

*UNIVERZITET CRNE GORE*  
*Metalurško-tehnološki fakultet*  
*Podgorica*

*mr Branka Bošnjak*

*UTICAJ NIKLA, MOLIBDENA I BAKRA NA SVOJSTVA*  
*AUSTEMPEROVANIH NODULARNIH LIVOVA*

*-doktorska disertacija-*

*mentor: Prof. dr Branko Radulović*

*Podgorica, decembar 2000. godine*

№ 21560

669.131.7:621.425.4(043.1)



№ IV 621

Инд. бр. 14824

*Ova disertacija je urađena pod naučnim rukovodstvom mentora prof. dr Branka Radulovića, kojem želim da izrazim neizmjernu zahvalnost na podršci, stručnoj pomoći i korisnim sugestijama.*

*Posebno se zahvaljujem profesoru Richard Harding-u i profesoru Ray Smallman-u na dragocjenoj stručnoj pomoći tokom mog boravka na Univerzitetu u Birmingham-u. Veliku zahvalnost na ukazanom gostoprimstvu, koje mi je omogućilo da realizujem ovaj projekat, dugujem naučno-nastavnom osoblju Škole za metalurgiju i materijale, Univerziteta u Birmingham-u, na čelu sa Head of School-om profesorom Rex Harris-om.*

*Veoma sam zahvalna prof. dr Kiru Pop Tonevu i mr Blagoju Rizovu na velikoj pomoći u realizaciji procesa izrade legura.*

*Zahvaljujem se prof. dr Velimiru Radmiloviću, prof. dr Leposavi Šidanin i prof. dr Bošku Peroviću na korisnim savjetima i sugestijama.*

*Posebno se zahvaljujem Slavki Boričić na dragocjenoj pomoći u realizaciji eksperimentalnog dijela disertacije.*

*Na kraju, posebnu zahvalnost dugujem PORODICI na podršci i razumijevanju.*

**AUTOR**



## LISTA OSNOVNIH POJMOVA

**Ausferit-** *struktura dobijena austemperovanjem nodularnih livova, a predstavlja smjesu beinitnog ferita i visokougljeničnog stabilnog austenita.*

**Austemperovanje-** *proces koji se sastoji od austenitizacije nodularnog liva do temperature koja se nalazi iznad gornje kritične temperature, držanja na toj temperaturi do postizanja potpune austenitne strukture, zatim energičnog hlađenja do temperature izotermne transformacije koja se nalazi iznad temperature početka martenzitne transformacije, držanja na toj temperaturi odgovarajuće vrijeme i hlađenja do sobne temperature.*

**Austemperabilnost-** *je maksimalna vrijednost prečnika koji može biti austemperovan a da se u strukturi ne pojavi perlit.*

**Beinitna struktura-** *kod nodularnih livova ovu strukturu čini smjesa igličastog beinitnog ferita i austenita obogaćenog ugljenikom za razliku od čelika gdje se pod ovom strukturom podrazumijeva smjesa ferita i cementita.*

**Izotermno poboljšavanje-** *proces koji odvija nakon energičnog hlađenja sa temperature austenitizacije do temperature izotermne transformacije.*

**Međućelijske oblasti-** *predstavljaju područja između grafitnih nodula.*

**Netransformisani austenit-** *termički nestabilan austenit dobijen na temperaturi austenitizacije sa sadržajem ugljenika od 0.6-1.1%, zavisno od veličine temperature austenitizacije i hemijskog sastava liva. Hlađenjem do sobne temperature ovaj austenit je sklon transformaciji u martenzit.*

**Normalizovani austenit-** *predstavlja odnos zapreminskog udjela zaostalog austenita i njegove maksimalne vrijednosti.*

**Optimalni opseg procesiranja (OOP)-** *vremenski interval izotermnog poboljšavanja u okviru koga se postižu optimalne mehaničke osobine materijala.*

**Reaktivni metastabilni austenit-** *austenit nastao u toku izotermne transformacije, obogaćen na ugljeniku čiji sadržaj se kreće od 1.2-1.6%. Uprkos tome što može egzistirati do sobne temperature on je metastabilan i hlađenjem ispod sobne temperature, ili pod uticajem mehaničkih naprezanja može se transformisati u martenzit.*

**Reaktivni stabilni austenit-** *austenit nastao izotermnom transformacijom sa sadržajem ugljenika od 1.8-2.2%, što ga čini termički i mehanički stabilnim.*

**Zaostali austenit-** *Reaktivni austenit koji zaostaje u strukturi nakon izotermne transformacije, a može biti metastabilan ili stabilan zavisno od sadržaja ugljenika u njemu.*



# INFLUENCE OF NICKEL, MOLYBDENUM AND COPPER ON THE CHARACTERISTIC OF AUSTEMPERED DUCTILE IRONS

*-Ph.D dissertation-*

## ABSTRACT

**Key words:** *austempered ductile iron, austempering, austemperability, ausferrite, bainitic ferrite, retained austenite, bainitic transformation, processing windows.*

The term austempered ductile iron (ADI) refers to a new family of materials whose mechanical properties can vary by the correct selection of chemical composition and heat treatment variables. In recent years, there has been significant interest in processing and developing of ADI. Its excellent combination of strength, fracture toughness and wear resistance make ADI suitable for a wide variety of applications in automotive, rail and heavy engineering industries. The commercial use of this new family of irons is continually increasing and the recent establishment of standards such as ASTM A897M:1990 will encourage further applications.

Experimental part of this dissertation included production of four alloyed ductile irons, investigation of different influential parameters on structural and mechanical properties, characteristic of fracture, austemperability, austempering kinetic and processing windows.

The aim of investigation in this dissertation was determination of relations of alloy chemical composition and parameters of austempering, on one hand and austempering kinetic, structural and mechanical properties on other hand.

**Dissertation contains:** 145 pages, 84 figures, 5 tables

# UTICAJ NIKLA, MOLIBDENA I BAKRA NA SVOJSTVA AUSTEMPEROVANIH NODULARNIH LIVOVA

*-doktorska disertacija-*

## APSTRAKT

**Ključne riječi:** *austemperovani nodularni liv, austemperovanje, ausferit, beinitni ferit, zaostali austenit, beinitna transformacija, optimalni opseg procesiranja*

Austemperovani nodularni livovi (ADI) predstavljaju novu porodicu materijala čija mehanička svojstva zavise od izbora hemijskog sastava i parametara termičkog tretmana. U posljednje vrijeme, značajno se povećao interes za proizvodnjom i razvojem austemperovanih nodularnih livova. Odlična kombinacija čvrstoće, žilavosti loma i otpornosti na habanje omogućava široku primjenu ovih materijala, kako u automobilske i željezničke, tako i u industriji teških mašina. Komercijalna upotreba ovih novih materijala konstantno se povećava, a skoro definisanje standarda ASTM A897M: 1990 učiniće njihovu primjenu još većom.

Eksperimentalni dio ove doktorske disertacije obuhvatio je proizvodnju četiri legirana tipa nodularnog liva, istraživanje uticaja različitih faktora na strukturalna i mehanička svojstva, karakteristike loma, prokaljivost, kinetiku procesa i optimalni opseg procesiranja.

Cilj istraživanja u okviru ove doktorske disertacije bio je definisanje korelativnih odnosa između hemijskog sastava legure i parametara termičkog tretmana, sa jedne strane i kinetike procesa, strukturalnih i mehaničkih svojstava, sa druge strane.

**Doktorska disertacija sadrži:** 145 stranica, 84 slike, 5 tabela

# SADRŽAJ

str.

LISTA OSNOVNIH POJMOVA

ABSTRACT

APSTRAKT

**CILJ ISTRAŽIVANJA**

1

**1 TEORIJSKI DIO**

4

**1.1 OPŠTA SVOJSTVA AUSTEMPEROVANIH NODULARNIH LIVOVA**

4

**1.2 AUSTEMPEROVANJE NODULARNOG LIVA**

6

**1.2.1 AUSTENITIZACIJA NODULARNOG LIVA**

9

**1.2.2 IZOTERMALNO KALJENJE NODULARNOG LIVA**

13

**1.2.2.1 UTICAJ LEGIRNIH ELEMENATA NA MEHANIZAM IZOTERMALNE TRANSFORMACIJE**

15

**1.2.2.2 OPTIMALNI PROCESNI RANG**

18

**1.3 PROKALJIVOST AUSTEMPEROVANIH NODULARNIH LIVOVA**

19

**1.4 STANDARDIZACIJA AUSTEMPEROVANIH NODULARNIH LIVOVA**

22

**2 EKSPERIMENTALNI DIO**

23

**2.1 PLAN ISTRAŽIVANJA**

23

**2.2 PROIZVODNJA NODULARNOG LIVA**

23

**2.2.1 ANALIZA HEMIJSKOG SASTAVA**

24

**2.2.2 ENERGODISPERZNA ANALIZA**

24

**2.2.3 KVANTITATIVNA ANALIZA**

25

**2.3 UZORKOVANJE**

25

**2.4 AUSTEMPEROVANJE NODULARNOG LIVA**

26

**2.5 MIKROSTRUKTURNA ISPITIVANJA**

26

2.5.1	ISPITIVANJA SVJETLOSNO I SKENING ELEKTRONSKOM MIKROSKOPIJOM	26
2.5.2	ISPITIVANJA DIFRAKCIJOM X-ZRAKA	27
2.5.2.1	ODREĐIVANJE PARAMETRA REŠETKE ZAOSTALOG AUSTENITA	28
2.5.2.2	ODREĐIVANJE SADRŽAJA UGLJENIKA U ZAOSTALOM AUSTENITU	29
2.5.2.3	ODREĐIVANJE ZAPREMINSKOG UDJELA ZAOSTALOG AUSTENITA	29
2.6	MEHANIČKA ISPITIVANJA	30
2.6.1	ISPITIVANJE TVRDOĆE	30
2.6.2	ISPITIVANJE UDARNE ŽILAVOSTI	30
2.6.3	ISPITIVANJE ZATEZNIH KARAKTERISTIKA	31
2.6.4	ISPITIVANJE ŽILAVOSTI LOMA	31
2.7	FRAKTOGRAFSKA ANALIZA	31
3	REZULTATI	32
3.1	KARAKTERISTIKE POLAZNOG MATERIJALA	32
3.2	MIKROSTRUKTURNE PROMJENE NAKON AUSTEMPEROVANJA	39
3.2.1	REZULTATI SVJETLOSNE I SKENING ELEKTRONSKE MIKROSKOPIJE	39
3.2.2	REZULTATI DIFRAKCIJE X-ZRAKA	56
3.3	REZULTATI MEHANIČKIH ISPITIVANJA	69
3.3.1	ISPITIVANJA TVRDOĆE	69
3.3.2	ISPITIVANJE UDARNE ŽILAVOSTI	73
3.3.3	ISPITIVANJE ZATEZNIH KARAKTERISTIKA	77
3.3.4	ISPITIVANJE ŽILAVOSTI LOMA	79
3.4	FRAKTOGRAFSKA ANALIZA	80
3.5	PROKALJIVOST	96
4	DISKUSIJA REZULTATA	101
4.1	KVANTITATIVNA ANALIZA	101
4.2	ENERGODISPERZIONA ANALIZE	101
4.3	MIKROSTRUKTURNI REZULTATI	103

4.4	MEHANIČKO PONAŠANJE	108
4.4.1	TVRDOĆA	108
4.4.2	UDARNA ŽILAVOST	109
4.4.3	ZATEZNE KARAKTERISTIKE	111
4.4.4	ŽILAVOST LOMA	113
4.5	FRAKTOGRAFSKA ANALIZA	114
4.6	PROKALJIVOST	118
4.7	KINETIKA IZOTERMNE TRANSFORMACIJE	119
4.7.1	TRANSFORMACIJA U PODRUČJU GORNJEG BEINITA	120
4.7.2	TRANSFORMACIJA U PODRUČJU DONJEG BEINITA	124
4.7.3	OPTIMALNI OPSEG PROCESIRANJA	125
5	ZAKLJUČCI	128
6	LITERATURA	135

## CILJ ISTRAŽIVANJA

Zahvaljujući dobroj kombinaciji mehaničkih i fizičkih svojstava, austemperovani nodularni livovi su se u posljednje dvije decenije nametnuli kao veoma atraktivni materijali. Ovi materijali se svrstavaju u sam vrh tehnički izuzetno cijenjenih legura.

Kako se radi o relativno novim materijalima, postoji još uvijek čitav niz nepoznanica koje konstantno privlače pažnju naučne javnosti. Na to ukazuje veliki broj naučnih radova publikovanih u poznatim svjetskim časopisima, kao i niz međunarodnih naučnih simpozijuma koji su tematski posvećeni austemperovanim nodularnim livovima.

Posljednjih godina velika ekspanzija u proizvodnji i primjeni ovih materijala opravdava predviđanja naučnih krugova da se radi o materijalima koji će zamijeniti veoma skupe, specijalne vrste čelika u mnogim sferama njihove primjene.

Imajući u vidu sve performanse koje posjeduju austemperovani nodularni livovi, nije iznenađujuće što je za predmet istraživanja ove doktorske disertacije odabrano upravo izučavanje fenomena austemperovanja pomenutih materijala.

Pri koncipiranju plana ove disertacije pošlo se od pretpostavke da će se, na osnovu rezultata kompleksnih fizičko-hemijskih, strukturnih i mehaničkih ispitivanja austemperovanih nodularnih livova legiranih sa niklom, molibdenom i bakrom, dokazati mogućnost da se pod određenim tehnološkim uslovima ovaj materijal može u potpunosti upotrijebiti kao alternativa nekim specijalnim vrstama čelika čija je proizvodnja znatno skuplja i komplikovanija.

Uticaj pojedinih legirajućih elemenata na ponašanje austemperovanih nodularnih livova u literaturi je intezivno izučavan, a u praksi vrlo često provjeravan. Ipak, dosadašnji rezultati nijesu u potpunosti zadovoljili. Naime, nije cjelovito ispitan aspekt uticaja kombinacije legirajućih elemenata na mikrostrukturne i mehaničke karakteristike ovih materijala, kao ni na mehanizam i kinetiku procesa austemperovanja.

Teoretsko utemeljenje za ovo istraživanje počiva u studijama Dorazil-a, Voight-a i Loper-a [1-4]. Detaljna analiza tih studija ukazala je na to da kombinacija legirajućih elemenata ima mnogo efikasniji uticaj na prokaljivost (tzv. austemperabilnost) u poređenju sa visokim individualnim sadržajima bilo kog legirajućeg elementa. Analiza je, takođe, pokazala da sklonost ka stvaranju segregacija značajno ograničava količinu legirajućih elemenata dodatū u cilju poboljšavanja prokaljivosti materijala. Polazeći od pretpostavke da je kombinacijom

legirajućih elemenata moguće izbjeći negativan uticaj segregacija, pažljivo je izvršen njihov izbor. Odabrani su elementi koji segregiraju u suprotnim smjerovima kao mogućnost postizanja približno iste prokaljivosti matrice i međučelijskih oblasti [5, 6].

Na temelju literaturnih pretraživanja jasno se ukazala ideja da se kao predmet istraživanja odabere fenomen uticaja legirajućih elemenata na osobine austemperovanih nodularnih livova. Sa tim ciljem odabrane su četiri legure nodularnog liva, odnosno, jedna legirana niklom, druga molibdenom, treća kombinacijom ova dva legirajuća elementa i četvrta kombinacijom nikla, molibdena i bakra. Pored odabira vrste, odabrane su i odgovarajuće koncentracije legirajućih elemenata za koje je literatura ukazala da imaju jak uticaj na prokaljivost i relativno slabu sklonost ka stvaranju segregacija. Nelegirani nodularni liv, koji je predstavljao predmet istraživanja u okviru magistarske teze poslužio je kao reper u odnosu na koji su se pratile promjene svojstava legure u funkciji sadržaja legirajućih elemenata [7].

Težište istraživanja je bilo da izuči promjene mikrostrukture izazvane varijacijama hemijskog sastava, odnosno prisustvom i kombinacijom legirajućih elemenata, kao i varijacijama parametara režima termičke obrade austemperovanjem. Analizirana su i mehanička svojstva predmetnih legura i njihova veza sa mikrostrukturom. Širok front eksperimentalnih ispitivanja upotrijebljen je sa ciljem da se dokaže postojanje međuzavisnosti variranih parametara: hemijskog sastava, temperature austenitizacije, kao i temperature i vremena izotermnog poboljšavanja.

