-solnom kiselinom, može se uočiti veličina zrna primarnog austenita. Veličina zrna u uzorcima gredica koje nisu bile kovane iznosi između A4-A5. Veličina zrna u uzorcima gredica koje su bile kovane iznosi između A5-A6, odnosno A6-A7.

Mehanička svojstava obrađenih gredica ispitivana su statičkim vlačnim pokusom i ispitivanjem udarnog rada loma. Ispitivanje statičkim vlačnim pokusom izvedeno je sukladno normi EN 10002. Ispitivanje udarnog rada loma izvedeno je sukladno normi EN 10045. Kako nosivost materijala direktno ovisi o njegovoj žilavosti i granici razvlačenja, u ovom radu pozornost je bila usmjerena na analizu utjecaja pojedinih faktora obrade na granicu razvlačenja i udarni rad loma.

Rezultati statičkog vlačnog pokusa pokazuju da nema značajnih razlika granice razvlačenja i vlačne čvrstoće između pojedinih tretmana. Vrijednosti granice razvlačenja i vlačne čvrstoće odgovaraju propisanim vrijednostima čelika EN 42CrMo4 i čeličnog lijeva EN GS-42CrMo4 u odgovarajućem poboljšanom stanju. Vrijednosti istezljivosti bitno se razlikuju ovisno o tretmanu. Međutim, vrijednosti istezljivosti, također odgovaraju propisanim vrijednostima čelika EN 42CrMo4 i čeličnog lijeva EN GS-42CrMo4 u odgovarajućem

poboljšanom stanju. Općenito se kod tretmana koji su obuhvaćali i kovanje primjećuju veće vrijednosti istezljivosti.

Rezultati ispitivanja udarnog rada loma pokazali su se značajno različitim za pojedine tretmane. Vrijednosti udarnog rada loma znatno su veće kod tretmana koji su obuhvaćali kovanje, a u tom slučaju odgovaraju propisanim vrijednostima čelika EN 42CrMo4.

Analizom eksperimenta utvrđeno je sljedeće. Na granicu razvlačenja čelika i čeličnog lijeva nema utjecaja niti jedan od faktora. Na vrijednosti udarnog rada loma čelika i čeličnog lijeva utjecaja imaju temperatura lijevanja, toplo kovanje, normalizacija te interakcija između temperature kalupa i primjene toplog kovanja.

4.3. Mogućnosti primjene postavljenih izraza u pretkazivanju mehaničkih svojstava poboljšanog čelika i čeličnog lijeva

Postavljena metoda procjene mehaničkih svojstava poboljšanog čelika i čeličnog lijeva primijenjena je u računalnoj simulaciji kaljenja i popuštanja osovine. Postavljena su dva različita proizvodna procesa izrade osovine. U prvom proizvodnom procesu osovina je izrađena od čelika. U ovom procesu osovina je kaljena gašenjem u ulju čiji intenzitet gašenja po *Grossmanu* iznosi $H = 0.2$ te naknadno popuštena na temperaturi od 480 °C. U drugom proizvodnom procesu osovina je izrađena od čeličnog lijeva. U ovom je procesu temperatura lijevanja bila 1514 °C, a temperatura kalupa 105 °C. Nakon toga čelična osovina je kaljena gašenjem u ulju čiji intenzitet gašenja po *Grossmanu* iznosi $H = 0.2$ te naknadno popuštena na temperaturi od 480 °C. Parametri tih dvaju proizvodnih procesa prikazani su u tablici 4.25.

Tablica 4.25. Parametri proizvodnih procesa osovine

Proces	Temperatura lijevanja	Temperatura kalupa	Kovanje/ Lijevanje	Kaljenje		Popuštanje	
				Temperatura	Sredstvo	Temperatura	Vrijeme
1	1514 °C	105 °C	Kovano	850 °C	Ulje - $H = 0.2$	480 °C	60 min
2	1514 °C	105 °C	Lijeivano	850 °C	Ulje - $H = 0.2$	480 °C	60 min

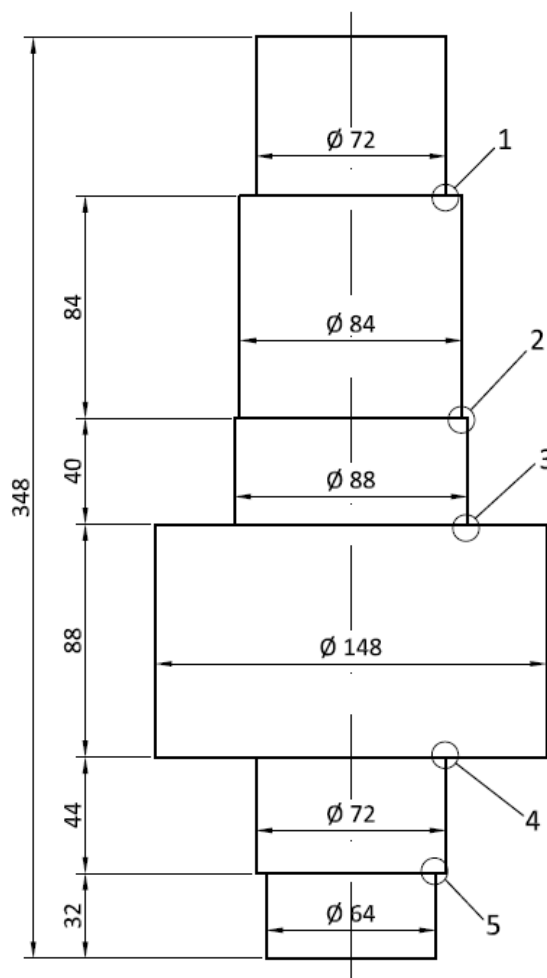
Materijal osovine je čelik EN 42CrMo4, odnosno čelični lijev EN GS-42CrMo4, čiji je kemijski sastav prikazan u tablici 4.26. Rezultati *Jominyjevog* pokusa čelika EN 42CrMo4, odnosno čeličnog lijeva EN GS-42CrMo4 prikazani su tablici 4.27. Geometrija čelične osovine prikazana je na slici 4.54.

Tablica 4.26. Kemijski sastav čelika EN 42CrMo4, odnosno čeličnog lijeva EN GS-42CrMo4

Maseni udio/%						
C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo
0.38	0.23	0.64	0.019	0.013	0.99	0.16

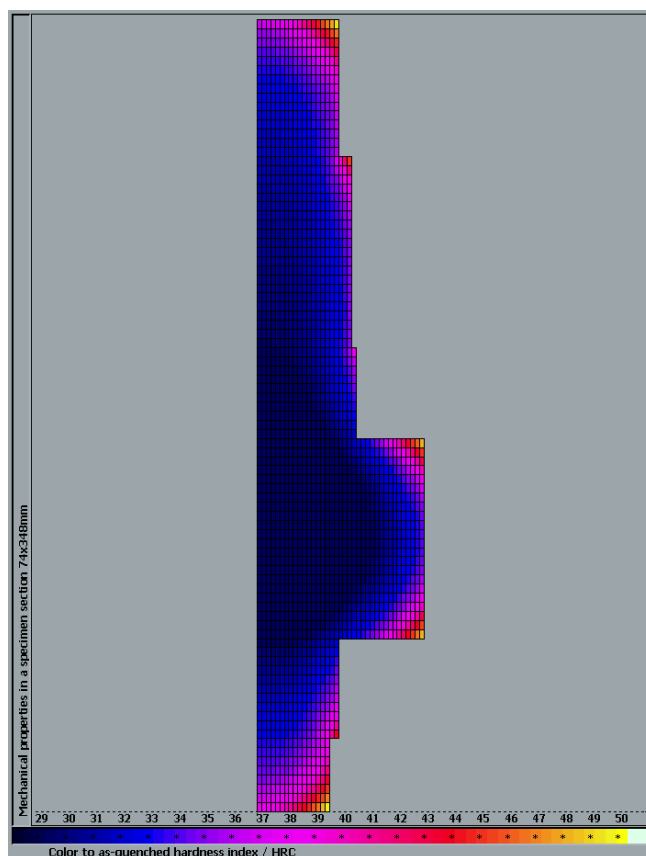
Tablica 4.27. Rezultati *Jominyjevog* pokusa čelika EN 42CrMo4, odnosno čeličnog lijeva EN GS-42CrMo4

Udaljenost od gašenog čela/mm	1.5	3	5	7	9	11	13	15	20	25	30
Tvrdoća, HRC	55	54	54	53	51	49	47	45	39	35	33
Udaljenost od gašenog čela/mm	35	40	45	50	55	60	65	70	75	80	-
Tvrdoća, HRC	32	31	30	29	29	29	29	29	29	29	-