S obzirom na veliki broj procesnih parametara, a relativno ograničenih eksperimentalnih mogućnosti, bilo je gotovo nemoguće izvršiti zatezna i ispitivanja žilavosti loma za sve uslove termičkog tretmana. Povodeći se činjenicom da su ispitivanja udarne žilavosti relativno jeftina i jednostavna, a da je pomoću njih moguće ustanoviti opseg procesiranja u okviru koga se dobija optimalna kombinacija osobina, ova ispitivanja su odabrana kao reprezentativna. Testiranjem udarne žilavosti nakon različitih režima termičke obrade, detaljno su ispitane sve četiri legure. Vrijednosti zateznih karakteristika i vrijednosti žilavosti loma utvrđene su samo za odabrane uslove austemperovanja. Promjene mehaničkih svojstava u funkciji parametara termičkog tretmana, dovedene su u korelaciju sa mikrostrukturnim karakteristikama. Poseban akcenat je dat analizi tendencije pojedinih legirajućih elemenata u pogledu stvaranja segregacija koje bitno utiču na svojstva materijala.

Analizom literature utvrđeno je da se veliki broj nerazriješenih dilema odnosi i na uticaj legirajućih elemenata na kinetiku beinitne transformacije. Realizacijom ovog istraživanja nastojali smo dati doprinos u pravcu rješavanja nekih

od njih. Kinetika izotermne transformacije sagledana je posredno preko zapažanja promjena koje se dešavaju u mikrostrukturi (količine zaostalog austenita u austemperovanoj matrici, sadržaja ugljenika u njemu, količine netransformisanog austenita), kao i kroz promjene u vrijednostima tvrdoće. Pomenute mikrostrukturne i mehaničke karakteristike poslužile su kao kriterijum za definisanje opsega procesiranja u okviru koga se dobijaju optimalna svojstva za datu leguru.

Planom istraživanja obuhvaćen je i proračun koji je pokazao uticaj prisustva, količine, vrste i kombinacije legirajućih elemenata sa jedne strane i parametara termičkog tretmana sa druge strane, na prokaljivost austemperovanih nodularnih livova. Utvrđen je maksimalan prečnik koji se može austemperovati bez neželjene pojave perlita u strukturi, koji bi znatno pogoršao mehanička svojstva ovih materijala.

Za realizaciju programa eksperimentalnih istraživanja upotrijebljene su savremene metode i tehnike ispitivanja kako u oblasti analize mikrostrukture (količine i prisustva pojedinih faza), tako i područjima ispitivanja mehaničkih osobina (tvrdoće, zateznih karakteristika, udarne žilavosti, žilavosti loma), a takođe i kod fraktografskih ispitivanja koja su imala za cilj da detaljno utvrde mehanizam koji dovodi do loma uzoraka.

Cilj ove disertacije je bio da se detaljnom analizom svih faza procesa, zapažanjem dometa uticajnih parametara i na osnovu dobijenih rezultata, uspostavi korelacija između hemijskog sastava, režima termičke obrade, kinetike procesa, strukture i mehaničkih svojstava tretiranog materijala.

Istraživanja su obavljena na vodećim metalurškim naučnim institucijama u SR Jugoslaviji, Velikoj Britaniji i Makedoniji.



# 1 TEORIJSKI DIO

## 1.1 OPŠTA SVOJSTVA AUSTEMPEROVANIH NODULARNIH LIVOVA

Pojam austemperovani nodularni liv (austempered ductile iron-ADI) prvi put se pominje 1950. godine, kada su Mills i Morrogh [8] najavili dolazak ovih materijala, smatrajući ih impresivnim otkrićem u tehnologiji proizvodnje livenih gvožđa. Otkriće ovog visoko-čvrstog nodularnog liva sa beinitnom matricom, predstavljalo je veliki izazov kako za istraživače, tako i za proizvođače. Već 1952. godine, *International Harvester* uspješno proizvodi tvrd i žilav nodularni liv sa zateznom čvrstoćom od 1034 N/mm<sup>2</sup>, granicom popuštanja od 760 N/mm<sup>2</sup>, izduženjem od 8%, tvrdoćom od 340 HB i relativno dobrom otpornošću na habanje. Postalo je očigledno da se mogućnosti poboljšanja osobina nodularnog liva mogu realizovati fokusiranjem pažnje na razvoj metalne matrice, a ne na dalju modifikaciju oblika grafita, kako je do tada bio slučaj [8, 9].

Međutim, nakon ovog otkrića dolazi do zastoja i trebalo je da protekne period od 20 godina pa da se opet na industrijskoj pozornici pojave ovi materijali. Ponovnom povratku, 1970. godine doprinijele su velike kompanije *Kymi Kummene* iz Finske i *General Motors* iz SAD-a, nudeći austemperovane nodularne livove kao moguću alternativu čelicima za kovanje pri izradi raznih vrsta zupčanika [9, 10].

Od 1978. godine kontinuirano raste interes za ovim materijalima, jer je inženjerska javnost u potpunosti postala svjesna izvanredno dobre kombinacije osobina koju im nude ADI materijali.

Austemperovani nodularni liv u suštini predstavlja legiran i termički obrađen nodularni liv sa strukturom koju čine igličasti beinitni ferit, austenit obogaćen ugljenikom i grafitne nodule dispergovane unutar metalne matrice. Ova struktura daje izuzetnu kombinaciju mehaničkih i fizičkih osobina, što ih svrstava u rang veoma cijenjenih inženjerskih materijala. Karakterišu se visokom čvrstoćom i duktilnošću, niskom specifičnom težinom, izvanredno dobrom otpornošću na habanje, odličnim kapacitetom prigušivanja vibracija i relativno dobrom toplotnom provodljivošću [5, 11-14]. Prednosti u odnosu na visokougljениčne i niskolegirane čelike ogledaju se i u specifičnostima tehnološkog postupka i ekonomičnosti proizvodnje [13-16].

ADI materijali se proizvode austemperovanjem nodularnih livova. Osobine im mogu varirati u širokom spektru zavisno od izbora procesnih parametara, tj.

hemijskog sastava polazne legure i parametara termičkog tretmana [5]. Hemijski sastav nelegiranih austemperovanih nodularnih livova sličan je hemijskom sastavu standardnih tipova nodularnog liva. Legiranje elementima kao što su nikal, molibden i bakar vrši se kako bi se poboljšala prokaljivost i izbjeglo nepoželjno prisustvo perlita u strukturi, koji značajno slabi svojstva materijala [5, 6].

Kako se radi o relativno novim materijalima, njihova standardizacija još uvijek nije u potpunosti definisana i usaglašena. Utvrđene su samo specifikacije nacionalnog karaktera ili u okviru nekih kompanija [17, 18]. Ipak, grubo gledano mogu se zapaziti dva tipa ovih materijala tzv. viši i niži tip. Prvi čini nodularni liv izotermno tretiran u temperaturnom intervalu između 250-350°C, sa zateznom čvrstoćom do 1600 N/mm<sup>2</sup>, izduženjem oko 1% i tvrdoćom od 450-500 HB. Ovaj tip austemperovanih nodularnih livova je našao primjenu u uslovima gdje je otpornost na habanje od primarne važnosti [14, 15, 19]. Drugi tip karakteriše niža tvrdoća, zatezna čvrstoća u oblasti između 900-1200 N/mm<sup>2</sup>, izduženje i do 14%, a termički je tretiran u temperaturnom intervalu 350-450°C. Primjenjuje se u uslovima koji zahtijevaju dobru duktilnost i žilavost eksploatisanog materijala [19, 20].

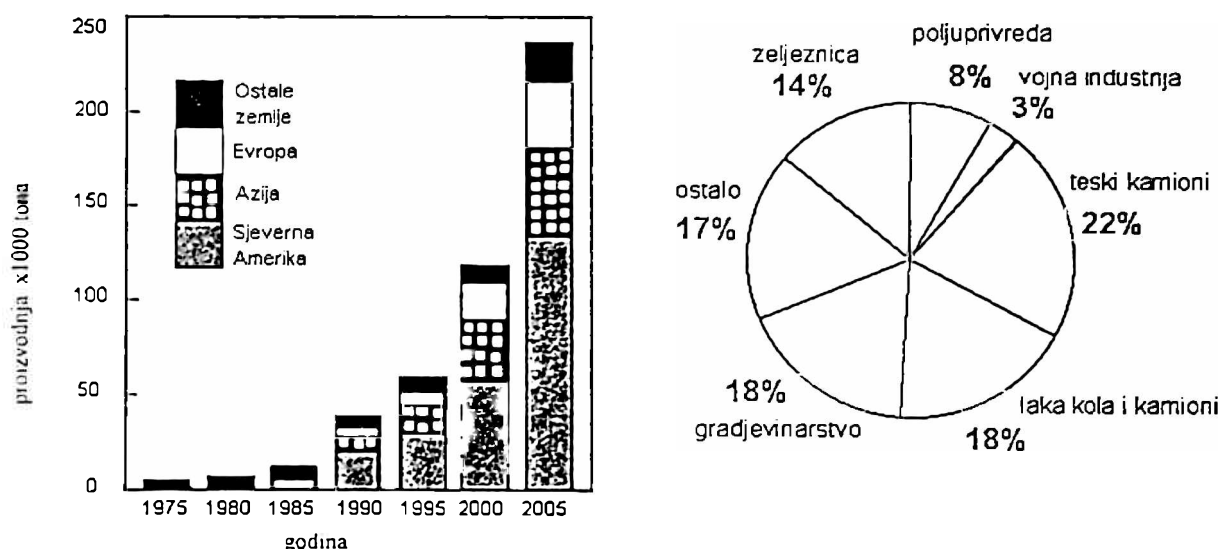
Čitava lepeza tehničkih i komercijalnih prednosti doprinijela je sve većem upotrebnom značaju austemperovanih nodularnih livova. Oni su našli široku primjenu u različitim industrijskim sferama, od industrije lakih automobila i teških kamiona, preko industrije poljoprivrednih mašina pa sve do vojne industrije. Od njih se izrađuju djelovi i sklopovi kao što su prenosna vratila, razne vrste osovine, točkovi za željezničke vagone, pojedini tipovi zupčanika koji trpe velika statička i dinamička opterećenja, zatim komponente borbenih vozila, djelovi poljoprivrednih mašina, uređaji za opštu namjenu itd [21-27]. U posljednje vrijeme posebno se ističe njihova primjena u izradi tzv. vremenski programiranih zupčanika kod novih serija dizel mašina [28, 29].

Analize izvršene od strane BCIRA-e (*British Cast Iron Research Association*) ukazuju na to da bi se postigla ušteda u cijeni od 20% ukoliko bi se izvršila zamjena čelika za kovanje ADI komponentama u različitim područjima primjene. Slična istraživanja od strane *Cummins Engine Company Inc* iz SAD-a pokazuju da bi globalna ušteda bila čak i do 30% [11, 30-33].

Sve ovo ukazuje na to, da se sa pravom očekuje impresivan napredak kako u tehnologiji, tako i u primjeni ovih materijala.

Na slici 1.1 ilustrativno su prikazani rezultati istraživanja koja prate razvoj u proizvodnji ADI materijala i daju predviđanja u kojoj mjeri i u kojim granama industrije se očekuje najveći napredak [34].

Pesimističke procjene predviđaju da će svetska proizvodnja ADI materijala na početku novog milenijuma dostići vrijednost od 200.000 tona godišnje. Međutim, evidentno je da postoji potencijal za mnogo brži rast. Najveća ekspanzija u primjeni ovih materijala se očekuje u automobilske industriji, industriji građevinskih mašina, rudarstvu i vojnoj tehnici [35-37].



Slika 1.1 a) Predviđanje svjetske proizvodnje ADI b) Tržište ADI u Sjevernoj Americi

Primjena ADI materijala u vojne svrhe zauzima nizak procent. Međutim, u novije vrijeme zapaža se visok potencijal za razvoj i u ovoj oblasti primjene [38]. Trenutno Vlada SAD-a finansira čitav niz istraživaških projekata koji se odnose na mogućnost primjene austemperovanih nodularnih livova u navigacionim sistemima, sistemima za praćenje i raznim komponentama namijenjenim borbenim sredstvima.

## 1.2 AUSTEMPEROVANJE NODULARNOG LIVA

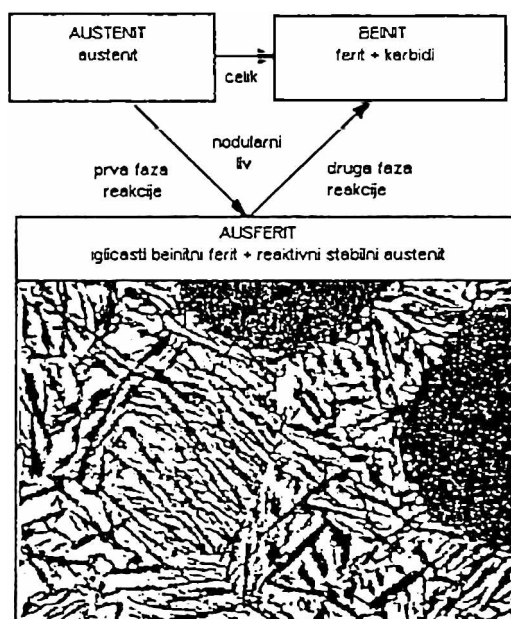
Istraživanja E.S. Davenport-a i E.C. Bain-a predstavljaju jedna od prvih istraživanja koja se odnose na fenomen austemperovanja, a potiču još od daleke 1930. godine [39]. Kao rezultat ovog termičkog tretmana postiže se beinitna struktura metalne matrice.

Beinitna struktura koja se javlja kod čelika predstavlja smjesu ferita i cementita. Međutim, u ranim sedamdesetim izvještaji *Kymi Kymmene* iz Finske i nešto kasnije *Climax Molybdenum*-a pokazali su da je beinitna struktura livenih gvožđa, dobijena tretmanom austemperovanja smjesa igličastog ferita i austenita obogaćenog ugljenikom [40, 41]. Bez obzira na činjenicu što se struktura postignuta ovim tretmanom i kod čelika i kod livenih gvožđa naziva beinitom, ipak se danas

jasno zapaža da se radi o dvije potpuno različite strukture, koje samim tim daju i potpuno različite osobine beinitnim čelicima i ADI materijalima.

Sve češće se za strukturu koja se dobija kod austemperovanih nodularnih livova koristi termin *ausferit* jer se upravo radi o smješi igličastog ferita i visokougleničnog stabilnog austenita [34, 42]. Ovaj termin je zvanično odobren 1992. godine i specificiran je kao posebna struktura u skladu sa ASTM (A644-2) standardom.

Istraživanja koja se odnose na tretman austemperovanja nodularnih livova su pokazala da se radi o potpuno različitom mehanizmu transformacije u odnosu na isti kod čelika, što je ilustrativno prikazano na slici 1.2 [34]. Objašnjenje leži u činjenici da silicijum prisutan u količini karakterističnoj za nodularni liv utiče na odlaganje reakcije formiranja beinitnih karbida i time doprinosi stvaranju ausferitne forme, što nije slučaj kod čelika zbog znatno nižeg sadržaja silicijuma [43].

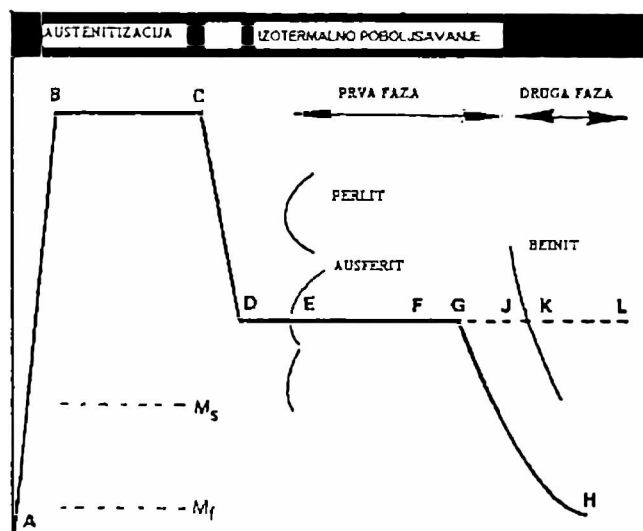


Slika 1.2 Mikrostrukturne razlike nakon austemperovanja čelika i nodularnog liva, kao i ausferitna struktura [34]

Termički tretman austemperovanja je proces koji se sastoji iz sledećih faza:

- (i) austenitizacije nodularnog liva do temperature koja se nalazi iznad gornje kritične temperature u cilju potpune transformacije polazne osnove u austenit;
- (ii) energičnog hlađenja liva do temperature izotermne transformacije koja se nalazi iznad temperature početka martenzitne transformacije;

- (iii) držanja liva na temperaturi izotermne transformacije do postizanja beinitne strukture;
- (iv) hlađenja liva do sobne temperature.



Slika 1.3 Šematski prikaz toplotnog tretmana austemperovanja [34]

Šematski prikaz termičkog tretmana austemperovanja nodularnog liva dat je na slici 1.3. Prvu fazu (ABC) čini proces austenitizacije u temperaturnoj oblasti od 850 do 950°C. Drugu fazu (CD) predstavlja energično hlađenje sa temperature austenitizacije na temperaturu izoternnog poboljšavanja kako bi se izbjegla transformacija austenita. Važno je istaći da efikasnost zavisi od vrste soli u čijem rastopu se vrši tretman i od hemijskog sastava legure. Treću fazu (DG) predstavlja izotermno poboljšavanje u opsegu 250-400°C, nakon čega slijedi faza hlađenja liva do sobne temperature.

U toku austenitizacije (BC), koja obično traje 1-2h, dolazi do transformacije polazne livene strukture u austenit ili u smješu proeutektoidnog ferita i austenita. Faza austenitizacije kod nodularnih livova se razlikuje od iste kod čelika zato što se sadržaj ugljenika u austenitu na temperaturi austenitizacije (tzv. netransformisanom austenitu) kreće od 0.6-1.1% i zavisi od hemijskog sastava liva i temperature austenitizacije. Netransformisani austenit je termički nestabilan i hlađenjem do sobne temperature dolazi do njegove transformacije u martenzit.

U prvoj fazi ciklusa izoternnog poboljšavanja (DJ), nakon kratkog vremena (E), dolazi do formiranja igličastog ferita iz netransformisanog austenita. Još uvijek postoje nerazjašnjene dileme vezane za mehanizam procesa austemperovanja. Jedni

smatraju da se radi o difuzionom procesu, odnosno, da dolazi do formiranja ferita uobičajenim načinom stvaranja klica i njihovim daljim rastom. Drugi su mišljenja da se radi o bezdifuzionom procesu tj. da dolazi do transformacije pod uticajem smicanja slično mehanizmu martenzitne transformacije.

U svakom slučaju tokom transformacije vrši se obogaćivanje austenita ugljenikom što mijenja njegovu prirodu i on prelazi u tzv. reaktivni austenit. U periodu EF sadržaj ugljenika raste od 1.2 do 1.6%. Ovakav austenit je metastabilan bez obzira na to što može egzistirati i do sobne temperature. Hlađenjem ispod sobne temperature, ili pak pod uticajem mehaničkih naprezanja može doći do njegove transformacije u martenzit. To izaziva probleme pri mašinskoj obradi, dovodeći do promjena dimenzija i smanjenja duktilnosti. Martenzit prisutan u austemperovanim nodularnim livovima razlikuje se od onog kod čelika. On može imati dva puta veći sadržaj ugljenika i znatno veću tvrdoću nakon poboljšavanja. Ovim se objašnjavaju teškoće koje se javljaju pri mašinskoj obradi austemperovanih nodularnih livova, ukoliko je u njihovoj strukturi prisutan reaktivni-metastabilni austenit.

Daljim produžavanjem izoternog poboljšavanja (FG), nastavlja se rast klica ferita i dalje obogaćivanje austenita ugljenikom. U ovom periodu sadržaj ugljenika u austenitu dostiže procenat od 1.8 do 2.2%, što ga čini termički i mašinski stabilnim. Ova forma austenita, tzv. reaktivni-stabilni austenit, je najpoželjnija u strukturi austemperovanih nodularnih livova.

Ukoliko se period izoternog poboljšavanja nastavi (JKL), počinje da se odvija druga faza reakcije, odnosno reaktivni-stabilni austenit se transformiše u beinitni ferit i karbide. Prelazni karbidi tipa  $\epsilon$ -karbida najčešće se formiraju u ranim stupnjevima reakcije, dok kasnije dolazi do stvaranja nekoherentnih karbida kao što je cementit,  $\text{Fe}_3\text{C}$ .

Kao rezime prethodnog, vidi se da izotermna transformacija određuje karakteristike ADI materijala. Optimalne mehaničke osobine postižu se kada se hlađenje sa temperature izoternog poboljšavanja izvrši nakon vremenskog intervala koji se nalazi između kraja prve i početka druge faze reakcije izotermne transformacije. U literaturi je ovo vrijeme poznato pod nazivom optimalni opseg procesiranja, tzv. *processing window* [44-48].

### 1.2.1 AUSTENITIZACIJA NODULARNOG LIVA

Mehanizam procesa austenitizacije karakteriše stvaranje i rast klica austenita. Formiranje klica se obično odvija na graničnim površinama ferit/cementit ili pak ferit/grafit. Ova mjesta su favorizovana kao mjesta za koje je potrebna manja energija aktivacije za odvijanje metastabilne transformacije. Rast austenitnih klica

zavisi od difuzije ugljenika, koja je funkcija prisustva legirajućih elemenata i međudifuznog rastojanja.

Literaturni podaci ukazuju da se stvaranje i rast klica austenita odvija lakše u perlitnoj nego feritnoj strukturi [48-51]. Nakon austenitizacije od 5 minuta na temperaturi 930°C, zapaženo je da se najveći dio perlitnih područja u livenoj strukturi već transformisao u austenit, dok su feritna područja koja okružuju grafitne nodule tek počela da se transformišu.

Prisustvo legirajućih elemenata u nodularnom livu u velikoj mjeri određuje polaznu strukturu metalne osnove tako što veći sadržaj bakara doprinosi većem udjelu perlita u strukturi, silicijum većem udjelu ferita, a mangan karbide. Imajući ovo u vidu hemijski sastav igra veoma značajnu ulogu pri izboru parametara austenitizacije [52-54].

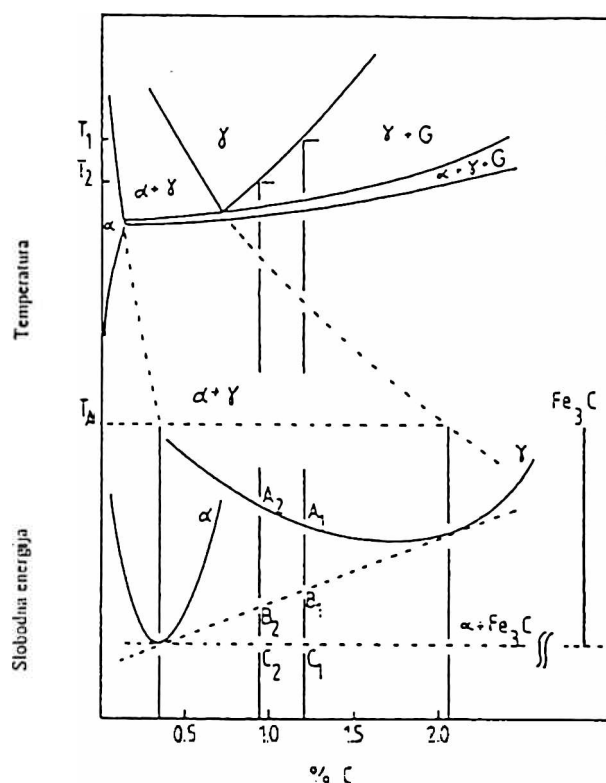
Isto tako, pri definisanju parametara austenitizacije trebalo bi zapaziti i uticaj pojedinih legirajućih elemenata na rastvorljivost ugljenika u austenitu, jer silicijum i nikal smanjuju ovu rastvorljivost, dok mangan i molibden imaju suprotan efekat. U skladu sa ovim nodularni liv sa visokim sadržajem silicijuma i nikla treba austenitizovati na višim temperaturama u odnosu na liv koji sadrži mangan i molibden [49, 50].

Kod čelika temperatura austenitizacije ne utiče na sadržaj ugljenika u austenitnoj matrici, tako da je kontrola temperature austenitizacije u toku austemperovanja manje stroga. Međutim, kod nodularnih livova kontrola temperature austenitizacije je imperativ ukoliko se žele postići zadovoljavajuće osobine. Pri izboru temperature austenitizacije mora se voditi računa i o sadržaju pojedinih legirajućih elemenata koji utiču na količinu ugljenika rastvorenog u matrici.

Koliko je važan pravilan izbor temperature austenitizacije vidi se na osnovu analize faznog dijagrama Fe-C-Si i krivih slobodne energije za ferit  $\alpha$ , austenit  $\gamma$  i cementit  $\text{Fe}_3\text{C}$ , a koji su prikazani na slici 1.4 [49].

Na osnovu slike 1.4 mogu se razmotriti termodinamički parametri koji kontrolišu metastabilnu ravnotežu tokom procesa austemperovanja. Prvi korak termičkog tretmana austemperovanja je proces austenitizacije. On podrazumijeva zagrijavanje polazne strukture na temperaturu iznad 850°C i držanje na toj temperaturi do njene transformacije u strukturu koja se sastoji od grafitnih nodula raspoređenih u austenitnoj osnovi. U idealnom slučaju ovu strukturu karakteriše ravnomjeran sadržaj ugljenika. Tačke  $C_1$  i  $C_2$  predstavljaju ravnotežni sadržaj ugljenika u austenitu na temperaturama austenitizacije  $T_1$ , odnosno  $T_2$ . Drugi korak termičkog tretmana čini brzo hlađenje do temperature izotermnog poboljšavanja

$T_A$ . Kada se austenit energično ohladi do temperature izoternnog poboljšavanja, termodinamički njegova slobodna energija odgovara tački  $A_1$ . Tokom prve faze izoternnog poboljšavanja austenit se transformiše u ferit i visoko-ugljenični, reaktivni austenit. Slobodna energija sistema u tom slučaju se smanjuje i njena vrijednost odgovara tački  $B_1$  na tangentnoj liniji koja opisuje metastabilnu ravnotežu između ferita i austenita. Aktivaciona energija za odvijanje prve faze reakcije izoternnog poboljšavanja odgovara razlici u slobodnim energijama između tačaka  $A_1$  i  $B_1$ . Daljim držanjem na temperaturi izoternne transformacije odvija se druga faza reakcije izoternnog poboljšavanja u kojoj dolazi do transformacije austenita u ferit i karbide. Vrijednost slobodne energije se smanjuje do vrijednosti koja odgovara tački  $C_1$ . U ovoj tački je postignuta metastabilna ravnoteža između ferita i karbida.



Slika 1. 4 Šematski prikaz Fe-C-Si faznog dijagrama i krivih slobodne energije za ferit  $\alpha$ , austenit  $\gamma$  i cementit  $Fe_3C$  [49]

Sadržaj ugljenika u metastabilnom austenitu je prilično visok, 1.9-2.1%, što mu daje termičku stabilnost i sprečava formiranje martenzata nakon hlađenja do sobne temperature. Ova struktura koja se sastoji od beinitnog ferita i visoko ugljeničnog zaostalog austenita daje dobru kombinaciju čvrstoće i duktilnosti austemperovanim nodularnim livovima. Zapaža se određeni razmak između završetka prve faze procesa izoternnog poboljšavanja i početka druge, tzv. optimalni



opseg procesiranja, tokom koga količina beinitnog ferita i zaostalog austenita u strukturi ostaje konstantna.

Smanjenje temperature austenitizacije sa  $T_1$  na  $T_2$  smanjuje količinu rastvorenog ugljenika u polaznom, netransformisanom austenitu, ali povećava energiju aktivacije za odvijanje prve faze reakcije izotermnog poboljšavanja sa  $A_1$ - $B_1$  na  $A_2$ - $B_2$ , što je evidentno na slici 1.4. Kao rezultat toga povećava se broj klica ferita. Dodatno, gradijent koncentracije ugljenika u austenitu izaziva povećanje brzine difuzije ugljenika što doprinosi rastu feritnih pločica.

Dakle, sa sniženjem temperature austenitizacije, transformacija austenita u metastabilni produkt koga čine beinitni ferit i visokougljenični reaktivni austenit odvija se brže. Razlog je mnogo bolja kombinacija stvaranja klica ferita i njihovog rasta [55]. Na ovaj način se smanjuje i vrijeme izotermnog poboljšavanja potrebno za postizanje maksimalnog sadržaja ugljenika u zaostalom austenitu. Uniformnija struktura dobijena ovim putem poboljšava osobine materijalu.

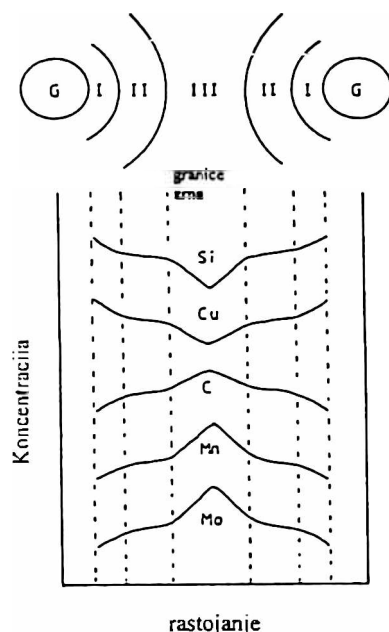
Sa druge strane, povišenje temperature austenitizacije ima značajan uticaj na prokaljivost. Takođe, ovo povišenje značajno utiče na ponašanje nodularnog liva pri višim temperaturama izotermnog poboljšavanja. U ovim uslovima dolazi do povećanja sadržaja ugljenika u metalnoj osnovi, a takođe dolazi i do porasta austenitnog zrna. Ova povećanja izazivaju poboljšanje prokaljivosti, odnosno omogućavaju austemperovanje većih presjeka ili pak primjenju manje efikasnih kupki za kaljenje.

Različita istraživanja [48-51, 55] uprkos tome što se ne slažu u pojedinim detaljima govore da se austenitizacijom na temperaturi od 900°C dobija najbolja kombinacija zatezne čvrstoće i izduženja.

Kod austenitizacije na višim temperaturama postoji sklonost ka formiranju martenzita pri hlađenju do sobne temperature. Prisustvo martenzita smanjuje duktilnost i žilavost materijala. Sa druge strane, na nižim temperaturama, austenitizacija je nepotpuna i vodi pojavi proeutektoidnog ferita u strukturi, koji izaziva pogoršanje osobina materijala.

Pri konstantnoj temperaturi austenitizacije, povećanje vremena austenitizacije doprinosi postizanju maksimalnog sadržaja ugljenika u austenitu, koji je utvrđen na osnovu faznog dijagrama Fe-C-Si za definisanu temperaturu austenitizacije. Pojava segregacija molibdena i mangana po granicama zrna, odnosno silicijuma i nikla u okolini grafitnih nodula, slika 1.5 [56], izaziva različitu brzinu transformacije pojedinih oblasti. Predpostavlja se da se kraće vrijeme austenitizacije može upotrijebiti u cilju neutralisanja segregacija molibdena i mangana, na taj način što će usloviti pojavu inverznog gradijenta ugljenika [57, 58].

Vrijeme potrebno za potpunu austenitizaciju zavisi i od strukture metalne osnove. Tako na primjer, kod tankozidnih odlivaka perlitnog nodularnog liva dovoljno je vrijeme od pola sata za kompletnu austenitizaciju na 870°C, dok je kod feritnog nodularnog liva potrebno vrijeme od 3.5 sata [59]. Međutim, Hornung u svojim istraživanjima tvrdi da je austenitizacija od približno 2 sata dovoljna za postizanje granične rastvorljivosti ugljenika kod feritnih nodularnih livova austenitizovanih u intervalu 850-950°C [16].

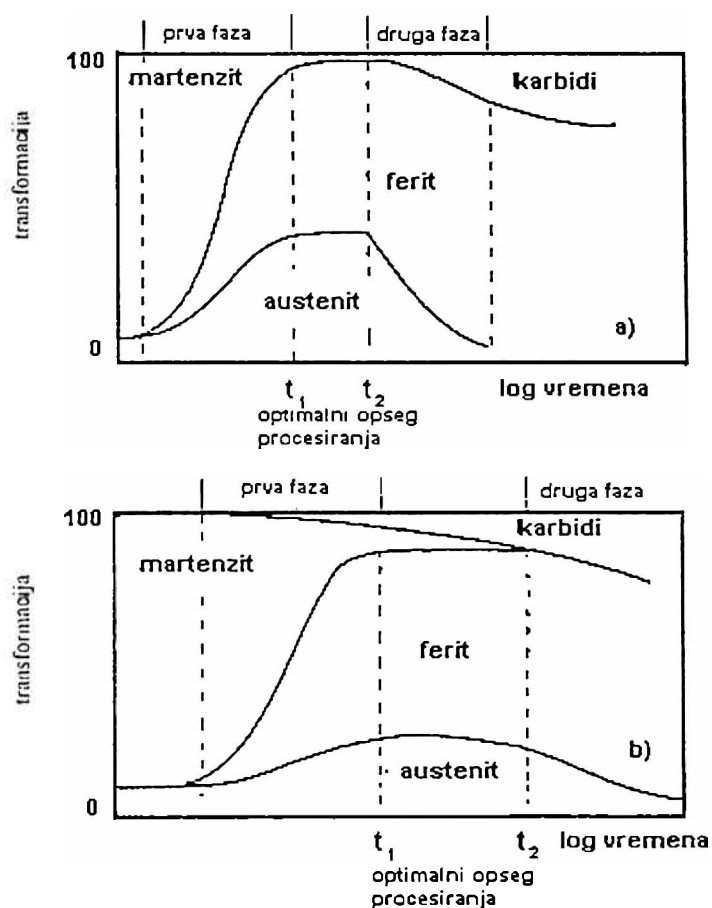


*Slika 1.5 Segregacione zone između dvije grafitne nodule i raspored pojedinih legajućih elemenata [56]*

Najveći broj radova ukazuje na to da je vrijeme austenitizacije od 2 sata optimalno, bez obzira da li je polazna struktura feritna ili perlitna [16, 48-51, 57-59].