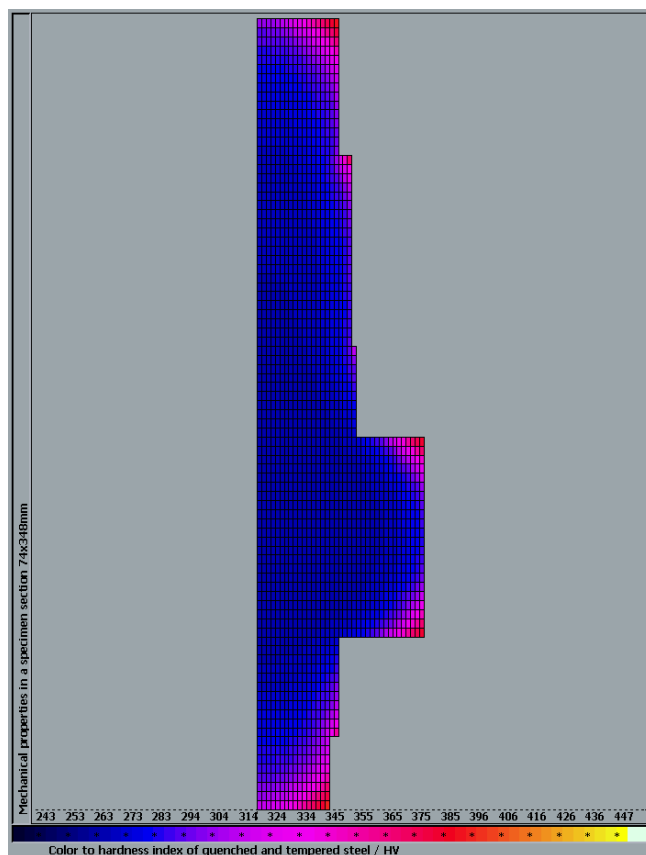


Slika 4.54. Geometrija čelične osovine

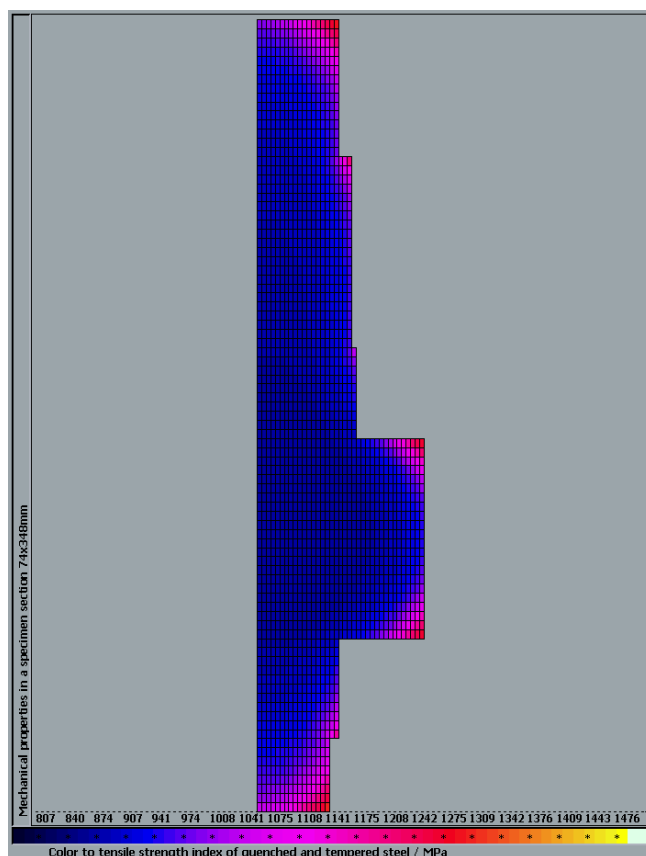
Raspodjela tvrdoće u kaljenoj čeličnoj osovini prikazana je na slici 4.55. Raspodjela tvrdoće u poboljšanoj čeličnoj osovini prikazana je na slici 4.56. Raspodjela vrijednosti vlačne čvrstoće u poboljšanoj čeličnoj osovini prikazana je na slici 4.57. Raspodjela vrijednosti granice razvlačenja u poboljšanoj čeličnoj osovini prikazana je na slici 4.58. Raspodjela vrijednosti istezljivosti u poboljšanoj čeličnoj osovini prikazana je na slici 4.59. Raspodjela vrijednosti udarnog rada loma u poboljšanoj čeličnoj osovini prikazana je na slici 4.60. Raspodjela vrijednosti lomne žilavosti u poboljšanoj čeličnoj osovini prikazana je na slici 4.61.



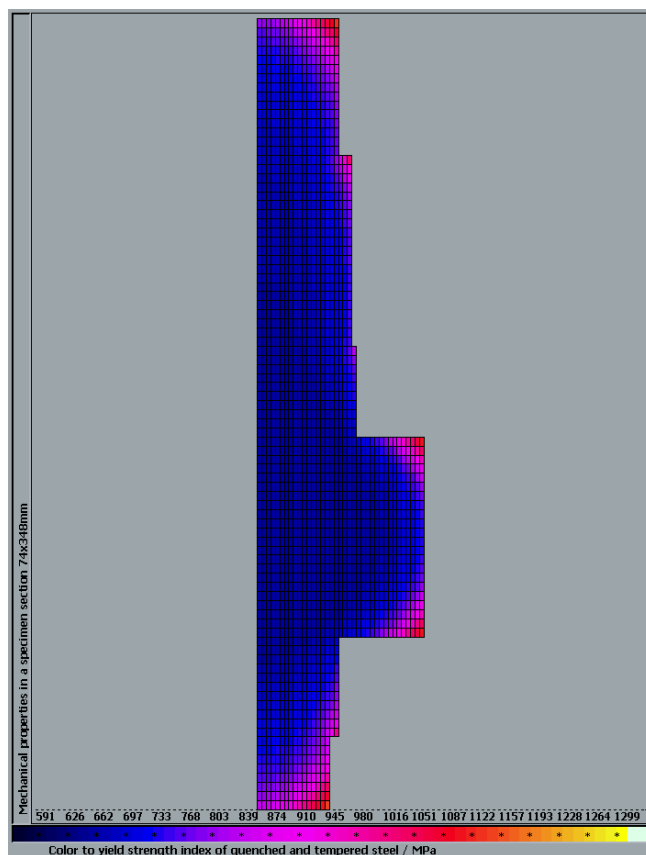
Slika 4.55. Raspodjela tvrdoće u kaljenoj čeličnoj osovini



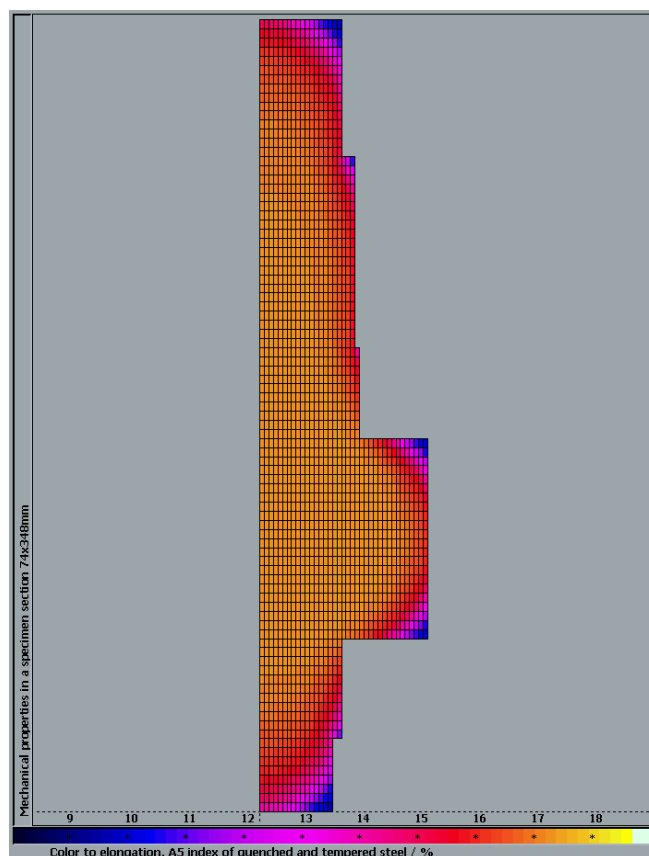
Slika 4.56. Raspodjela tvrdoće u poboljšanoj čeličnoj osovini



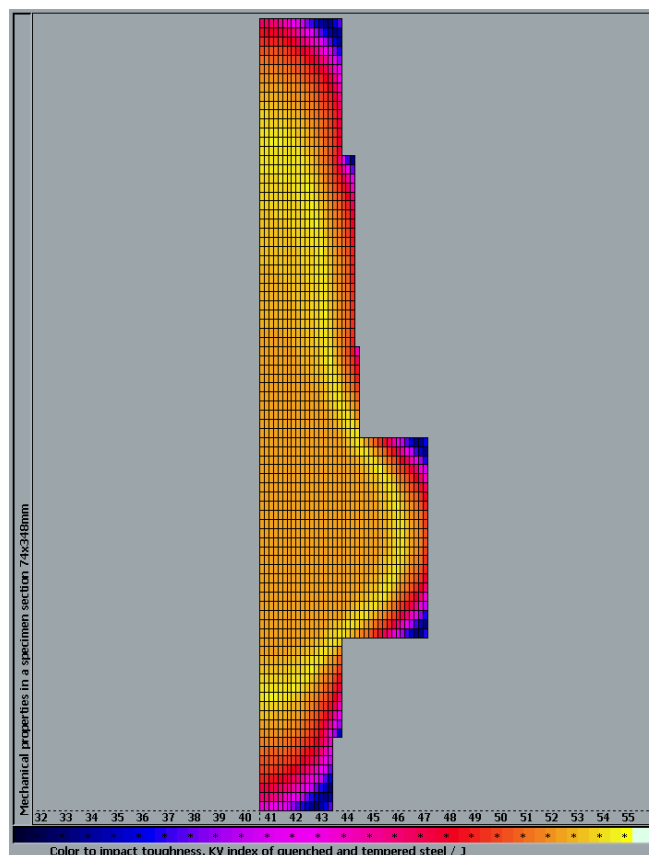
Slika 4.57. Raspodjela vrijednosti vlačne čvrstoće u poboljšanoj čeličnoj osovini



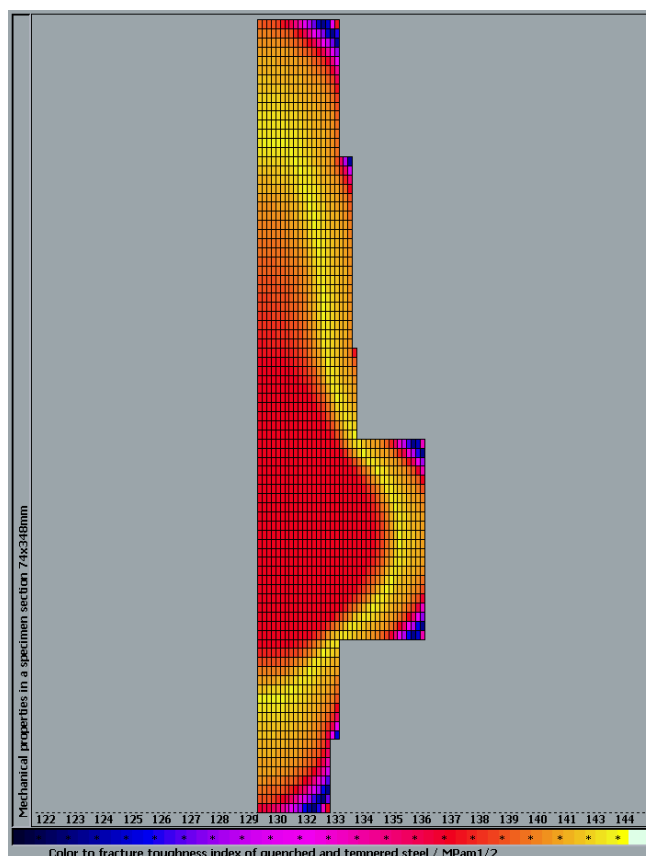
Slika 4.58. Raspodjela vrijednosti granice razvlačenja u poboljšanoj čeličnoj osovini



Slika 4.59. Raspodjela vrijednosti istezljivosti u poboljšanoj čeličnoj osovini



Slika 4.60. Raspodjela vrijednosti udarnog rada loma u poboljšanoj čeličnoj osovini



Slika 4.61. Raspodjela vrijednosti lomne žilavosti u poboljšanoj čeličnoj osovini

Kritične lokacije osovine su lokacije 1, 2, 3, 4 i 5 (slika 4.54). Mehanička svojstva u kritičnim lokacijama poboljšane čelične osovine prikazana su u tablici 4.28. Mehanička svojstva u kritičnim lokacijama poboljšane osovine od čeličnog lijeva prikazana su u tablici 4.29.

Tablica 4.28. Mehanička svojstva u kritičnim lokacijama poboljšane čelične osovine

Mehanička svojstva	Kritične lokacije (slika 4.54)				
	1	2	3	4	5
Tvrdoća, HV	304	291	269	269	315
Vlačna čvrstoća, R_m/Nmm^{-2}	1003	960	888	888	1040
Granica razvlačenja, $R_{p0.2}/\text{Nmm}^{-2}$	803	755	673	673	842
Udarni rad loma, KV/J	46	49	55	55	43
Lomna žilavost, $K_{IC}/\text{MPam}^{1/2}$	132	135	140	140	128

Tablica 4.29. Mehanička svojstva u kritičnim lokacijama poboljšane osovine od čeličnog lijeva

Mehanička svojstva	Kritične lokacije (slika 4.54)				
	1	2	3	4	5
Tvrdoća, HV	304	291	269	269	315
Vlačna čvrstoća, R_m/Nmm^{-2}	1003	960	888	888	1040
Granica razvlačenja, $R_{p0.2}/\text{Nmm}^{-2}$	803	755	673	673	842
Udarni rad loma, KV/J	20	21	25	25	18
Lomna žilavost, $K_{IC}/\text{MPam}^{1/2}$	77	81	87	87	72

Usporedba rezultata mehaničkih svojstava u kritičnim lokacijama poboljšane čelične osovine i poboljšane osovine od čeličnog lijeva, dobivenih računalnom simulacijom, pokazuje da se u čeličnom lijevu postižu znatno niže vrijednosti udarnog rada loma i lomne žilavosti, dok se vrijednosti tvrdoće, vlačne čvrstoće i granice razvlačenja čeličnog lijeva ne razlikuju od onih u čeliku.

5. ZAKLJUČAK

Cilj ovog doktorskog rada jest razvoj metoda procjene mehaničkih svojstava poboljšanog čelika i čeličnog lijeva. Na temelju eksperimentalnih istraživanja postavljeni su matematički modeli i algoritmi koji su kasnije uspješno implementirani u računalnu simulaciju procjene rezultata procesa modifikacije mikrostrukture i mehaničkih svojstava čelika i čeličnog lijeva.

Na osnovi teorijske analize mikrostrukture koje se pojavljuju u čeliku i čeličnom lijevu u ravnotežnim i neravnotežnim uvjetima može se zaključiti da finiji mikrostrukturni sastojci, kao što su donji bainit ili niskouglični martenzit pružaju veću otpornost prema lomu nego grublji, kao što su ferit, perlit ili gornji bainit. Žilavost austenita proizlazi iz žilave austenitne plošno centrirane kubične rešetke.

Na osnovi analize mogućnosti toplinske obrade može se zaključiti da mikrostruktura i mehanička svojstva čelika ovise o primijenjenoj toplinskoj obradi sukladno kemijskom sastavu čelika. Osnovna toplinska obrada čelika i čeličnog lijeva jest kaljenje i popuštanje, odnosno poboljšavanje. Najveća disperziranost strukture čelika i najpovoljniji odnos mehaničkih svojstava postiže se popuštanjem martenzita. Kaljenjem čelika i čeličnog lijeva nastoji se postići martenzitna struktura. Popuštanjem se zakaljena struktura približava stanju veće stabilnosti, pri čemu se martenzit raspada na bainit, troostit, sorbit ili perlit. Popuštanjem se smanjuje koncentracija ugljika u martenzitu te se smanjuje tetragonalnost martenzita, ugljik se izdvaja u obliku karbida, raspada se zaostali austenit, izdvojeni karbidi koalesciraju, smanjuju se nesređenosti kristalne građe, smanjuju se zaostala naprezanja.

Na temelju analize fenomena otkaza konstrukcije može se zaključiti da otkaz može nastati uslijed pretjerane plastične deformacije ili krhkog loma. Stoga kao osnovne reprezentante mehaničkih svojstava nosivih konstrukcija treba prihvatiti prije ostalih granicu razvlačenja i lomnu žilavost, odnosno, udarni rad loma.

Granica razvlačenja i lomna žilavost proizlaze, prije ostalog, iz značajki mikrostrukture. Za povećanje granice razvlačenja nužne su promjene u mikrostrukтури metala. Osim toga, povećanje otpornosti plastičnoj deformaciji može se postići deformacijskim očvršćivanjem. Deformacijsko očvršćivanje rezultat je povećanja broja interakcija između samih dislokacija i

dislokacija s drugim preprekama, što otežava njihovu pokretljivost. Granica razvlačenja linearno se povećava s povećanjem nepodudarnosti u orijentaciji kristalnih zrna. Drugi vrlo važan utjecaj granica zrna na granicu razvlačenja, odnosno ponašanje metala prilikom plastične deformacije, proizlazi iz činjenice da granice zrna predstavljaju barijeru klizanju dislokacija čime dodatno sprečavaju njihovu pokretljivost, a time se povećava granica razvlačenja.

Izdvajanje fino disperzirane faze u osnovnoj strukturi metala prilog je očvršćivanju kristalima mješancima ili legiranjem. Čvrstoća raste s povećanjem volumnog udjela i smanjenjem razmaka između čestica sekundarne faze. Legure se također mogu uspješno očvršćivati namjernim ili slučajnim dodatkom tvrdih čestica, kao što su oksidi, karbidi, nitridi, boridi i dr. u matricu osnovnog metala, a koje ometaju gibanje dislokacija.