### 1.2.2 IZOTERMNO POBOLJŠAVANJE NODULARNOG LIVA

Transformacija austenita u toku izotermnog poboljšavanja može se posmatrati kao proces koji se odvija u dvije faze, što se jasno zapaža na slici 1.6. Slika ilustruje promjene u strukturi tokom izotermnog poboljšavanja koje dovode do formiranja gornjeg beinita, slika 1.6,a, karakterističnog za visoko duktilne materijale, odnosno donjeg beinita, slika 1.6,b, karakterističnog za visoko čvrste materijale [44].



Slika 1.6 Šematski prikaz promjene strukture nelegiranog nodularnog liva u funkciji vremena izotermnog poboljšavanja pri transformaciji u a) gornji beinit b) donji beinit [56]

Pri višim temperaturama izotermne transformacije, tokom prve faze reakcije izotermnog poboljšavanja u području gornjeg beinita, dolazi do transformacije niskougleničnog austenita u beinitni ferit i visokouglenični austenit. Pri nižim temperaturama izotermnog poboljšavanja, u području donjeg beinita, produkti transformacije su beinitni ferit, karbidi i visokouglenični austenit. Ovaj metastabilni visokouglenični austenit, tokom druge faze reakcije izotermnog poboljšavanja, prelazi u ferit i kabide.

Prva faza obuhvata taloženje feritnih pločica na granicama zrna i na mjestima udaljenim od grafitnih nodula. Ukoliko se proces izotermnog poboljšavanja prekine u ranom stadijumu, temperatura početka martenzitne transformacije će još uvijek

biti iznad sobne temperature, tako da će se hlađenjem do sobne temperature zaostali austenit transformisati, makar djelimično u martenzit [44, 60-63].

S povećanjem vremena izotermne transformacije feritne pločice rastu formirajući grane, odnosno kolonije, pri čemu ugljenik difunduje u okolni austenit. Visok sadržaj silicijuma, karakterističan za nodularne livove, sprečava formiranje cementita. Kako se reakcija izotermnog poboljšavanja nastavlja povećava se količina zaostalog austenita, obogaćenog na ugljeniku [62, 64-66]. Austenit postaje presićen ugljenikom, rast feritnih pločica se zaustavlja, a reakcija se dramatično usporava. Istraživanja su pokazala da sadržaj ugljenika u austenitu može dostići vrijednost čak i do 2%, što čini takav austenit stabilnim i do temperature od  $-120^{\circ}\text{C}$ . Taloženje karbida u prvoj fazi reakcije izotermne transformacije nije dovoljno istraženo, mada neki radovi ukazuju da je ono moguće [67, 68].

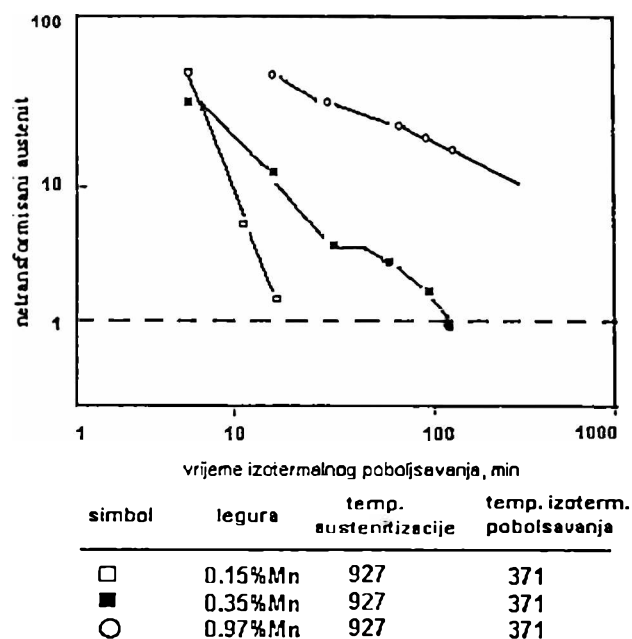
Druga faza izotermne transformacije može biti potpuno završena samo kod visokih temperatura izotermnog poboljšavanja. U toku ovog procesa dolazi jednovremeno do povećanja udjela feritnih pločica i taloženja karbida [44, 60-68]. Nastali karbidi su proizvod reakcije ferita i visoko ugljeničnog austenita formiranog u prvoj fazi izotermne transformacije i oni su odgovorni za značajno smanjenje zilavosti i pojavu krtosti kod na ovaj način tretiranih materijala.

#### 1.2.2.1 UTICAJ LEGIRAJUĆIH ELEMENATA NA MEHANIZAM IZOTERMNE TRANSFORMACIJE

Istraživanja Dorazil-a na nodularnim livovima su pokazala da legirajući elementi imaju veoma značajan uticaj na tok beinitne transformacije [1, 69], koji se ogleda u sledećem:

- (i) Legirajući elementi odlažu početak prve faze izotermne transformacije i time povećavaju vrijeme izotermne transformacije potrebno za dobijanje optimalnih osobina;
- (ii) Za razliku od nelegiranih nodularnih livova kod kojih druga faza izotermne transformacije počinje odmah nakon postizanja optimalnih osobina, kod legiranih nodularnih livova to nije slučaj. Legirajući elementi utiču na njeno odlaganje te je dozvoljeno vrijeme držanja na temperaturi izotermnog poboljšavanja za postizanje optimalnih osobina mnogo duže, tako da je kontrola vremena izotermnog poboljšavanja manje kritična.

Osnovni neželjeni uticaj legirajućih elemenata potiče od njihove sklonosti ka stvaranju segregacija, odnosno stvaranju nehomogene strukture u toku austenitizacije.



Slika 1.7 Uticaj vremena izotermnog poboljšavanja na količinu netransformisanog austenita kod nodularnih livova sa različitim sadržajima mangana [49]

Udio netransformisanog austenita predstavlja parametar koji ukazuje na potpunost prve faze reakcije izotermne transformacije. Variranje ovog parametra u funkciji vremena izotermnog poboljšavanja za nodularne livove sa različitim sadržajima mangana, austenitizovane na temperaturi 927°C i izotermno tretirane na 371°C prikazano je na slici 1.7. Slika pokazuje da dodatak mangana značajno smanjuje brzinu beinitne reakcije [49]. Nakon 15 minuta legura sa najmanjim sadržajem mangana (0.15%) sadrži oko 1% netransformisanog austenita, dok legura sa 0.97% mangana sadrži više od 50% netransformisanog austenita. Čak i nakon 120 minuta dobijeno je da legura sa 0.97% mangana sadrži približno 10% netransformisanog austenita. Sa druge strane istraživanja Gagne-a [70] pokazuju da ukoliko sadržaj mangana pređe 0.2% vrijeme potrebno za kompletno odvijanje prvog stupnja izotermne transformacije brzo se povećava. Takođe, kod livova koji sadrže 0.91% mangana zapaženo je prisustvo izvjesne količine martenzita u međucelijskim oblastima čak i nakon 16 sati izotermnog poboljšavanja u sonoj kupki.

Istraživanja su pokazala da molibden pokazuje sličan efekat kao i mangan, odnosno utiče na odlaganje početka transformacije, samo u manjem obimu [34, 48, 51]. Kod livova legiranih molibdenom ne postoji tendencija ka prisustvu netrtransformisanog austenita nakon dugog vremena izotermnog poboljšavanja. Tako, na primjer nakon pola sata austemperovanja legure koja sadrži 0.15% mangana i 0.60% molibdena prisutno je manje od 1% netrtransformisanog austenita. Moor [47] je zaključio da molibden nema jak uticaj na odlaganje prve faze reakcije, a istraživanja Jonowak-a [13, 45, 71-73] su pokazala da on mnogo više utiče na odlaganje druge faze reakcije izotermne transformacije. To opravdava činjenicu da kod livova legiranih molibdenom postoji širok interval u kome se može postići visoka žilavost, u odnosu na istu kod livova legiranih manganom.

Ne postoje neka značajna istraživanja koja su se bavila mjerenjem količine netrtransformisanog austenita kod austemperovanih livova legiranih bakrom i niklom. Razlog je to što ovi elementi pokazuju mnogo manju tendenciju ka stvaranju segregacija u odnosu na mangan i molibden, jer nemaju sklonosti ka formiranju karbida. Osim toga, pošto oni segregiraju ka grafitnim nodulama, onda je za očekivati da se regioni bogati ovim elementima obogaćuju ugljenikom za relativno kratko vrijeme.

Sa povećanjem vremena izotermnog poboljšavanja smanjuje se sadržaj netrtransformisanog austenita. Međutim to ne znači da automatski dolazi do poboljšanja mehaničkih osobina [74-79]. Na ime, segregacije doprinose da granice zrna imaju različit hemijski sastav u odnosu na unutrašnjost zrna, a samim tim i različitu brzinu transformacije. Vrijeme potrebno za dobijanje čistih granica zrna, bez prisustva netrtransformisanog austenita može biti toliko dugo, da se u unutrašnjosti zrna već počne odvijati druga faza reakcije transformacije, odnosno stvaranje karbida čije prisustvo povećava krtost materijala.

Ukoliko se od materijala zahtijeva visoka zatezna čvrstoća, onda kontrola temperature i vremena izotermnog poboljšavanja praktično predstavlja imperativ. Međutim sa druge strane, ukoliko se žele dobiti materijali visoke duktilnosti onda je postoji izvjesna fleksibilnost, jer je moguće postizanje željenih osobina u širem vremenskom intervalu [80-84].

U slučajevima kada je potrebna precizna kontrola vremena držanja na temperaturi transformacije, onda i nedovoljno i prekomjerno držanje može dovesti do pogoršanja optimalne duktilnosti i žilavosti. Ovo je jedini parametar koji čini uspješnost procesa austemperovanja mnogo težim u odnosu na isti kod čelika gdje je dozvoljeno da proces austemperovanja traje toliko dugo koliko je potrebno za odvijanje kompletne transformacije. Kontrola opsega procesiranja, temperature i vremena izotermnog poboljšavanja, kod nodularnih livova izotermno tretiranih na višim temperaturama gdje se dobija struktura gornjeg beinita, važnija je u odnosu na

onu kod materijala tretiranih na nižim temperaturama sa donjim beinitom u strukturi. Ovo se objašnjava činjenicom da je optimalni opseg procesiranja kod ADI tretiranih na višim temperaturam mnogo uži.

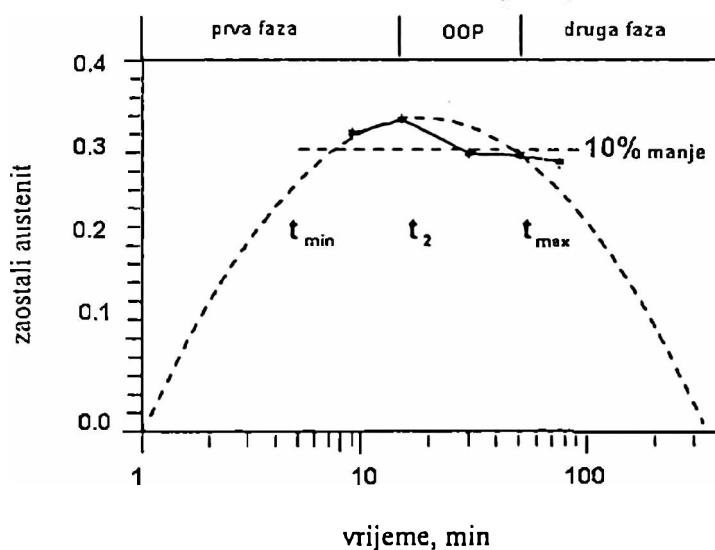
### 1.2.2.2 OPTIMALNI OPSEG PROCESIRANJA

Pojam optimalnog opsega procesiranja (OOP) prvi put se pominje u istraživanjima Rundman-a [47], a definiše se kao vremenski interval izotermnog poboljšavanja u okviru koga se postižu optimalne mehaničke osobine.

Kriterijum na osnovu koga se utvrđuje početak OOP-a je količine netransformisanog austenita nakon prve faze reakcije izotermnog poboljšavanja. Sadržaj ovog mikrokonstituenta određuje se kvantitativnim metalografskim metodama. Vrijeme austemperovanja pri kome količina netransformisanog austenita iznosi 1% predstavlja početak OOP-a ( $t_1$ ), tj. vrijeme početka prve faze izotermne transformacije [44-48, 85, 86]. Vrijeme,  $t_2$  koje označava kraj OOP-a, tj. početak druge faze izotermne transformacije izračunava se pomoću sledeće jednačine:

$$\ln t_2 = (\ln t_{\min} + \ln t_{\max}) / 2 \quad (1.1).$$

U jednačini (1.1), komponente  $t_{\min}$  i  $t_{\max}$  predstavljaju početak, odnosno kraj vremenskog intervala u kojem zapreminski udio zaostalog austenita iznosi 10% u odnosu na maksimalnu vrijednost, slika 1.8.



Slika 1.8 Zapreminski udio zaostalog austenita u funkciji vremena izotermnog poboljšavanja [46]

Količina zaostalog austenita utvrđuje se na bazi difrakcije X-zraka, praćenjem promjene inteziteta zračenja [87-89].

Optimalni opseg procesiranja, osim pomoću mikrostrukturnih kriterijuma moguće je definisati i na bazi mjerenja mehaničkih osobina. Procedura se sastoji u zapažanju temperaturnog opsega izoternog tretmana u okviru koga se vrše mjerenja specificiranih mehaničkih osobina u funkciji vremena izoternog poboljšavanja. Dobijeni rezultati se zatim prezentiraju u vidu mapa koje daju vezu između mehaničkih osobina, temperature i vremena izoternog poboljšavanja. Nedostatak ovog kriterijuma je što on ne daje direktnu vezu sa mikrostrukturnim karakteristikama, pa tako kontrola mehaničkih osobina u funkciji kinetike procesa nije moguća. Prema tome, mape u obliku kontura ne mogu biti u potpunosti indikator vremenskog opsega u okviru koga se postižu optimalne osobine, naročito ako se radi o temperaturama izoternog poboljšavanja iznad 350°C pri kojima mikrostrukturne promjene opredjeljuju OOP.

### 1.3 PROKALJIVOST AUSTEMPEROVANIH NODULARNIH LIVOVA

Austemperabilnost, odnosno prokaljivost se definiše na osnovu kritične vrijednosti prečnika uzorka koji može biti austemperovan bez pojave perlita u strukturi. Perlit je nepoželjan zbog negativnog uticaja koji ima na mehanička svojstva austemperovanih nodularnih livova.

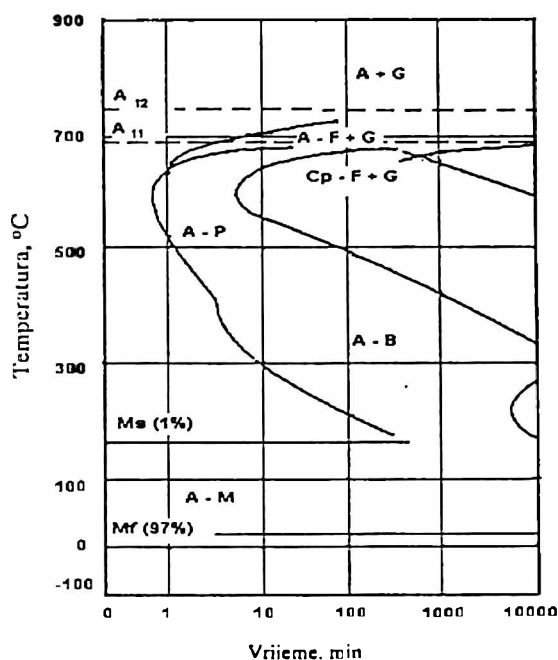
Nelegirani nodularni livovi imaju veoma ograničenu prokaljivost, tako da maksimalna debljina zida odlivka koji se može austemperovati bez pojave perlita iznosi 15 mm [90]. Neke studije Dorazil-a [1, 91, 92] ukazuju na to da ta kritična vrijednost iznosi svega 10 mm.

Različiti radovi [69-74, 80-85, 94-99] pokazuju da dodatak legirajućih elemenata, slika 1.9, pomjera "nos" krive perlitne transformacije ka dužim vremenima transformacije, čime se poboljšava i prokaljivost.

Reynolds je u svojim radovima ispitivao uticaj različitih legirajućih elemenata na prokaljivost [100]. Pokazalo se da molibden i hrom imaju značajan uticaj na poboljšanje prokaljivosti, ali je njihovo prisustvo u većoj količini nepoželjno zbog izrazite sklonosti ka stvaranju karbida. Slike 1.10 i 1.11 pokazuju da molibden, nikal i bakar povećavaju veličinu presjeka koja se može austemperovati bez bojazni da će doći do stvaranja perlita [91]. Dodavanjem molibdena u količini od 0.3% približno se duplira veličina presjeka koja može biti zadovoljavajuće austemperovana. Maksimalna veličina koja se može uspješno austemperovati povećava se sa povećanjem sadržaja molibdena. Međutim, pri sadržajima većim od

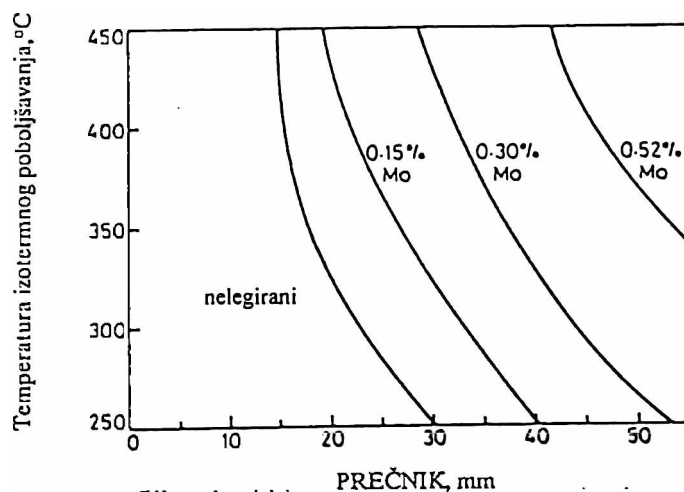


0.5%Mo dolazi do pojave segregacija na granicama zrna, tj. stvaraju se stabilni karbidi koji čine materijal krutim [91].

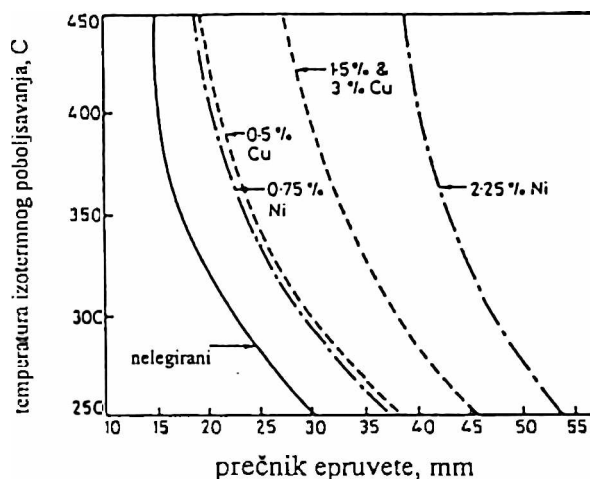


Slika 1.9 IT dijagram legiranog nodularnog liva [69]

Bakar je manje efikasan u poređenju sa molibdenom. Sadržaj od 1.5% bakra pokazuje uticaj na prokaljivost kao 0.3% molibdena. Povećanje sadržaja bakra preko 1.5% ne dovodi do daljeg povećanja prokaljivosti, jer približno odgovara granici rastvorljivosti ovog elementa u nodularnom livu.



Slika 1.10 Uticaj sadržaja molibdena na maksimalan prečnik epruvete koja se može austemperovati bez formiranja perlita u strukturi [91]



*Slika 1.11 Uticaj sadržaja nikla i bakra na maksimalan prečnik koji se može austemperovati bez formiranja perlita u strukturi [91]*

Analize studija Park-a i njegovih saradnika su pokazale da molibden i bakar upotrijebljeni u kombinaciji su daju najjači efekat na prokaljivost.

Uticaj sadržaja nikla od 0.75% na prokaljivost ekvivalentna je uticaju 0.5% bakra, slika 1.11, a pri većim sadržajima nikal je mnogo efektivniji u poređenju sa bakrom.

Poboljšanje prokaljivosti dodatkom mangana je ekonomski veoma opravdano zbog niske cijene, ali njegova tendencija ka stvaranju segregacija limitira upotrebu ovog elementa u tu svrhu. Prema zapisima BCIRA, dozvoljeni sadržaj mangana je maksimalno 0.5%. Razlog za ovako limitiran sadržaj mangana je krtost koja je posledica sklonosti mangana ka stvaranju segregacija po granicama zrna [90, 91].

Hrom i vanadijum su našli široku upotrebu za povećanje prokaljivosti čelika. Međutim, kod nodularnih livova oni izazivaju pojavu stabilnih karbida što znatno ograničava njihovu upotrebu.

Barr [101] je u svom radu pokazao da silicijum u količini većoj od 3.2% negativno utiče na prokaljivost nodularnog liva.

Detaljne studije Dorazil-a [1, 90, 91], zatim Voight-a i Lopera-a [2, 3, 87] ukazuju na to da kombinacije legirajućih elemenata imaju mnogo efikasniji uticaj na prokaljivost u poređenju sa visokim individualnim sadržajem bilo kog legirajućeg elementa. Kombinacijom legirajućih elemenata moguće je izbjeći negativan uticaj segregacija, posebno ukoliko se pažljivo izvrši njihov izbor, tj. ukoliko se odaberu oni elementi koji segregiraju u suprotnim smjerovima što bi dovelo do približno iste prokaljivosti metalne osnove i međučelijskih oblasti. Dobar izbor je napravljen kod

nodularnih livova koji sadrže molibden i nikal, ili pak molibden, nikal i bakar, dok to nije slučaj sa nodularnim livom koji je legiran kombinacijom molibdena i mangana [72].

#### 1.4 STANDARDIZACIJA AUSTEMPEROVANIH NODULARNIH LIVOVA

Kako se radi o relativno novim materijalima, standardizacija austemperovanih nodularnih livova još uvijek nije u potpunosti definisana i usaglašena. Utvrđene su samo specifikacije nacionalnog karaktera ili u okviru nekih kompanija.

Za sada najpotpuniji, najpreciznije definisan i najčešće upotrebljivan je ASTM A987M:1990 standard specificiran na bazi mehaničkih osobina austemperovanih nodularnih livova [102]. Minimalne osobine definisane ovim standardom date su u tabeli 1.1.

*Tabela 1.1 Austemperovani nodularni livovi u skladu sa ASTM A987M:1990*

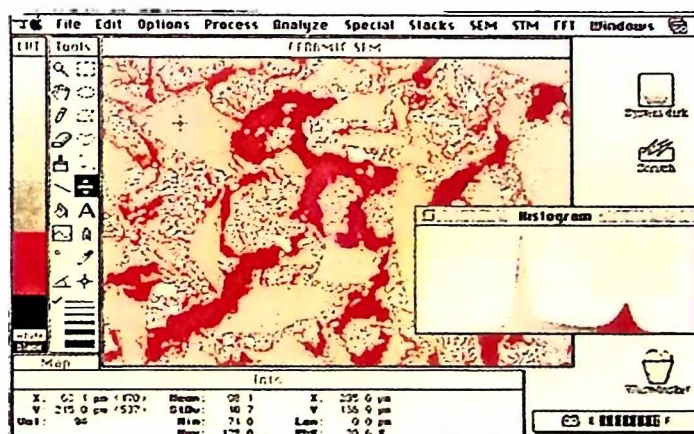
Tip	Zatezna čvrstoća, R <sub>m</sub> , N/mm <sup>2</sup>	Granica popuštanja, R <sub>p0.2</sub> , N/mm <sup>2</sup>	Izduženje, %	Udarne žilavost, J	Tvrdoća, BHN
850/550/10	850	550	10	100	269-321
1050/700/7	1050	700	7	80	302-363
1200/850/4	1200	850	4	60	341-444
1400/1100/1	1400	1100	1	35	388-477
1600/1300/-	1600	1300	-	-	444-555

### 2.2.3 KVANTITATIVNA ANALIZA

Kvantitativnom analizom utvrđen je oblik, veličina i broj grafitnih nodula, kao i prisustvo pojedinih faza u metalnoj osnovi legura.

Određivanje ovih karakteristika vršeno je kompjuterskom analizom slike. Oblik, veličina i broj grafitnih nodula utvrđen je analizom bijelog šlifa, nenagriženo stanje. Prisustvo pojedinih faza registrovano analizom šlifova koji su prethodno nagriženi u 2% nitalu u cilju otkrivanja strukture metalne matrice. Prenos vidnog polja sa svjetlosnog mikroskopa tipa *Leica* na ekran kompjutera omogućilo je da na bazi razlike u intezitetu boje pojedinih faza registrujemo njihovo učešće u strukturi, kao što je to prikazano na slici 2.2. Mjerenja su urađena na 50 slučajno izabranih vidnih polja za svaku leguru.

Ovo istraživanje je obavljeno na Fakultetu za metalurgiju i materijale, Univerziteta u Birminghamu.



Slika 2.2 Određivanje učešća pojedinih faza kompjuterskom analizom slike

## 2.3 UZORKOVANJE

Uzorci za analizu hemijskog sastava, EDS-analizu, strukturnu analizu i ispitivanje tvrdoće uzeti su iz cilindričnih epruveta JUS C.J2.022 i mašinski obrađeni do dimenzija usklađenih sa odgovarajućim standardima.

Epruvete za ispitivanja mehaničkih karakteristika mašinski su obrađene iz donjeg dijela Y-blokova, ASTM standard, kako bi se izbjegao negativan uticaj segregacija, varijacije u broju nodula i prisustvo poroznosti. Prilikom obrade vodilo se računa da brzina rezanja bude niska da bi se umanjilo nepoželjno zagrijavanje i eventualna mehanička naprezanja koja se mogu javiti tokom mašinske obrade.

Epruvete za mehanička ispitivanja su mašinski obrađene do dimenzija koje su za 1-2 mm veće u odnosu na dimenzije propisane standardom, kako bi imali mogućnost da nakon termičke obrade metodom brušenja uklonimo razugljeničeni sloj i dobijemo dimenzije precizirane odgovarajućim standardima. Uklanjanje razugljeničenog sloja izvršeno je laganim brušenjem iz predostrožnosti od transformacije metastabilnog austenita u martenzit.

## 2.4 AUSTEMPEROVANJE NODULARNOG LIVA

Legure nodularnog liva su termički obrađene postupkom austemperovanja na sledeći način:

- (i) austenitizacijom na temperaturama 850, 900 i 930°C u trajanju od 120 minuta
- (ii) izotermnim tretmanom na temperaturama 300, 350 i 400°C, u trajanju od 1, 10, 30, 60, 120, 240, 360 i 480 minuta
- (iii) hlađenjem na vazduhu do postizanja sobne temperature.

Termički postupak austenitizacije obavljen je u komornoj peći, a izotermno poboljšavanje u specijalno konstruisanoj peći šaržiranoj sa *Cassel TS 220* (K,  $\text{NaNO}_3$ ) soli za kaljenje.

Ovaj dio istraživanja obavljen je u laboratoriji Metalurško-tehnološkog fakulteta u Podgorici.

## 2.5 MIKROSTRUKTURNA ISPITIVANJA

Mikrostrukturna ispitivanja su obuhvatila detaljnu analizu strukture termički obrađenih legura sledećim metodama:

- (i) svjetlosnom mikroskopijom,
- (ii) skening elektronskom mikroskopijom,
- (iii) difrakcijom X-zraka.

### 2.5.1 ISPITIVANJA SVJETLOSNO I SKENING ELEKTRONSKOM MIKROSKOPIJOM

Uzorci za svjetlosnu i skening elektronsku mikroskopiju pripremani su standardnom metalografskom metodom.

Rezanje uzoraka vršeno je na digitalnoj mašini tipa *Accutom 5*, nakon čega je urađeno zatapanje uzoraka u bakelit pomoću prese tipa *Met Prep PA 30*. Standardna metalografska priprema obuhvatila je brušenje i poliranje na digitalnoj mašini tipa *Strauers*. U tu svrhu korišćen je brusni papir Si-C 220, a poliranje je urađeno dijamantskom pastom sa česticama veličine 9, 6, 3 i 1  $\mu\text{m}$ . U cilju otkrivanja strukture izvršeno je nagrizanje uzoraka sa 2% nitalom.

S obzirom da je kod austemperovanih nodularnih livova veoma teško indentifikovati na crno-bijelim fotografijama prisustvo različitih faza, urađeno je tzv. termičko bojenje [42].

Termičko bojenje se sastojalo od zagrijavanja poliranih i "blago" nagriženih uzoraka u peći bez zaštitne atmosfere na temperaturi od  $260^{\circ}\text{C}$  u trajanju od 5.5h. Uzorci su zatim hlađeni na vazduhu do postizanja sobne temperature. Netransformisani austenit se pojavljuje kao svijetlo plav, visoko-ugljenični, reaktivni austenit kao svijetlo braon, beinitni ferit kao braon, eutektički karbidi bijeli ili krem, dok se martenzit javlja kao izrazito plav. Trebalo bi naglasiti i to da boja martenzita može da varira od plave do orandž/braon zavisno od sadržaja ugljenika i prisustva legirajućih elemenata.

Pri vremenima austemperovanja koja daju optimalne mehaničke osobine, tj. unutar optimalnog opsega procesiranja, zaostali austenit pokazuje uniformnu braon/žutu boju.

Mikrostrukturna analiza je izvršena na svjetlosnom mikroskopu marke *Leica* i skening elektronskom mikroskopu marke *JEOL 6300*, u laboratorijama Istraživačkog instituta za materijale na Univerzitetu u Birmingemu.

Kvantitativno utvrđivanje zapreminskog udjela netransformisanog austenita  $X_{\text{uy}}$  urađeno je pomoću tačkaste tehnike na uzorcima na kojima je izvršeno bojenje faza. Vršeno je mjerenje najmanje 1000 tačkaka pri uvećanju od  $\times 500$ . Broj mjerenja je povećavan sa smanjenjem zapreminskog udjela mjerene faze, kako bi se održala niska standardna devijacija.

### 2.5.2 ISPITIVANJA DIFRAKCIJOM X-ZRAKA

Mikrostrukturna ispitivanja metodom difrakcije X-zraka obuhvatila su analizu difrakcionih zapisa za svaku leguru tretiranu različitim režimima termičke obrade. Na osnovu ovih ispitivanja izvršen je proračun:

- (i) vrijednosti parametra rešetke zaostalog austenita  $a_\gamma$ ,
- (ii) sadržaja ugljenika u zaostalom austenitu  $C_\gamma$ ,
- (iii) zapreminskog udjela zaostalog austenita.

Ova istraživanja obavljena su na Fakultetu za metalurgiju i materijale, Univerziteta u Birmingemu. Pri tome napravljen je posebni kompjuterski program koji je uključio međuzavisnosti navedenih parametara.

Uzorci, koji su korišćeni za ova ispitivanja, bili su debljine 2-3 mm. Uzimani su iz dijela epruvete ispitane na udarnu žilavost, a koja je prethodno termički tretirana pri različitim režimima austemperovanja. Operacija rezanja je vršena veoma sporo, uz konstantno hlađenje, kako bi se minimizirala opasnost od zagrijavanja i naprezanja pri rezanju. Da bi se obezbijedila ravna površina uzoraka izvršeno je brušenje na brusnim papirima krupnoće od 300-1200. Nakon brušenja uzorci su nagrizani 10-15 minuta rastvorom koji se sastojao od 90% vodonik peroksida i 10% koncentrovane sumporne kiseline.

Promjena sadržaja ugljenika u austenitu i promjena količine zaostalog austenita u strukturi praćene su pomoću difrakcije X-zraka na *Philips-ovom* difraktometru koji koristi  $\text{CuK}_\alpha$ -zračenje (40kV i 20mA). U intervalu od 20-140° registrovana je promjena ugla  $2\theta$  u funkciji od intenziteta zračenja, pri čemu je brzina skeniranja iznosila 0.03°C / 10 s.

U svakom difrakcionom zapisu vršena je indentifikacija pikova koji se odnose na prostorno centriranu kubnu rešetku ferita (110), (200) i (211) i površinski centriranu kubnu rešetku austenita (111), (200) i (220). Pri kratkim vremenima izotermnog poboljšavanja registrovani su i veoma mali pikovi martenzita, neposredno uz feritne pikove. Zapaženi su i pikovi željeznih karbida koji su praktično nemjerljivi jer se javljaju u vidu velikog broja difrakcionih linija niskog intenziteta zračenja.