Ograničavanjem sposobnosti metala prema deformiranju različitim mehanizmima očvršćivanja uglavnom se snižava lomna žilavost. Međutim, istovremeno povećanje i čvrstoće i žilavosti metala može se postići poboljšanjem procesa legiranja i taljenja, postizanjem optimalne mikrostrukture i raspodjele faza te usitnjavanjem mikrostrukture.

Mikrostrukturne značajke čelika su prije svega rezultat primijenjene obrade. Čelični lijev nakon lijevanja ima tzv. ljevačku strukturu karakterističnu po dendritičnoj strukturi, krupnom zrnu, neujednačenoj mikrostrukтури, manjoj kompaktnosti, jače izraženoj segregaciji, povišenom sadržaju metalnih i nemetalnih uključaka, šupljinama, pukotinama, itd. Čelični lijev u pravilu, ima slabiju eksploatacijsku nosivost od čelika istog kemijskog sastava. Duktilnost se smanjuje dodacima raznih čestica sekundarne faze.

Toplom plastičnom deformacijom se u metalima općenito postiže sitnije zrno, vlaknasta struktura, ravnomjernija struktura, veća kompaktnost, bolja mehanička svojstva, anizotropnost. Pri toploj plastičnoj deformaciji metal postaje kompaktniji tako da se pore koje potječu od lijevanja, kao što su plinski mjehuri i mikropore, pri visokim temperaturama i pritiscima zavaruju. Znatnijom plastičnom deformacijom također je moguće ukloniti nepoželjne efekte kemijske segregacije. To je moguće postići postupkom prekivanja. Ovakav postupak uvelike doprinosi razbijanju ljevačke strukture i ingotizma. Utjecaj kovanja na

tvrdocu i čvrstoću je mali, dok se pojedina mehanička svojstva, kao što su duktilnost, udarna čvrstoća i zamorna čvrstoća znatno poboljšavaju.

Na temelju teorijskih i eksperimentalnih istraživanja, razrađen je i razvijen matematički model pretkazivanja tvrdoće te ostalih mehaničkih svojstava poboljšanog čelika i čeličnog lijeva. Analizirane su mogućnosti primjene postavljenih modela u računalnoj simulaciji pretkazivanja mehaničkih svojstava poboljšanog čelika i čeličnog lijeva te je prikazana usporedba rezultata računalne simulacije i eksperimentalnih rezultata. Na osnovi usporedbe s postojećim metodama procjene mehaničkih svojstava poboljšanog čelika i čeličnog lijeva može se zaključiti da se predloženim modelima postižu bolji rezultati od postojećih, sličnih metoda.

Na temelju teorijskih istraživanja rezultata planiranog eksperimenta može se zaključiti da na udarni rad loma čelika i čeličnog lijeva imaju utjecaj: temperatura lijevanja, toplo kovanje te interakcija između temperature kalupa i primjene toplog kovanja. Na granicu razvlačenja čelika i čeličnog lijeva nema utjecaja niti jedan od promatranih faktora.

U pretkazivanju mehaničkih svojstava poboljšanog čelika i čeličnog lijeva polazi se od pretkazivanja raspodjele tvrdoće. Ostala mehanička svojstva uspješno se procjenjuju na temelju tvrdoće. Postavljeni izrazi za procjenu tvrdoće nakon popuštanja temelje se na rezultatima *Jominyjevog* pokusa, čime se dodatno povećala preciznost procjene tvrdoće nakon popuštanja. Na taj se način pretpostavka da postoji povezanost između difuzijskih procesa za vrijeme popuštanja i prokaljivosti čelika pokazala opravdanom. Općenito, čelici koji imaju manju difuznost ugljika i ostalih elemenata imaju veću prokaljivost i zakaljivost. Stoga se može zaključiti da se bolji postupak procjene tvrdoće nakon popuštanja može postaviti uzimajući u obzir svojstva zakaljivosti i prokaljivosti čelika, čime se na određeni način uzima u obzir utjecaj kemijskog sastava čelika na kinetiku procesa popuštanja zakaljenog čelika.

Postavljeni izrazi posebno su interesantni za primjenu u simulaciji toplinske obrade čelika primjenom računalnih programa u kojih se simulacija gašenja čelika također temelji na *Jominyjevom* pokusu te se tako postavlja jedinstven kompatibilan pristup simulacije rezultata gašenja čelika i rezultata popuštanja čelika. Računalna simulacija poboljšavanja

čelika EN 42CrMo4 i čeličnog lijeva EN GS-42CrMo4 pokazuje da se postavljenim izrazima mogu uspješno pretkazivati mehanička svojstva poboljšanog čelika i čeličnog lijeva. U budućim istraživanjima, ovaj, nadasve, učinkovit način pretkazivanja mehaničkih svojstava poboljšanih čelika i čeličnog lijeva bilo bi poželjno proširiti na ostale nisko i visoko legirane čelike za poboljšavanje, kao i čelike za izradu alata i kalupa.

Literatura

- [1.] J. Frenkel, Zur Theorie der Elastizitätsgrenze und der Festigkeit kristallinischer Körper, Z.Phys., vol. 37, 1926, p. 572.
- [2.] G. E. Dieter, *Mechanical Metallurgy*, McGraw-Hill Book Company INC. (UK), London, 1988.
- [3.] W. J. McGregor Tegart, *Elements of Mechanical Metallurgy*, Macmillan, New York, 1966.
- [4.] H. Cottrell, *An Introduction to Metallurgy*, Edward Arnold Publishers, London, 1967, p. 266.
- [5.] B. Smoljan, *Mechanical Metallurgy of Thermal Processing*, Handbook of Thermal Process Modeling of Steels, Gür, C. H., Pan, J. (eds.). Boca Raton: CRC Press, Taylor & Francis Group, 2009, p. 121.
- [6.] A. A. Griffith, *The Phenomena of Rupture and Flow in Solids*, Philos. Trans. R. Soc. London, Ser. A 221, 1920, p. 163.
- [7.] E. Orowan, *Fatigue and Fracture of Metals*, MIT Press, Cambridge, MA, 1950, p. 139.
- [8.] G. R. Irwin, *Fracturing of Metals*, ASM, Cleveland, OH 1949, p. 147.
- [9.] H. M. Westergaard, *Bearing pressures and cracks*, Journal of Applied mechanics, 6, 1939, p. A49.
- [10.] G. R. Irwin, *Fracture*, Encyclopedia of Physics, vol. 6, Springer, Berlin, 1958.
- [11.] D. Rubeša, *Mehanika loma*, Osnove proračuna i oblikovanja konstrukcijskih elemenata, B. Križan, Zagreb: Školska knjiga, 2008.
- [12.] C. Zener, *The micromechanisms of fracture*, Fracturing of metals, American Society for Metals, Metals Park, Ohio, 3, 1948.
- [13.] A. N. Stroh, *Adv. Phys.*, vol. 6, 1957, p. 418.
- [14.] A. S. Tetelman and A. J. Mc Evily, *Fracture of Structural Materials*, John Wiley & Sons, chap. 2, 3, 4, 1971.
- [15.] A. Cottrell, *Theoretical aspects of fracture*, Fracture, L. Averbah et al, eds., John Wiley & Sons, 20, 1959.
- [16.] R. Hertzberg, *Deformation and Fracture Mechanics of Engineering Materials*, John Wiley and Sons Inc., chap. 2, 3, 4, 7, 10, 1995.

- [17.] J. Weertman and J. H. Weertman, *Elementary Dislocation Theory*, Oxford University Press, chap. 4, 5, 6, June, 1992.
- [18.] A. H. Cottrell, Theoretical Aspects of Radiation Damage and Brittle Fracture in Steel Pressure Vessels, Iron Steel Institute Special Report, Vol. 69, 1961, p. 281.
- [19.] A. A. Wells, *Unstable Crack Propagation in Metals: Cleavage and Fracture*, Proceedings of the Crack Propagation Symposium, Vol.1, College of Aeronautics, Cranfield, 1961, p. 210.
- [20.] J. D. Eshelby, Calculation of Energy Release Rate Prospects of Fracture Mechanics, Sih et. al. (Eds.), Noordhoff, 1974, p. 69.
- [21.] J. R. Rice, A Path Independent Integral and the Approximate Analysis of Strain Concentration by Notches and Cracks, J. Appl. Mech, 1968, p. 379.
- [22.] B. Chalmers, Proc. R. Soc. London Ser. A, vol. A193, 1948, p. 89.
- [23.] R. Clark and B. Chalmers, Acta. Metall., vol. 2, 1954, p. 80.
- [24.] G. I. Taylor, *Plastic strain in metals*, J. Inst. Met., vol. 62, 1938, p. 307.
- [25.] E. O. Hall, The Deformation and Ageing of Mild Steel: II Characteristics of the Lüders Deformation, Proc. Phys. Soc. London, vol. 64, 1951, p. 747.
- [26.] N. J. Petch, *The cleavage strength of polycrystals*, J. Iron Steel Inst. London, vol. 173, 1953, p. 25.
- [27.] N. Hansen and B. Ralph, The Strain and Grain Size Dependence of the Flow Stress of Copper, Acta Metall., vol. 30, 1982, p. 411.
- [28.] J. D. Eshelby, F. C. Frank, and F. R. N. Nabarro, The Equilibrium of Linear Arrays of Dislocations, Philos. Mag., 42, 1951, p. 351.
- [29.] R. L. Fleischer, *The Strengthening of Metals*, D. Peckner, Ed., Reinhold, New York, 1964, p. 93.
- [30.] A. H. Cottrell, *Report on the Conference on Strength of Solids*, The Physical Society, London, 1948, p. 30.
- [31.] W. G. Johnston, *Yield Points and Delay Times in Single Crystals*, J. Appl. Phys. 33, 1962, p. 2716.
- [32.] G. T. Hahn, A Model for Yielding with Special Reference to the Yield-Point Phenomena of Iron and Related BCC Metals, Acta Metall. 10, 1962, p. 727.