#### 2.5.2.1 ODREĐIVANJE PARAMETRA REŠETKE ZAOSTALOG AUSTENITA

Kod austemperovanih nodularnih livova, određenog hemijskog sastava, parametar rešetke ferita ostaje konstantan i pored činjenice što količina zaostalog austenita varira zavisno od režima austemperovanja [103]. Istovremeno režim austemperovanja utiče na količinu ugljenika u čvrstom rastvoru austenita što dovodi do promjene pozicije difrakcionih pikova ka vrijednostima manjih uglova. Bregovim zakonom je određena korelacija između kristalne strukture i pozicije pikova. Mjerenjem vrijednosti  $2\theta$  za svaki pik izvršen je proračun međuravanskog rastojanja:

$$\lambda_{Co} = 2d \sin\theta \quad (2.1)$$



gdje je:

$\lambda$  - talasna dužina primijenjenog  $\text{CuK}_\alpha$  zračenja

$\theta$  - eksperimentalni ugao koji se dobijen difrakcijom X-zraka

$d$  - međuravansko rastojanje;

Proračun parametara rešetke austenita  $a_\gamma$  izvršen je pomoću slijedeće jednačine:

$$a_\gamma = [d^2(h^2 + k^2 + l^2)]^{1/2} \quad (2.2)$$

#### 2.5.2.2 ODEREĐIVANJE SADRŽAJA UGLJENIKA U ZAOSTALOM AUSTENITU

Kod čelika je utvrđeno da povećanje sadržaja ugljenika u austenitu za 0.1% izaziva povećanje parametara rešetke za 0.00044 nm [103]. Na osnovu ove zavisnosti uspostavljen slijedeći odnos:

$$a_\gamma = 0.3548 + 0.00044 C_\gamma \quad (2.3)$$

Rundman i Klug su u svojim istraživanjima utvrdili da silicijum ima praktično zanemarljiv uticaj na parametar rešetke austenita kod Fe-C-Si legure [104]. Na taj način se jednačina (2.3) može primijeniti i za nodularne livove, što je urađeno i u ovom istraživanju.

#### 2.5.2.3 ODREĐIVANJE ZAPREMINSKOG UDJELA AUSTENITA

Po Cullity-u [103] za uzorke koji u strukturi sadrže ferit i austenit važi slijedeća relacija:

$$I_\gamma / I_\alpha = R_\gamma V_\gamma / R_\alpha V_\alpha \quad (2.4)$$

gdje je:

$I$  - integralni intezitet zračenja za dati  $(hkl)$  pik dobijen difrakcijom X-zraka

$V_\gamma$  - zapreminski udio austenita

$V_\alpha$  - zapreminski udio ferita

$R$  - teorijski faktor intenziteta koji se odnosi na dati  $(hkl)$  pik

Za austemperovane nodularne livove važi i slijedeća relacija:

$$V_\gamma + V_\alpha + V_G = 1 \quad (2.5)$$



gdje je:

$V_G$  - zapreminski udio grafita u strukturi.

Na osnovu prethodne dvije jednačine izvršen je proračun zapreminskog udjela austenita. Kod svakog uzorka za proračun su uzimani feritni pikovi (200) i (211), kao i austenitni (200) i (220). Feritni pik (110) i austenitni (111) se djelimično preklapaju pri kratkim vremenima austemperovanja. U ovom istraživanju korišćen je korekcionni faktor  $\Delta f = - 3.92$  [105].

## 2.6 MEHANIČKA ISPITIVANJA

Mehanička ispitivanja legura austemperovanog nodularnog liva koje su bila predmet istraživanja u ovoj doktorskoj disertaciji obuhvatila su sledeće analize:

- tvrdoće
- udarne žilavosti
- zateznih karakteristika (zatezne čvrstoće, granice popuštanja i izduženja)
- žilavosti loma izražene preko faktora inteziteta naprezanja  $K_{1c}$ .

Sva ispitivanja su obavljena na Institutu za materijale Univerziteta u Birmingemu, izuzev ispitivanja udarne žilavosti koja su obavljena na Metalurško-tehnološkom fakultetu u Podgorici.

### 2.6.1 ISPITIVANJE TVRDOĆE

Ispitivanje tvrdoće vršeno je u skladu sa ASTM E140-79 na standardnoj Vickersovoj mašini tipa *Indentec* sa dijamantskom iglom u obliku piramide, a pri opterećenju od 10 kg. Na svakom uzorku urađeno je po deset mjerenja i uzeta je srednja vrijednost.

### 2.6.2 ISPITIVANJE UDARNE ŽILAVOSTI

Uzorci za ispitivanje udarne žilavosti uzeti su iz donjeg dijela Y-probe. Na taj način su izbjegnute varijacije u broju nodula i poroznost uzoraka. Uzorci su zatim mašinski obradjeni na dimenzije 10 x 10 x 55mm u skladu sa ASTM standardom kao epruvete bez zareza. Testiranje je vršeno na sobnoj temperaturi upotrebom Šarpijevog klatna i to po tri uzorka za svaki režim termičke obrade.

### 2.6.3 ISPITIVANJE ZATEZNIH KARAKTERISTIKA

Ispitivanje zateznih karakteristika (zatezne čvrstoće, granice popuštanja i izduženja pri lomu) termički obrađenih uzoraka urađeno je na hidrauličnoj, univerzalnoj kidalici tipa *Instron 4500* pri opterećenju od 100 kN, a u skladu sa ASTM E-8 standardom. Minimum tri uzorka su tretirana za svaki odabrani termički tretman.

### 2.6.4 ISPITIVANJE ŽILAVOSTI LOMA

Ispitivanje vrijednosti loma pri ravnoj deformaciji vršeno je u skladu sa ASTM E-399 standardom na MTS 810 servohidrauličnoj mašini. Testiranje je urađeno na termički obrađenim uzorcima u uslovima sobne temperature pri zateznom opterećenju.

## 2.7 FRAKTOGRAFSKA ANALIZA

Fraktografska analiza je urađena pomoću *JEOAL JSM 6300* skening elektronskog mikroskopa pri radnom naponu od 20 kV. Jedan dio ispitivanja realizovan je i na skening elektronskom mikroskopu tipa *Hitachi S-2400*.

Uzorci za fraktografsku analizu pripremljeni su do dimenzija 10 x 10 mm. Pri rezanju se vodilo računa da površina loma bude potpuno zaštićena. Nakon rezanja izvršeno je ultrazvučno čišćenje uzoraka u acetonu kako bi se odstranile eventualno prisutne nečistoće.

Za ispitivanje su korišćeni termički netretirani i tretirani uzorci karakterističnih stanja i hemijskog sastava.

### 3 REZULTATI

#### 3.1 KARAKTERISTIKE POLAZNOG MATERIJALA

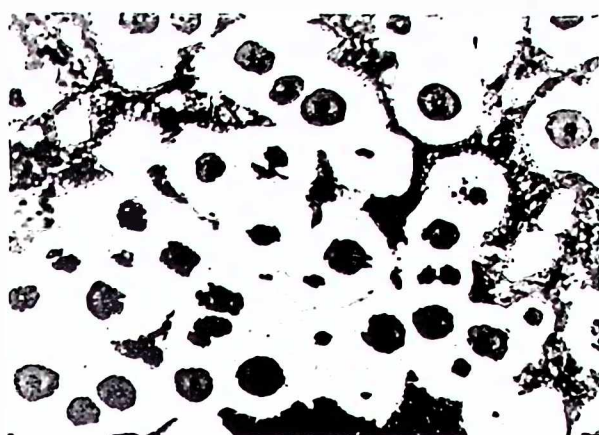
Rezultati analize hemijskog sastava proizvedenih legura dati su tabeli 3.1.

*Tabela 3.1 Hemijski sastav ispitivanih legura nodularnog liva*

Oznaka	Hemijski sastav, %								
	C	Si	Mn	P	S	Cu	Cr	Ni	Mo
L1	3.19	2.59	0.07	0.023	0.003	0.02	0.13	<b>0.80</b>	0.01
L2	3.21	2.59	0.08	0.023	0.003	0.02	0.13	0.07	<b>0.25</b>
L3	3.20	2.67	0.07	0.023	0.003	0.02	0.12	<b>0.80</b>	<b>0.25</b>
L4	3.17	2.67	0.07	0.023	0.003	<b>0.30</b>	0.12	<b>0.80</b>	<b>0.25</b>

Iz tabele se zapaža da su legure L1 i L2 legirane niklom, odnosno molibdenom, dok su legure L3 i L4 kompleksno legirane kombinacijom nikla i molibdena, odnosno nikla, molibdena i bakra.

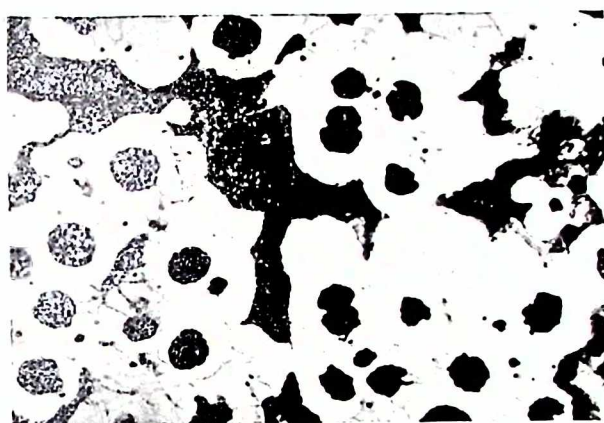
Metalografski prikazi strukture legura u livenom, termički neobrađenom stanju dati su na slici 3.1,a-d. Sa slike se uočava da mikrostrukturu sirovih, termički neobrađenih uzoraka čine grafitne nodule okružene feritom smještene u perlitnoj osnovi. Odnos strukturnih konstituenata grafita, ferita i perlita varira zavisno o kojoj se leguri radi.



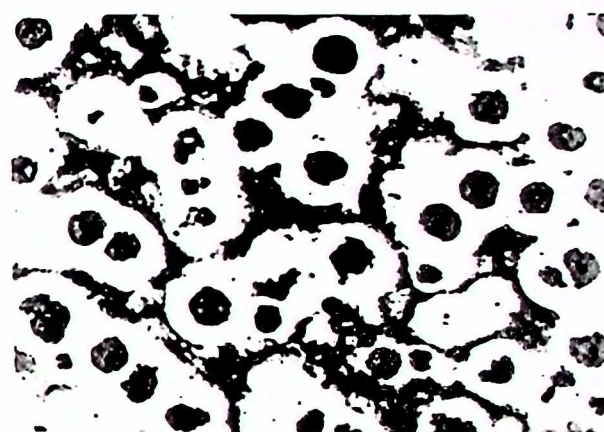
a) legura L1



b) legura L2



c) legura L3



d) legura L4

Slika 3.1 Mikrofotografije ispitivanih legura u livenom stanju (uvećanje  $\times 250$ , nagriženo 2% nitalom)

Rezultati kvantitativne analize prikazani su u tabeli 3.2.

Tabela 3.2 Rezultati kvantitativne analize

Legura	Faktor sferoidnosti $\phi$	Veličina nodula, $\mu\text{m}$	Broj nodula, $\text{mm}^{-2}$	Udio ferita, %	Udio perlita, %	Udio grafita, %	Udio karbida, %
L1	0.92	45	130	49	38	13	0.01
L2	0.88	39	140	53	33	14	0.10
L3	0.91	40	128	51	37	12	0.08
L4	0.90	41	120	46	41	13	0.05

Rezultati pokazuju da se faktor oblika grafitnih nodula kretao u intervalu od 0.88 do 0.92. Veličina grafitnih nodula uglavnom je ujednačena, oko 40  $\mu\text{m}$ . Nešto krupnije nodule zapažaju su kod legure L1 legirane sa 0.8% nikla. Broj grafitnih nodula po jedinici površine takođe je dosta ujednačen i kreće se od 120 do 140 po jedinici površine, dok je njihovo učešće u strukturi iznosilo u prosjeku 13%.

Rezultati kvantitativne analize slika mikrostrukture pokazali su da se radi o feritno-perlitnim legurama, slika 3.1. Kod legure L4, legirane sa 0.8% nikla, 0.25% molibdena i 0.3% bakra zapaža se nešto veći procenat perlita (41%) u strukturi osnovnog metala. Najveći udio karbida (0.1%) prisutan je u strukturi legure L2, legiranoj sa 0.25% molibdena.

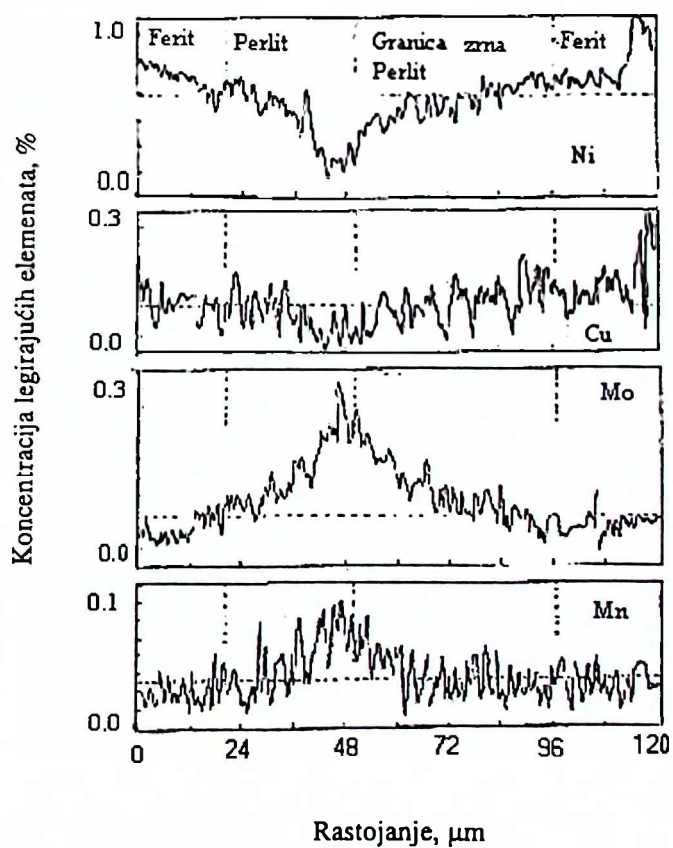
Energodisperziona analiza izvršena je na uzorcima kompleksno legirane legure L4, austenitizovane na temperaturi od 900°C u trajanju od 120 minuta. Odabir ove legure nije bio slučajan, već je razlog to što ona sadrži sva tri legirajuća elementa, i nikal i molibden i bakar. Rezultati analize prikazani su na slici 3.2. Ovu sliku čini mikrofotografija na kojoj se jasno uočava linija koja povezuje dvije grafitne nodule, a po kojoj se pratila promjena koncentracije pojedinih legirajućih elemenata i dijagrami koji pokazuju tok tih promjena.

Tok segregacija nikla, molibdena i bakra na rastojanju između dvije grafitne nodule, kroz feritno i perlitno područje prikazan je preko linijske analize date direktno na mikrofotografijama strukture, slike 3.3-3.5.





*nagriženo 2% nitalom, SEM*



*Slika 3.2 Raspored legirajućih elemenata između dvije grafitne nodule*



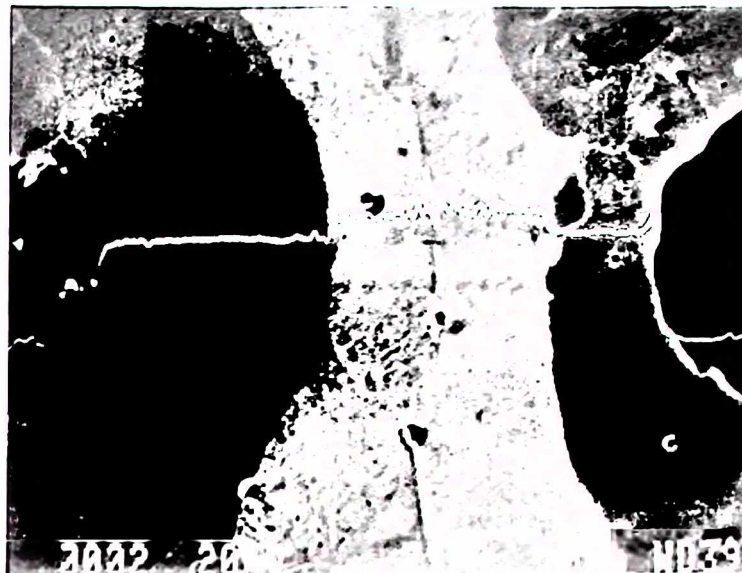
*nagriženo 2% nitalom, SEM*

*Slika 3.3 Promjena koncentracije nikla kroz feritno perlitno područje*



*nagriženo 2% nitalom, SEM*

*Slika 3.4 Promjena koncentracije bakra kroz feritno perlitno područje*



*nagriženo 2% nitalom, SEM*

*Slika 3.5 Promjena koncentracije molibdena kroz feritno perlitno područje*

Rezultati energodisperzione analize prikazani na slici 3.2 pokazuju da se koncentracije nikla i bakra smanjuju idući od grafitnih nodula ka granicama zrna, dok obrnut tok pokazuju koncentracije molibdena i mangana.

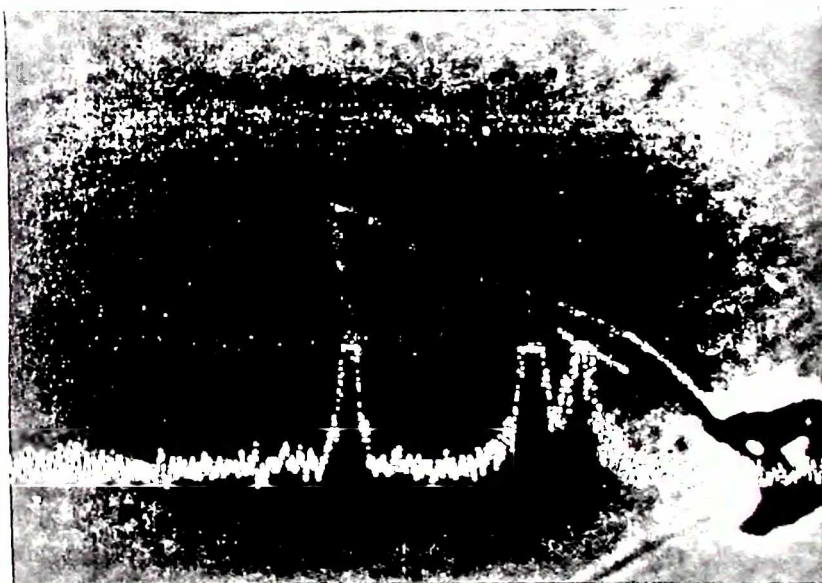
Na slikama 3.3-3.5 zapaža se da u feritnom području nije prisutna značajnija promjena koncentracija bilo kojeg od navedenih elemenata.

Promjena koncentracije molibdena kod legure L2 austenitizovane na 930°C za vrijeme od 120 minuta na rastojanju između dvije grafitne nodule u području karbida prikazana je na slici 3.6,a-b. Na slici se jasno uočavaju pikovi, odnosno nagli porast koncentracije molibdena pri nailasku na karbide.





a) uvećanje x 700



b) uvećanje x 2000

*Slika 3.6 Promjena toka koncentracije molibdena pri nailasku na karbid, SEM*

## 3.2 MIKROSTRUKTURNE PROMJENE NAKON AUSTEMPEROVANJA

### 3.2.1 REZULTATI SVJETLOSNE I SKENING ELEKTRONSKE MIKROSKOPIJE

Rezultati izvršene mikrostrukturne analize austemperovanih uzoraka prikazani su na slikama 3.7-3.19.

Na slici 3.7,a-d prikazane su mikrofotografije struktura tretiranih legura L1, L2, L3 i L4 austenitizovanih na temperaturi 850°C u trajanju od 120 minuta, a zatim izotermno poboljšavanih na temperaturi 350°C, za vrijeme od 120 minuta. Ispitivanja su izvršena svjetlosnom mikroskopijom, nakon termičkog bojenja.



a) legura, L1



b) legura, L2



c) legura, L3



d) legura, L4

*Slika 3.7 Mikrofotografije struktura ADI nakon austenitizacije od 120 min. na temperaturi 850°C i izoternog poboljšavanja od 120 min. na temperaturi 350°C (uvećanje x 500, termički bojeno stanje)*



Na mikrofotografijama prikazanim na slici 3.7, kod sve četiri legure zapaža se prisustvo proeutektoidnog ferita, bijela područja, a na mikrofotografiji koja se odnosi na leguru L2 uočava se prisustvo segregacija, ljubičasta područja unutar kojih su prisutni karbidi u vidu bijelih čestica.

Slika 3.8 predstavlja mikrofotografije struktura dobijenih na skening elektronskom mikroskopu za leguru L1 koja je austenitizovana na 850°C za vrijeme od 120 minuta i izotermno poboljšavana na temperaturi 350°C u trajanju od 120 minuta. Na ovim mikrofotografijama proeutektoidni ferit se javlja u vidu tamnih područja.



a) uvećanje, x 1500



b) uvećanje, x 5000

**Slika 3.8** Mikrofotografije strukture legure L1 austenitizovane na temperaturi 850°C, 120 min. i izotermno poboljšavane na temperaturi 350°C, 120 min (nagriženo 2% nitalom, SEM)

Na slici 3.9,a-d prikazane su strukture tretiranih legura L1, L2, L3 i L4 austenitizovanih na temperaturi 850°C u trajanju od 120 minuta, a zatim izotermno poboljšavanih na 350°C, za vrijeme od 60 minuta. Ispitivanja su izvršena svjetlosnom mikroskopijom, nakon termičkog bojenja.

Na slici se zapaža prisustvo proeutektoidnog ferita, bijela područja i izvjesno prisustvo netransformisanog austenita, plava područja.



a) legura, L1



b) legura, L2



c) legura, L3



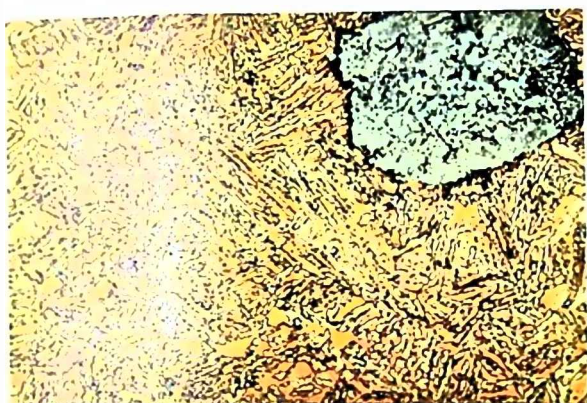
d) legura, L4

*Slika 3.9 Mikrofotografije struktura ADI nakon austenitizacije od 120 min. na temperaturi 850°C i izoternog poboljšavanja 60 min. na temperaturi 350°C (uvećanje x 750; termički bojeno stanje)*

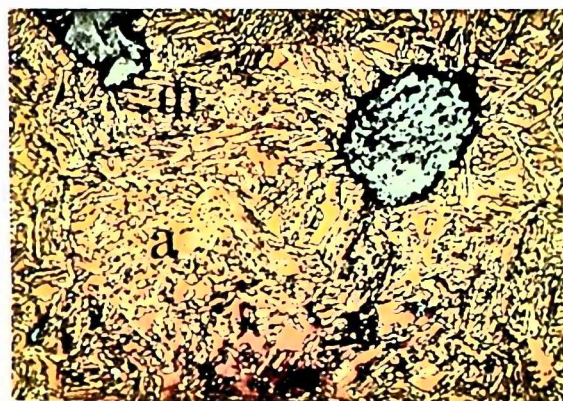


Na slici 3.10,a-d prikazane su strukture tretiranih legura L1, L2, L3 i L4 austenitizovanih na temperaturi 900°C u trajanju od 120 minuta, a zatim izotermno poboljšavanih na 400°C, za vrijeme od 120 minuta. Ispitivanja su izvršena svjetlosnom mikroskopijom, nakon termičkog bojenja.

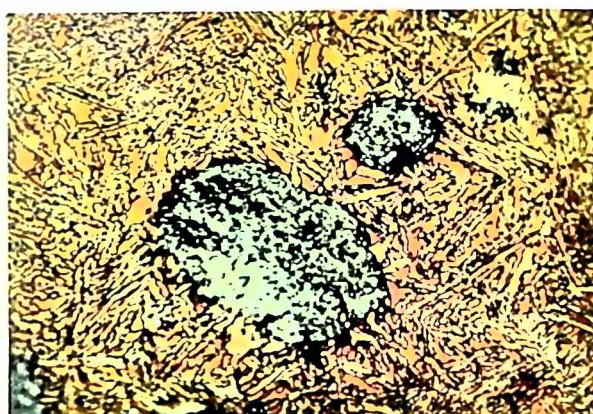
Na slici se uočava prisustvo ausferitne strukture, koju čini igličasti ferit sa ostrvcima zaostalog austenita u vidu braon-žutih područja. Kod legure L2 može se zapaziti gotovo zanemarljivo prisustvo martenzita koji se pojavljuje u vidu plavih iglica u međucelijskim oblastima.



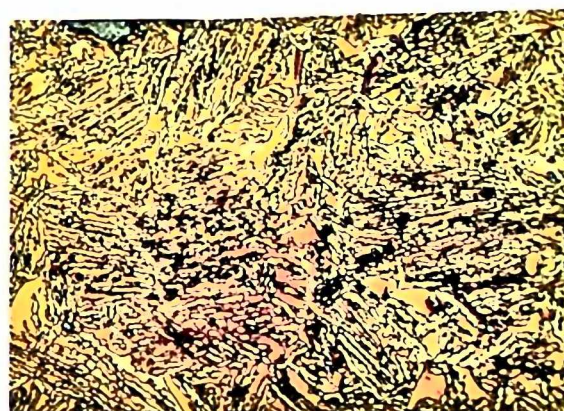
a) legura L1



b) legura L2



c) legura L3



d) legura L4

*Slika 3.10 Mikrofotografije struktura ADI nakon austenitizacije od 120 min. na temperaturi 900°C i izoternog poboljšavanja 120 minuta na temperaturi 400°C (uvećanje x 400; termički bojeno stanje)*

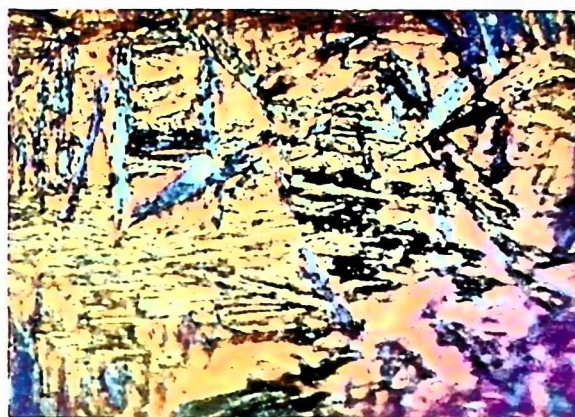


Na slici 3.11,a-d prikazane su strukture tretiranih legura L1, L2, L3 i L4 austenitizovanih na temperaturi 930°C u trajanju od 120 minuta, a zatim izotermno poboljšavanih na 350°C, za vrijeme od 120 minuta. Ispitivanja su izvršena svjetlosnom mikroskopijom, nakon termičkog bojenja.

Na slici se zapaža nešto grublja struktura u poređenju sa onom dobijenom nakon austenitizacije na temperaturama 850 i 900°C. Plava područja predstavljaju netransformisani austenit, koji se hlađenjem do sobne temperature jednim dijelom transformisao u martenzit.



a) legura L1



b) legura L2



c) legura L3



d) legura L4

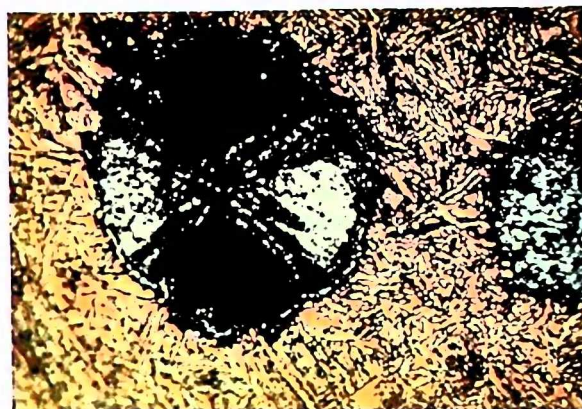
*Slika 3.11 Mikrofotografije struktura ADI nakon austenitizacije od 120 minuta na temperaturi 930°C i izoternog poboljšavanja 120 minuta na temperaturi 350°C (uvećanje x 400; termički bojeno stanje)*



Na slikama 3.12,a-c i 3.13,a-c prikazane su strukture legure L4 austenitizovane na temperaturama 850, 900 i 930°C u trajanju od 120 minuta, a zatim izotermno poboljšavane na 400°C, za vrijeme od 120 minuta. Ispitivanja su izvršena svjetlosnom mikroskopijom, nakon termičkog bojenja, odnosno prije termičkog bojenja.



a)



b)

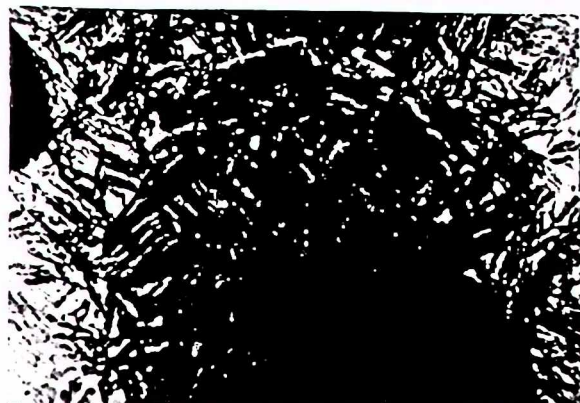


c)

*Slika 3.12 Mikrofotografije L4 nakon austenitizacije od 120 min. na temperaturama a) 850°C, b) 900°C i c) 930°C i izoternog poboljšavanja od 120 min. na temperaturi od 400°C (uvećanje x 400; termički bojeno stanje)*



a)



b)



c)

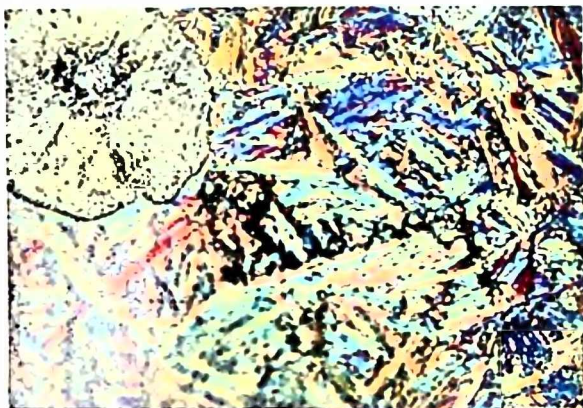
*Slika 3.13 Mikrofotografije L4 nakon austenitizacije od 120 minuta na temperaturama a) 850°C, b) 900°C i c) 930°C i izoternnog poboljšavanja od 120 minuta na temperaturi 400°C (uvećanje x 350; nagriženo u 2% nitalu)*

Na slikama 3.12 i 3.13 uočava se prisustvo proeutektoidnog ferita u strukturi austenitizovanoj na temperaturi od 850°C, bijela područja, dok tretman na 900°C karakteriše uniformna ausferitna struktura. Nešto grublja struktura, sa prisustvom izvjesne količine netransformisanog austenita, ljubičasto plava područja, koji se jednim dijelom transformisao u martenzit (tamno plave iglice, odnosno tamne iglice u međucelijskim regionima na crno-bijeloj fotografiji) zapaža se kod mikrofotografija koje se odnose na temperaturu austenitizacije od 930°C.

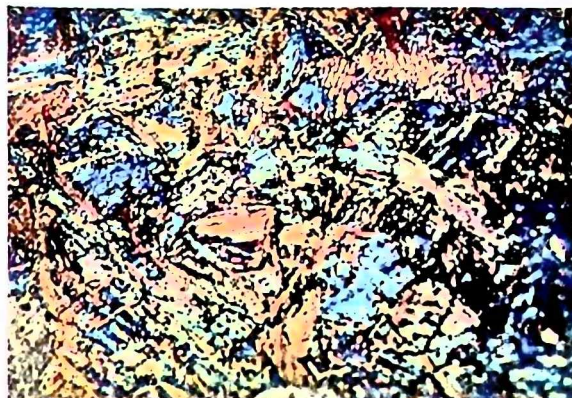
Na slici 3.14,a-d prikazane su strukture tretiranih legura L1, L2, L3 i L4 austenitizovanih na temperaturi 900°C u trajanju od 120 minuta, a zatim izotermno



poboljšavanih na 300°C, za vrijeme od 120 minuta. Ispitivanja su izvršena svjetlosnom mikroskopijom, nakon termičkog bojenja.



a) legura L1



b) legura L2



c) legura L3



d) legura L4

*Slika 3.14 Mikrofotografije struktura ADI nakon austenitizacije od 120 min. na temperaturi 900°C i izoternog poboljšavanja 120 min. na temperaturi od 300°C (uvećanje x 400; termički bojeno stanje)*

Rezultat transformacije austenita na temperaturi izoternog poboljšavanja od 300°C je prisustvo igličaste strukture donjeg beinta sa različitim udjelima ferita, zaostalog austenita i martenzita u strukturi. Na mikrofotografiji koja se odnosi na leguru L2 uočava se i izvjesno prisustvo karbida.

Na slici 3.15, a-c prikazane su strukture legura L4 austenitizovane na temperaturi 900°C u trajanju od 120 minuta, a zatim izotermno poboljšavane na temperaturama 300, 350 i 400°C, za vrijeme od 120 minuta. Ispitivanja su izvršena svjetlosnom mikroskopijom, nakon termičkog bojenja.