- [33.] H. Gleiter, E. Hornbogen, Precipitation Hardening by Coherent Particles. *Mater. Sci. Eng.*, 2, 1967/68, p. 285.
- [34.] L. M. Brown and R. K. Ham, *Strengthening Methods in Crystals*, A. Kelly and R. B. Nicholson, Eds., Applied Science, London, 1971, p. 9.
- [35.] V. Gerald and H. Haberkorn, *Phys. Status Solidi*, 16, 675 (1966).
- [36.] E. Nembach and G. Neite, Precipitation hardening of superalloys by ordered γ' -particles, *Progress in Materials Science*, Vol.29, 1985, p. 179.
- [37.] R. K. Ham, *Trans. Japan Inst. Met.* 9 (supplement), 52, 1968.
- [38.] E. Orowan, Discussion in Symposium on Internal Stresses in Metals and Alloys, Institute of Metals, London, 1948, p. 451.
- [39.] J. C. Fisher, E. W. Hart, and R. H. Pry, *The Hardening of Metal Crystal by Precipitate Particles*, *Acta Metall.* 1, 1953, p. 336.
- [40.] M. Novosel, D. Krumes, *Željezni materijali II dio Konstrukcijski čelici*, Sveučilište u Osijeku, Strojarski fakultet, Slavonski Brod, 1995.
- [41.] J. R. Low, Jr., *Fracture*, Technology Press MIT and Wiley, New York, 1959, p. 68.
- [42.] B. Smoljan, *An Analysis of Combined Cyclic Heat Treatment Performance*, *Journal of Materials Processing Technology*, 155, 2004, p. 1704.
- [43.] N. J. Petch, *Fracture*, Technology Press MIT and Wiley, New York, 1959, p. 54.
- [44.] J. Campbell, *Castings*, Oxford, United Kingdom: Butterworth Heinemann, 2003.
- [45.] J. M. Svoboda, R. W. Monroe, C. E. Bates, J. Griffin, *Appearance and Composition of Macro-inclusions in Steel Castings*, *AFS Transactions*, vol. 95, 1987, p. 187.
- [46.] D. Hedjazi, G. H. J. Bennett, V. Kondic, *Effects of Non-Metallic Inclusions on Tensile Properties of an Al-4.5Cu-1.5Mg Alloy*, *Metals Technol.*, 3, December 1976, p. 537.
- [47.] Jackson W.J., Wright J.C., *Metals Technol.*, September, 1977, 425-433.
- [48.] H. Schumann, *Metalografija*, Tehnološko-metalurški fakultet, Beograd, 1981, (na srpskom).
- [49.] ASM Handbook-Volume 14: Forming and Forging, Material Park, OH: ASM International, 1996.
- [50.] B. Somers, *Hutn. Listy*, Vol 11, 1970, p 777 (BISI Translation 9231)
- [51.] L. R. Cooper, *Advanced technology for producing large forging ingots by central zone remelting*, Seventh International Forgemasters Conference, Paris, France, 1975.

- [52.] M. Blair and R. W. Monroe, Castings or Forgings? A Realistic Evaluation, Modern Casting, November 1995, American Foundrymens' Society
- [53.] E. Just, Verguten-Werkstoffbeeinflussung durch Harten und Anlassen, VDI-Ber., 256, 1976, p. 125, (na njemačkom).
- [54.] B. Smoljan: Prediction of Mechanical Properties and Microstructure Distribution of Quenched and Tempered Steel Shaft, Journal of Materials Processing Technology, 175, 2006, p. 393.
- [55.] B. Liščić, *Steel Heat Treatment*, Steel Heat Treatment Handbook, G. E. Totten (Ed.), Boca Raton: CRC Press, Taylor & Francis Group, 2007, p. 277.
- [56.] H.J. Spies, G. Munch, and A. Prewitz, Möglichkeiten der Optimierung der Auswahl vergutbarer Baustähle durch Berechnung der Hart- und Vergutbarkeit, Neue Hutte, 8(22), 1977, p. 443–445 (na njemačkom).
- [57.] B. Smoljan, *Numerical Simulation of Steel Quenching*, Journal of Materials Engineering and Performance, Vol. 11(1), 2002, pp. 75-80.
- [58.] ASM Handbook-Volume 4: Heat Treating, Material Park, OH: ASM International, 2006.
- [59.] T. Filetin, B. Liščić, J. Galinec, *New Computer-aided Method for Steel Selection based on Hardenability*, Heat Treatment of Metals, 3, 1996, p. 63.
- [60.] *Impact Toughness Testing*, In section: Impact Toughness Testing and Fracture Mechanics, ASM Handbook-Volume 8: Mechanical Testing and Evaluation, Material Park, OH: ASM International, 2000.

Popis oznaka i simbola

Simbol	Jedinica	Naziv
a	mm	Udaljenost između kliznih ravnina
a	mm	Duljina pukotine
a	mm	Veličina pore
a	-	Konstanta materijala
a_0	mm	Parametar kristalne rešetke
A	%	Istezljivost
A	-	Konstanta materijala
A_1, A_3, A_{cm}	°C, K	Kritične temperature pretvorbi
A_5	%	Istezljivost
$A_{5.65}$	%	Istezljivost
A_{c1}, A_{c3}, A_{ccm}	°C, K	Kritične temperature pretvorbi pri ohlađivanju
A_{r1}, A_{r3}, A_{rcm}	°C, K	Kritične temperature pretvorbi pri ohlađivanju
b	-	Intenzitet <i>Burgersovog</i> vektora
B	-	Konstanta materijala
c	%	Koncentracija legirajućeg elementa
C	-	Konstanta popuštanja u <i>Hollomon-Jaffeovoj</i> formuli
COD	mm	Kritično otvaranje pukotine
d	mm	Karakteristična dimenzija kristalnog zrna
d_0	mm	Početni promjer ispitnog uzorka
D	-	Konstanta materijala
E	Nmm ⁻²	Modul elastičnosti
ΔE	J	Energijska barijera
E_d	mm	<i>Jominyjeva</i> udaljenost
E_{X_i}	-	Glavni efekt X_i -tog faktora
F	-	<i>Fisherova</i> varijabla
F_e	N	Sila na granici razvlačenja
F_m	N	Maksimalna vlačna sila
F_{tab}	-	Tablična vrijednost F-varijable

F_{X_i}	-	<i>Fisherova</i> varijabla za faktor X_i
G	Jmm^{-2}	Količina oslobađanja energije
G_c	Jmm^{-2}	Kritična količina oslobađanja energije
H	-	<i>Grossmanov</i> intenzitet gašenja
HRB	-	Tvrdoća po <i>Rockwell</i> B metodi
HRC	-	Tvrdoća po <i>Rockwell</i> C metodi
HRC _{100% mart}	-	Tvrdoća po <i>Rockwell</i> C metodi strukture sa 100 % martenzita
HRC _{50% mart}	-	Tvrdoća po <i>Rockwell</i> C metodi strukture sa 50 % martenzita
HRC _{max}	-	Maksimalno ostvariva tvrdoća po <i>Rockwell</i> C metodi
HRC _{min}	-	Minimalna <i>Rockwell</i> C tvrdoća čelika
HRC _k	-	Tvrdoća po <i>Rockwell</i> C metodi nakon kaljenja
HRC _p	-	Tvrdoća po <i>Rockwell</i> C metodi nakon popuštanja
HV	-	Tvrdoća po <i>Vickersovoj</i> metodi
k	-	Koeficijent djelovanja granice zrna
k	-	Broj tretmana
k_A	-	Koeficijent ovisan o vrsti uključka
k_R	-	Koeficijent ovisan o vrsti uključka
K	-	Faktor odnosa tvrdoće nakon kaljenja i tvrdoće nakon popuštanja
K	$\text{MPam}^{1/2}$	Faktor intenziteta naprezanja
K_{Ic}	$\text{MPam}^{1/2}$	Kritični faktor intenziteta naprezanja, lomna žilavost
K_E	mm	Konačna veličina zrna
KU	J	Udarni rad loma
KV	J	Udarni rad loma
l	mm	Širina uzorka
L_0	mm	Početna mjerna duljina ispitnog uzorka
LE	-	Legirajući element
L_U	mm	Duljina ispitnog uzorka nakon loma
m	-	Konstanta materijala
M	-	Opća sredina ogleda

M_f	°C, K	Temperatura završetka martenzitne pretvorbe
M_s	°C, K	Temperatura početka martenzitne pretvorbe
n	-	Broj ponavljanja eksperimenta
n_1	-	Konstanta materijala
n_2	-	Konstanta materijala
n_3	-	Konstanta materijala
N	mm^{-2}	Broj dislokacija po jedinici površine
N	-	Ukupan broj eksperimenata
FCC	-	Površinski centrirana kubična rešetka
Q	-	Suma kvadrata odstupanja
Q_p	-	Suma kvadrata odstupanja zbog slučajne pogreške
Q_T	-	Suma kvadrata odstupanja unutar tretmana
Q_{X_i}	-	Suma kvadrata prosječnih efekata X_i -tog faktora
r	-	Broj faktora
R_m	Nmm^{-2}	Vlačna čvrstoća
$R_{p0.2}$	Nmm^{-2}	Konvencionalna granica razvlačenja
s	mm	Razmak između pora
s_d	-	Razmak između uključaka
S	-	Stupanj zakaljenosti
S_0	mm^2	Početna površina poprečnog presjeka ispitnog uzorka
S_p^2	-	Očekivana varijanca
S_T^2	-	Varijanca tretmana
$S_{X_i}^2$	-	Varijanca promatrane veličine X_i -tog faktora
t	s	Vrijeme
t_p	h, s	Vrijeme trajanja popuštanja
T_p	K	Temperatura popuštanja
T_{pr}	K	Referentna temperatura popuštanja
U_E	J	Elastična energija
U_S	J	Površinska energija pukotine
U_{UK}	J	Ukupna energija

BCC	-	Volumno centrirana kubična rešetka
w	mm	Širina dislokacije
X_i	-	Oznaka faktora planiranog eksperimenta
Y	-	Faktor geometrije i položaja
Y_{ij}	-	Vrijednost rezultata promatrane veličin i -tog eksperimenta i j -tog ponavljanja
$\bar{Y}_i$	-	Srednja vrijednost rezultata promatrane veličine i -tog eksperimenta
Z	%	Kontrakcija poprečnog presjeka
α	-	Konstanta materijala
γ_P	Jmm ⁻²	Energija plastične deformacije u vrhu pukotine
γ_s	Jmm ⁻²	Specifična površinska energija
γ_{es}	Jmm ⁻²	Efektivna površinska energija
ϑ_k	°C	Temperatura kalupa
ϑ_l	°C	Temperatura likvidusa
$\Delta\vartheta_l$	°C	Odstupanje od optimalne temperature lijevanja
ϑ_p	°C	Temperatura popuštanja
μ	Nmm ⁻²	Modul smicanja
ν	-	<i>Poissonov</i> koeficijent
ρ	mm	Radius u vrhu pukotine
ρ	cm/cm ³	Gustoća dislokacija
σ	Nmm ⁻²	Naprezanje
σ_c	Nmm ⁻²	Teorijska kohezijska čvrstoća
σ_c	Nmm ⁻²	Kritično naprezanje nestabilnog širenja pukotine
σ_f	Nmm ⁻²	Lomna čvrstoća, lomno naprezanje
σ_i	Nmm ⁻²	Otpor gibanju dislokacija na kliznim ravninama, <i>Pierls-Nabarrovo</i> naprezanje
σ_y	Nmm ⁻²	Granica razvlačenja
τ	Nmm ⁻²	Tangencijalno naprezanje
τ_{eksp}	Nmm ⁻²	Eksperimentalne vrijednosti tangencijalnog naprezanja
τ_m	Nmm ⁻²	Maksimalno tangencijalno naprezanje

τ_p	Nmm^{-2}	<i>Pierls-Nabarrovo</i> naprezanje
v	s^{-1}	Brzina dislokacija

Popis slika

- Sl. 2.1. Fe-Fe₃C dijagram za područje čelika
- Sl. 2.2. Karakteristična mikrostruktura ferita, 500:1
- Sl. 2.3. Karakteristična mikrostruktura perlita, 500:1
- Sl. 2.4. Karakteristična mikrostruktura perlita i sekundarnog cementita, 500:1
- Sl. 2.5. Karakteristična mikrostruktura martenzita, 500:1
- Sl. 2.6. Karakteristična mikrostruktura bainita, a) gornji bainit, 500:1, b) donji bainit, 500:1
- Sl. 3.1. Gibanje rubne dislokacije
- Sl. 3.2. Shematski prikaz procesa bliznačenja
- Sl. 3.3. Shematski prikaz ovisnosti čvrstoće metala o gustoći dislokacija
- Sl. 3.4. Shematski prikaz utjecaja razmaka između dendrita na mehanička svojstva
- Sl. 3.5. Shematski prikaz ovisnosti vlačne čvrstoće odljevka o udjelu pukotine u materijalu
- Sl. 3.6. Model duktilnog prijeloma
- Sl. 3.7. Shematski prikaz usitnjavanja zrna pri toploj plastičnoj deformaciji
- Sl. 3.8. Shematski prikaz presjeka ingota
- Sl. 3.9. Utjecaj stupnja deformacije kovanja na anizotropnost čelika s 0.35 % ugljika. Svojstva ekvivalentnog čeličnog lijeva prikazana su zvjezdicom (*)[52]
- Sl. 4.1. Ovisnost tvrdoće čelika nakon žarenja na 700 °C o maksimalnim tvrdoćama čelika nakon gašenja
- Sl. 4.2. Usporedba eksperimentalnih rezultata sa simulacijom tvrdoće nakon popuštanja, HRC_p (izraz 4.19)
- Sl. 4.3. Usporedba eksperimentalnih rezultata sa simulacijom tvrdoće nakon popuštanja, HRC_p (prema DIN 17021, izraz 4.7)
- Sl. 4.4. Usporedba eksperimentalnih rezultata sa simulacijom tvrdoće nakon popuštanja, HRC_p (prema E. Justu, izraz 4.8)
- Sl. 4.5. Dimenzije odlivenih gredica
- Sl. 4.6. Shema odrezivanja gredica
- Sl. 4.7. Dimenzije kovanih gredica
- Sl. 4.8. Plan izrezivanja ispitnih uzoraka
- Sl. 4.9. Oblik i dimenzije kokile

- Sl. 4.10. Kokile pripremljene za lijevanje
- Sl. 4.11. Indukcijska vakuumaska peć
- Sl. 4.12. Gredice neposredno nakon lijevanja
- Sl. 4.13. Površine poprečnih presjeka gredica, a) gredica 1, b) gredica 2, c) gredica 3, d) gredica 4
- Sl. 4.14. Gredice koje u odlivenom stanju idu na toplinsku obradu
- Sl. 4.15. Kovačnica u kojoj je gredica prekidana
- Sl. 4.16. Gredice nakon prekidanja
- Sl. 4.17. Gredice pripremljene za toplinsku obradu i plan toplinske obrade
- Sl. 4.18. Laboratorij za toplinsku obradu
- Sl. 4.19. Geometrija ispitnih uzoraka za statički vlačni pokus
- Sl. 4.20. Geometrija ispitnih uzoraka za ispitivanje udarnog rada loma
- Sl. 4.21. Metalografski snimak uzorka 1 neposredno nakon lijevanja, nagrizano 2 %-tnom HNO_3 u alkoholu, 500:1
- Sl. 4.22. Metalografski snimak uzorka 1 nakon homogenizacije, nagrizano 2 %-tnom HNO_3 u alkoholu, 500:1
- Sl. 4.23. Metalografski snimak uzorka 1 nakon normalizacije, nagrizano 2 %-tnom HNO_3 u alkoholu, 500:1
- Sl. 4.24. Metalografski snimak uzorka 1 nakon poboljšavanja, nenagrizano, polirano, 200:1
- Sl. 4.25. Metalografski snimak uzorka 1 nakon poboljšavanja, a) nagrizano 2 %-tnom HNO_3 u alkoholu, 500:1, b) nagrizano pikrinsko-solnom kiselinom, 100:1
- Sl. 4.26. Metalografski snimak uzorka 2 neposredno nakon lijevanja, nagrizano 2 %-tnom HNO_3 u alkoholu, 500:1
- Sl. 4.27. Metalografski snimak uzorka 2 nakon normalizacije, nagrizano 2 %-tnom HNO_3 u alkoholu, 500:1
- Sl. 4.28. Metalografski snimak uzorka 2 nakon poboljšavanja, nenagrizano, polirano, 200:1
- Sl. 4.29. Metalografski snimak uzorka 2 nakon poboljšavanja, a) nagrizano 2 %-tnom HNO_3 u alkoholu, 500:1, b) nagrizano pikrinsko-solnom kiselinom, 100:1
- Sl. 4.30. Metalografski snimak uzorka 3 neposredno nakon lijevanja, nagrizano 2 %-tnom HNO_3 u alkoholu, 500:1

- Sl. 4.31. Metalografski snimak uzorka 3 nakon homogenizacije, nagrizano 2 %-tnom HNO_3 u alkoholu, 500:1
- Sl. 4.32. Metalografski snimak uzorka 3 nakon poboljšavanja, nenagrizano, polirano, 200:1
- Sl. 4.33. Metalografski snimak uzorka 3 nakon poboljšavanja, a) nagrizano 2 %-tnom HNO_3 u alkoholu, 500:1, b) nagrizano pikrinsko-solnom kiselinom, 100:1
- Sl. 4.34. Metalografski snimak uzorka 4 neposredno nakon lijevanja, nagrizano 2 %-tnom HNO_3 u alkoholu, 500:1
- Sl. 4.35. Metalografski snimak uzorka 4 nakon poboljšavanja, nenagrizano, polirano, 200:1
- Sl. 4.36. Metalografski snimak uzorka 4 nakon poboljšavanja, a) nagrizano 2 %-tnom HNO_3 u alkoholu, 500:1, b) nagrizano pikrinsko-solnom kiselinom, 100:1
- Sl. 4.37. Metalografski snimak uzorka 5 nakon kovanja, nagrizano 2 %-tnom HNO_3 u alkoholu, 500:1
- Sl. 4.38. Metalografski snimak uzorka 5 nakon poboljšavanja, nenagrizano, polirano, 200:1
- Sl. 4.39. Metalografski snimak uzorka 5 nakon poboljšavanja, a) nagrizano 2 %-tnom HNO_3 u alkoholu, 500:1, b) nagrizano pikrinsko-solnom kiselinom, 100:1
- Sl. 4.40. Metalografski snimak uzorka 6 nakon kovanja, nagrizano 2 %-tnom HNO_3 u alkoholu, 500:1
- Sl. 4.41. Metalografski snimak uzorka 6 nakon homogenizacije, nagrizano 2 %-tnom HNO_3 u alkoholu, 500:1
- Sl. 4.42. Metalografski snimak uzorka 6 nakon poboljšavanja, nenagrizano, polirano, 200:1
- Sl. 4.43. Metalografski snimak uzorka 6 nakon poboljšavanja, a) nagrizano 2 %-tnom HNO_3 u alkoholu, 500:1, b) nagrizano pikrinsko-solnom kiselinom, 100:1
- Sl. 4.44. Metalografski snimak uzorka 7 nakon kovanja, nagrizano 2 %-tnom HNO_3 u alkoholu, 500:1
- Sl. 4.45. Metalografski snimak uzorka 7 nakon normalizacije, nagrizano 2 %-tnom HNO_3 u alkoholu, 500:1
- Sl. 4.46. Metalografski snimak uzorka 7 nakon poboljšavanja, nenagrizano, polirano, 200:1
- Sl. 4.47. Metalografski snimak uzorka 7 nakon poboljšavanja, a) nagrizano 2 %-tnom HNO_3 u alkoholu, 500:1, b) nagrizano pikrinsko-solnom kiselinom, 100:1
- Sl. 4.48. Metalografski snimak uzorka 8 nakon kovanja, nagrizano 2 %-tnom HNO_3 u alkoholu, 500:1

- Sl. 4.49. Metalografski snimak uzorka 8 nakon homogenizacije, nagrizano 2 %-tnom HNO_3 u alkoholu, 500:1
- Sl. 4.50. Metalografski snimak uzorka 8 nakon normalizacije, nagrizano 2 %-tnom HNO_3 u alkoholu, 500:1
- Sl. 4.51. Metalografski snimak uzorka 8 nakon poboljšavanja, nenagrizano, polirano, 200:1
- Sl. 4.52. Metalografski snimak uzorka 8 nakon poboljšavanja, a) nagrizano 2 %-tnom HNO_3 u alkoholu, 500:1, b) nagrizano pikrinsko-solnom kiselinom, 100:1
- Sl. 4.53. Usporedba eksperimentalnih rezultata sa simulacijom udarnog rada loma, KV/J
- Sl. 4.54. Geometrija čelične osovine
- Sl. 4.55. Raspodjela tvrdoće u kaljenoj čeličnoj osovini
- Sl. 4.56. Raspodjela tvrdoće u poboljšanoj čeličnoj osovini
- Sl. 4.57. Raspodjela vrijednosti vlačne čvrstoće u poboljšanoj čeličnoj osovini
- Sl. 4.58. Raspodjela vrijednosti granice razvlačenja u poboljšanoj čeličnoj osovini
- Sl. 4.59. Raspodjela vrijednosti istezljivosti u poboljšanoj čeličnoj osovini
- Sl. 4.60. Raspodjela vrijednosti udarnog rada loma u poboljšanoj čeličnoj osovini
- Sl. 4.61. Raspodjela vrijednosti lomne žilavosti u poboljšanoj čeličnoj osovini

Popis tablica

- Tab. 3.1. Teorijske i eksperimentalne vrijednosti granice razvlačenja različitih materijala [3]
- Tab. 3.2. Maksimalne čvrstoće nekih materijala [3]
- Tab. 3.3. Lomna žilavost nekih vrsta materijala pri sobnoj temperaturi [11]
- Tab. 4.1. Kemijski sastav istraživanih ugljičnih i niskolegiranih čelika
- Tab. 4.2. Rezultati eksperimentalnih istraživanja na *Jominyjev*im uzorcima nakon gašenja i nakon popuštanja
- Tab. 4.3. Tvrdća za različita vremena popuštanja čelika
- Tab. 4.4. Nekodirani plan djelomično zasićenog faktorskog eksperimenta 2^{5-2}
- Tab. 4.5. Oznake faktora planiranog eksperimenta
- Tab. 4.6. Kodirani plan djelomično zasićenog faktorskog eksperimenta 2^{5-2}
- Tab. 4.7. Kodirani plan 2^3 faktorskog eksperimenta s dva ponavljanja
- Tab. 4.8. Određivanje prosječnih efekata faktora i interakcija kod 2^3 faktorskog eksperimenta s dva ponavljanja
- Tab. 4.9. Analiza varijance 2^3 faktorskog eksperimenta s dva ponavljanja
- Tab. 4.10. Parametri lijevanja bitni za eksperiment
- Tab. 4.11. Sniženje temperature likvidusa/ $^{\circ}\text{C}$ po 1 % masenog udjela legirajućeg elementa
- Tab. 4.12. Kemijski sastav odlivenih gredica
- Tab. 4.13. Propisani kemijski sastav čelika EN GS-42CrMo4
- Tab. 4.14. Parametri homogenizacije i normalizacije
- Tab. 4.15. Rezultati *Jominyjev*og pokusa
- Tab. 4.16. Rezultati *Jominyjev*og pokusa
- Tab. 4.17. Parametri poboljšavanja
- Tab. 4.18. Tvrdće nakon kaljenja i popuštanja
- Tab. 4.19. Rezultati ispitivanja statičkog vlačnog pokusa
- Tab. 4.20. Rezultati ispitivanja udarnog rada loma
- Tab. 4.21. Parametri obrade
- Tab. 4.22. Analiza eksperimenta 2^{5-2} s dva ponavljanja za granicu razvlačenja
- Tab. 4.23. Analiza eksperimenta 2^{5-2} s četiri ponavljanja za udarni rad loma
- Tab. 4.24. Rezultati ispitivanja udarnog rada loma i relevantni faktori

Tab. 4.25. Parametri proizvodnih procesa osovine

Tab. 4.26. Kemijski sastav čelika EN 42CrMo4, odnosno čeličnog lijeva EN GS-42CrMo4

Tab. 4.27. Rezultati *Jominyjevog* pokusa čelika EN 42CrMo4, odnosno čeličnog lijeva EN GS-42CrMo4

Tab. 4.28. Mehanička svojstva u kritičnim lokacijama poboljšane čelične osovine

Tab. 4.29. Mehanička svojstva u kritičnim lokacijama poboljšane osovine od čeličnog lijeva

Životopis

Dario Iljkić rođen je 25. veljače 1977. godine u Neuwiedu, Njemačka. Osnovnu školu pohađao je u Srdočima, a 1992. godine upisao je Kemijsko tehnološku školu, smjer Grafički tehničar u Rijeci. Maturirao je 1996. godine i tada upisao sveučilišni dodiplomski studij strojarstva na Tehničkom fakultetu Sveučilišta u Rijeci. Diplomirao je na proizvodnom smjeru u listopadu 2004. godine s radom *Procjena TTT-dijagrama čelika*, pod mentorstvom dr. sc. Bože Smoljana, dipl. ing. te stekao zvanje diplomirani inženjer strojarstva.

U siječnju 2005. godine zapošljava se na Tehničkom fakultetu Sveučilišta u Rijeci kao znanstveni novak na Zavodu za materijale, tada Samostalnoj katedri za materijale te se uključuje u izvođenje nastave. U veljači 2006. godine upisuje Poslijediplomski doktorski studij, modul *Proizvodno strojarstvo*.

Sudjeluje u znanstvenim projektima Ministarstva znanosti, obrazovanja i športa Republike Hrvatske te u međunarodnim projektima sa Bay Zoltan Institute for Materials Science and Technology, Mađarska i Faculty of Mechanical Engineering University of Ljubljana, Slovenija.

Član je uredničkog odbora u časopisu *Ljevarstvo*, član je Tehničkog odbora za ljevarstvo pri Hrvatskom zavodu za normizaciju, član je organizacijskih odbora nekoliko znanstvenih konferencija, autor ili koautor preko 30 znanstvenih radova. Područje njegovog interesa uključuje inženjerstvo materijala i ljevarstvo.

PODACI O AUTORU I DOKTORSKOM RADU

1. AUTOR

Ime i prezime:	Dario Iljkić
Datum i mjesto rođenja:	25. 02. 1977., Neuwied, Njemačka
Naziv fakulteta, studija i godina završetka dodiplomskog studija:	Tehnički fakultet Sveučilišta u Rijeci, studij strojarstva, smjer proizvodni, 2004.
Naziv fakulteta, smjera i godina završetka poslijediplomskog studija:	Tehnički fakultet Sveučilišta u Rijeci, smjer proizvodno strojarstvo, 2011.
Sadašnje zaposlenje:	Tehnički fakultet Sveučilišta u Rijeci

2. DOKTORSKI RAD

Naslov:	Prilog razvoju procjene mehaničkih svojstava poboljšanog čelika i čeličnog lijeva
Broj stranica, slika, tablica i bibliografskih podataka:	131, 76, 32, 60
Znanstveno polje i grana:	Strojarstvo, Proizvodno strojarstvo
Voditelj rada:	Red. prof. dr. sc. Božo Smoljan
Fakultet na kojem je rad obranjen:	Tehnički fakultet Sveučilišta u Rijeci

3. OBRANA I OCJENA

Datum prijave teme:	12. 10. 2007.
Datum predaje rada:	10. 12. 2010.
Datum prihvatanja ocjene rada:	15. 04. 2011.
Sastav povjerenstva za ocjenu:	Red. prof. dr. sc. Loreta Pomenić Red. prof. dr. sc. Božo Smoljan Red. prof. dr. sc. Ivan Budić
Datum obrane:	12. 05. 2011.
Sastav povjerenstva za obranu:	Red. prof. dr. sc. Loreta Pomenić Red. prof. dr. sc. Božo Smoljan Red. prof. dr. sc. Ivan Budić
Datum promocije:	

**PRIOLOG RAZVOJU PROCJENE MEHANIČKIH SVOJSTAVA
POBOLJŠANOG ČELIKA I ČELIČNOG LIJEVA**

Dario Iljkić

Sveučilište u Rijeci
Tehnički fakultet
Hrvatska

Ključne riječi: čelik
 čelični ljev
 poboljšavanje
 mehanička svojstva
 tvrdoća
 granica razvlačenja
 udarni rad loma
 matematičko modeliranje
 računalna simulacija

Sažetak:

Razvoj procjene mehaničkih svojstava i eksploatacijske nosivosti materijala nezaobilazna je komponenta u području inženjerstva materijala, a čelik i čelični ljev, kao vrlo značajan materijal u području strojogradnje, zauzimaju posebno mjesto u području inženjerstva materijala. Mehanička svojstva materijala, odnosno čelika i čeličnog lijeva moguće je procijeniti na temelju strukturnih značajki na sub-mikro, mikro i na makro razini. Poznavanjem utjecaja povijesti obrade na strukturne značajke materijala moguće je modelirati mehanička svojstva čelika i čeličnog lijeva te prema definiranim eksploatacijskim uvjetima odabrati optimalan materijal i optimalan postupak obrade, čime se značajno smanjuju troškovi prerade i obrade materijala.

U ovom su radu, po prvi puta na jedan sveobuhvatan, a time i originalan način, određeni utjecaji različitih postupaka obrade, od samog lijevanja, preko postupaka mehaničke metalurgije do postupaka toplinske obrade, na strukturu i mehanička svojstva čelika i čeličnog lijeva. Posebno značajan doprinos ostvaren je u procjeni mehaničkih svojstava čeličnih ljevova. Ovaj doprinos još značajnijim čini sve veća potreba za razvojem "near net shape" procesa, što lijevanje u većini slučajeva jest. Rezultati i iskustva dobivena i prezentirana ovim radom mogu se, također, kvalitetno primijeniti i na razvoj procesa obrade željeznih ljevova te legura obojenih metala.

U radu su na osnovi dobivenih spoznaja postavljeni matematički modeli procjene mehaničkih svojstava poboljšanog čelika i čeličnog lijeva. Postavljeni modeli implementirani su u postojeći računalni program, "Quenching for Windows", autora B. Smoljana, čime je ovaj program dodatno usavršen te će se moći još uspješnije koristiti u znanstvenim institucijama pri razvoju novih postupaka očvršćivanja legura u kojima se zbog ekonomske efikasnosti sintetiziraju postupci toplinske obrade i oblikovanja materijala. Time ovaj doktorski rad daje značajan doprinos ostvarenju ciljeva projekta Ministarstva znanosti obrazovanja i sporta Republike Hrvatske pod nazivom Optimiranje parametara i predviđanja rezultata toplinske obrade metala, voditelja B. Smoljana, u okviru kojega je ovaj doktorski rad i izrađen.

Rad nije objavljen.

Mentor:	Red. prof. dr. sc. Božo Smoljan
Povjerenstvo za ocjenu:	Red. prof. dr. sc. Loreta Pomenić Red. prof. dr. sc. Božo Smoljan Red. prof. dr. sc. Ivan Budić
Povjerenstvo za obranu:	Red. prof. dr. sc. Loreta Pomenić Red. prof. dr. sc. Božo Smoljan Red. prof. dr. sc. Ivan Budić

Datum obrane: 12. 05. 2011.

Datum promocije:

Rad je pohranjen na Tehničkom fakultetu Sveučilišta u Rijeci
(131, 76, 32, 60, hrvatski jezik)

DD

UDK: 669.14.018.298:539.55/.56:519.233.5:004.42(043)

1. Prilog razvoju procjene
mehaničkih svojstava
poboljšanog čelika i čeličnog lijeva

I Iljkić, D.

II Sveučilište u Rijeci
Tehnički fakultet
HRVATSKA

Ključne riječi:
čelik
čelični lijev
poboljšavanje
mehanička svojstva
tvrdoća
granica razvlačenja
udarni rad loma
matematičko modeliranje
računalna simulacija

**A CONTRIBUTION TO THE DEVELOPMENT OF THE MECHANICAL PROPERTIES PREDICTION OF
QUENCHED AND TEMPERED STEEL AND CAST STEEL**

Dario Iljkić

University of Rijeka
Faculty of Engineering
Croatia

Key words: steel
 cast steel
 quenching and tempering
 mechanical properties
 hardness
 yield strength
 impact energy
 mathematical modelling
 computer simulation

Summary:

Development of prediction of mechanical properties and working stress of materials is unavoidable component in area of materials engineering and steel alloys, as very important materials in area of engineering, have a special importance in area of materials engineering. On the basis of structural features on sub-micro, micro and macro scale it is possible to predict mechanical properties of materials, i.e. steel alloys. By knowing the effects of processing history on those structural features it is possible to model the mechanical properties of steel alloys and according to exploitation conditions it is possible to select the optimal material and optimal process of manufacturing which significantly reduce the costs of manufacturing processes.

In this work, the effects of different processes, like casting, processes of mechanical metallurgy and heat treatment processes, on microstructure and mechanical properties of steel alloys was defined on some unique and original way. Great contribution is achieved in prediction of mechanical properties of steel castings. The trend of development of near net shaping processes, which casting is, make these achievement more significant. Results and experiences given by this work can be quality applied in development of manufacturing processes of irons and non-ferrous alloys.

In this Doctoral Thesis, based on obtained cognition, mathematical models of prediction of mechanical properties of steel and cast steel was developed. Developed models are implemented in existing software, "Quenching for Windows" of author B. Smoljan, by which this software was additionally improved. Those improvements make this software more efficiently in applying in research institutes, in the development of new processes of hardening of alloys, in which heat treatment will be integrated into the process of material forming to increase economic efficiency. Accordingly, this Doctoral Thesis gives appreciable contribution in realization of objectives of project Optimization of Parameters and Prediction of Metals Heat Treatment Results, project of Ministry of Science, Education and Sports of the Republic of Croatia of senior researcher B. Smoljan, under which this Doctoral Thesis is carried out.

This thesis has not been published.

Mentor:	Prof. Božo Smoljan, D. Sc.
Reviewers:	Prof. Loreta Pomenić, D. Sc. Prof. Božo Smoljan, D. Sc. Prof. Ivan Budić, D. Sc.
Examiners:	Prof. Loreta Pomenić, D. Sc. Prof. Božo Smoljan, D. Sc. Prof. Ivan Budić, D. Sc.

Oral examination: 12. 05. 2011.

Degree conferred:

This thesis is deposited in the library of the Faculty of Engineering, University of Rijeka.
(131, 76, 32, 60, Croatian language)

DD

UDC: 669.14.018.298:539.55/.56:519.233.5:004.42(043)

1. A contribution to the development of the
mechanical properties prediction of
quenched and tempered steel and cast steel

I Iljkić, D.

II University of Rijeka
Faculty of Engineering
CROATIA

Key words:
steel
cast steel
quenching and tempering
mechanical properties
hardness
yield strength
impact energy
mathematical modelling
computer simulation