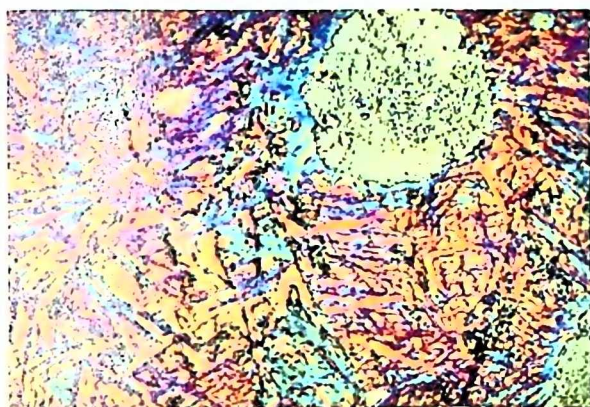


x400



x 750

a)

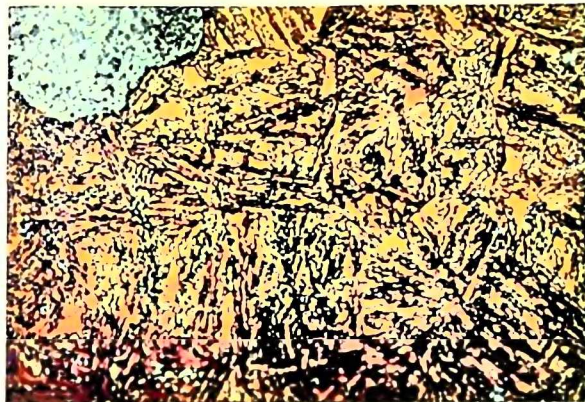


x 400



x 750

b)



x 400



x750

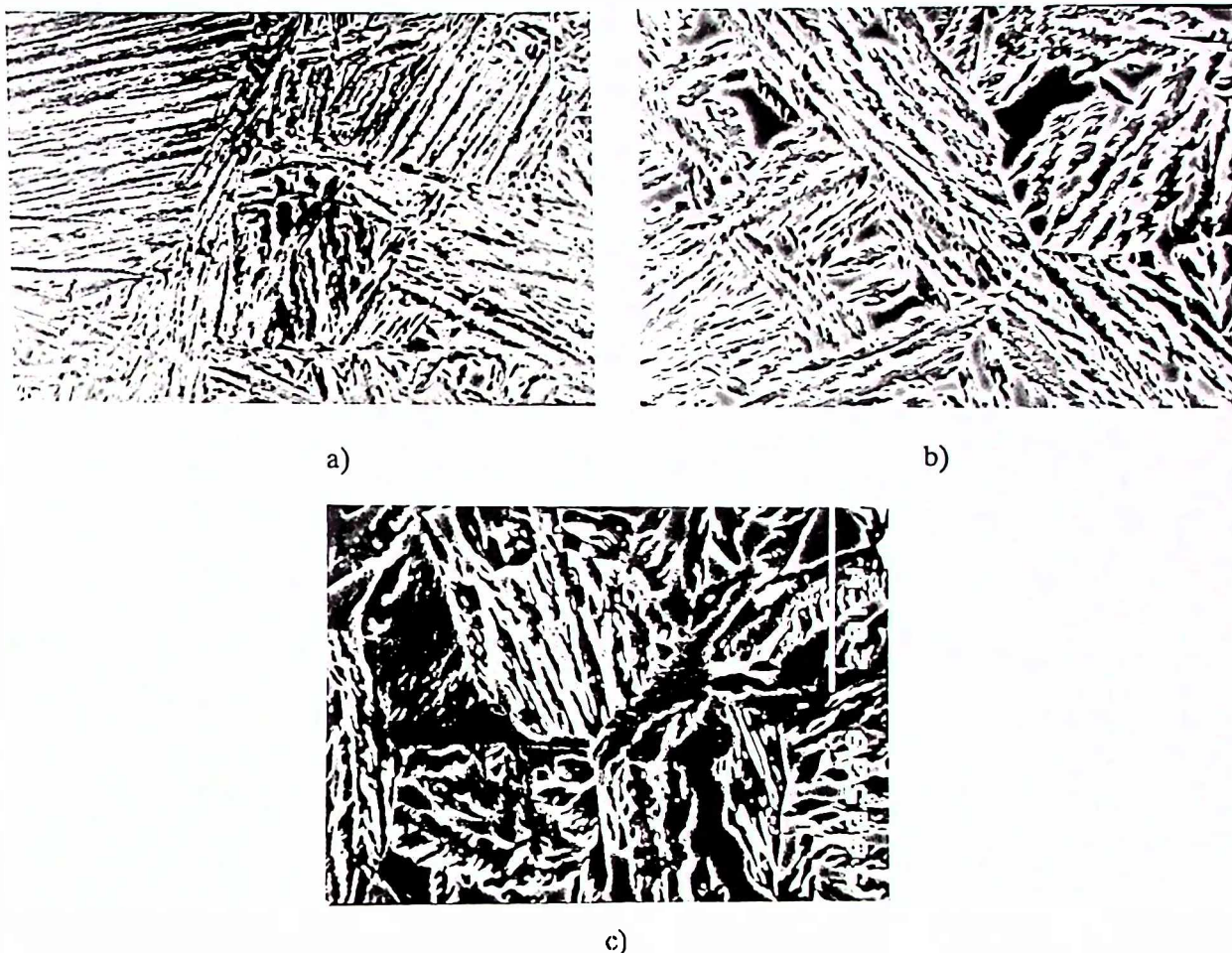
c)

*Slika 3.15 Mikrofotografije strukture legure L4 nakon austenitizacije od 120 minuta na temperaturi 900°C i izoternog poboljšavanja od 120 minuta na temperaturama a) 300°C; b) 350°C i c) 400°C (termički bojeno stanje)*

Sa slike 3.15,a-c jasno se uočava da povećanjem temperature izoternog poboljšavanja sa 300 na 400°C pločice beinitnog ferita rastu, a njihov broj se smanjuje.



Na slici 3.16,a-c prikazane su mikrofotografije dobijene skening elektronskom mikroskopijom, a odnose se na strukturu legure L4 koja je austenitizovana na temperaturi 900°C u trajanju od 120 minuta, a zatim izotermno poboljšavana na temperaturama 300, 350 i 400°C, za vrijeme od 120 minuta.

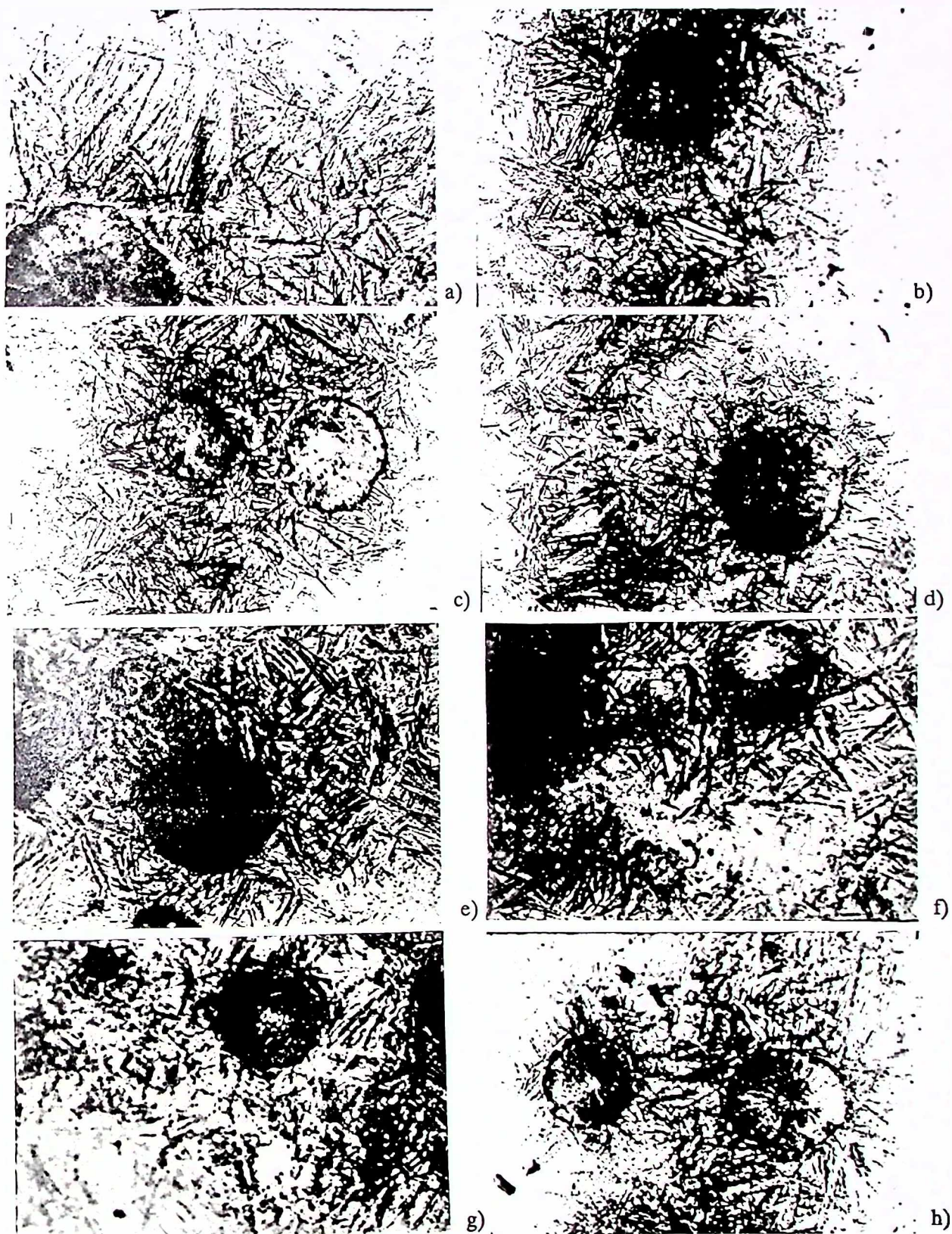


*Slika 3.16 Mikrofotografije strukture legure L4 nakon austenitizacije od 120 minuta na temperaturi 900°C i izoternog poboljšavanja od 120 minuta na temperaturama a) 300°C; b) 350°C i c) 400°C (uvećanje  $\times 3000$ , nagriženo 2% nitalom, SEM)*

Na mikrofotografijama prikazanim na slici 3.16,a-c uočava se promjena morfologije beinitnog ferita sa porastom temperature izoternog poboljšavanja. Na slici 3.16,b jasno zapažaju granice zrna i ostrvca zaostalog visokougleničnog austenita.

Na slici 3.17,a-h prikazane su strukture legura L4 austenitizovane na temperaturi 900°C u trajanju od 120 minuta, a zatim izotermno poboljšavane na temperaturi 350°C, za vrijeme od 1, 10, 30, 60, 120, 240, 360 i 480 minuta. Ispitivanja su izvršena svjetlosnom mikroskopijom, prije termičkog bojenja.





*Slika 3.17 Mikrofotografije strukture legure L4 nakon austenitizacije 120 minuta na temperaturi 900°C i izoternnog poboljšavanja na 350°C za vrijeme od: a) 1; b) 10; c) 30; d) 60; e) 120; f) 240; g) 360 i h) 480 minuta. (uvećanje x350; nagriženo 2% nitalom)*

Na osnovu mikrofotografija koje su prezentirane na slici 3.17,a-h, a koje odslikavaju zavisnost strukture od vremena izoternog poboljšavanja može se zapaziti da sa produženjem vremena dolazi do povećanja udjela beinitnog ferita u austemperovanoj strukturi. Međutim, uticaj vremena izoternog poboljšavanja na morfologiju beinitnog ferita nije toliko izražajan u poređenju sa uticajem koji imaju temperature austenitizacije i izoternog poboljšavanja.

Na slici 3.18,a-c prikazane su mikrofotografije struktura legure L2 austenitizovane na temperaturama 850, 900 i 930°C u trajanju od 120 minuta, a zatim izotermno poboljšavane na temperaturi 400°C, za vrijeme od 60 minuta. Ispitivanja su izvršena svjetlosnom mikroskopijom, nakon termičkog bojenja.

Mikrofotografije prikazane na slici 3.18,a-c ukazuju na prisustvo netransformisanih oblasti u međucelijskim prostorima udaljenim od grafitnih nodula. Ovi regioni se pojavljuju u vidu ljubičastih ili svjetlo plavih područja, zavisno od sadržaja ugljenika u netransformisanom austenitu. Kao što se može zapaziti na slici sa porastom temperature austenitizacije sa 850 na 930°C, povećava njihov udio u austemprovanoj osnovi.



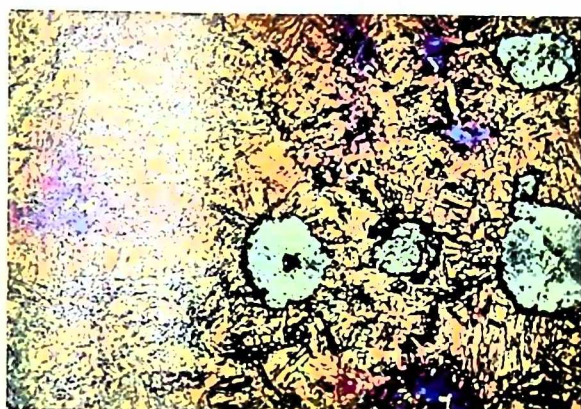


x 250



x500

a)

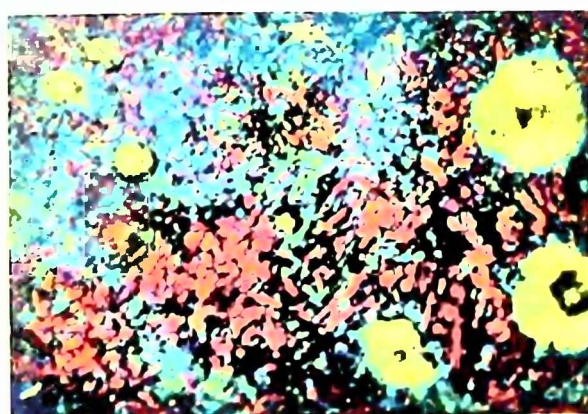


x 250

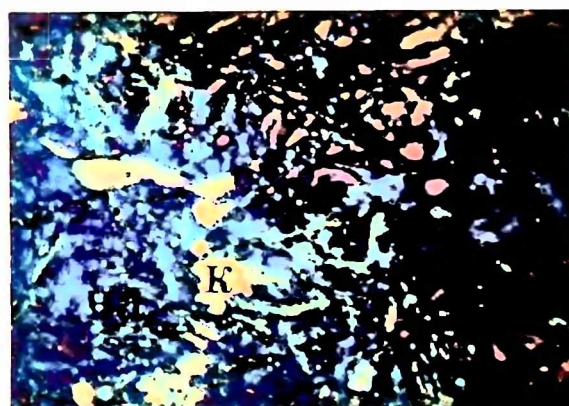


x500

b)



x250



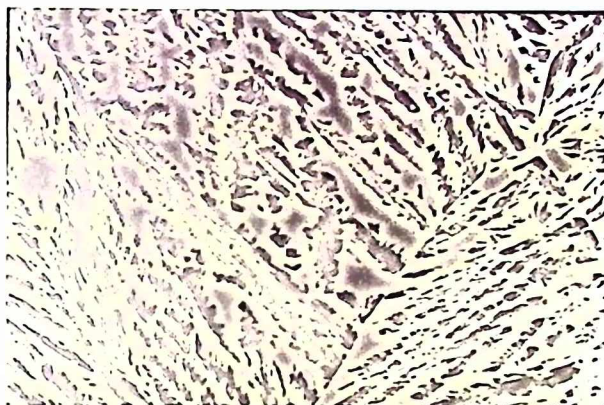
x500

c)

*Slika 3.18 Netransformisane oblasti nakon austenitizacije od 120 minuta na temperaturama a) 850°C b) 900°C c) 930°C i izoternog poboljšavanja 60 minuta na temperaturi od 400°C (termički bojeno stanje)*

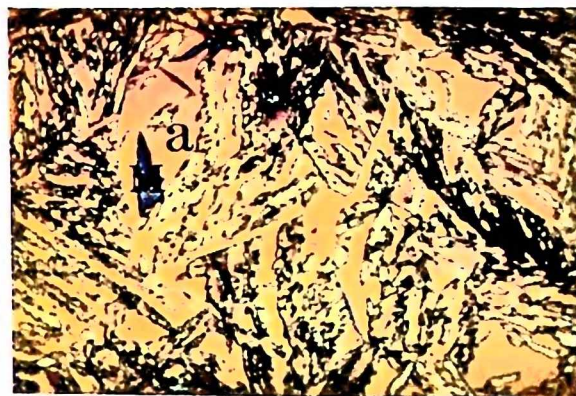


Na slici 3.19,a-b prikazano je prisustvo zaostalog, ugljenikom obogaćenog austenita u međućelijskim oblastima koji se pod uticajem mehaničkih naprezanja jednim dijelom transformisao u martenzit. Mikrofotografije su snimljene na svjetlosnom i skening elektronskom mikroskopu na uzorku legure L4. Uzorak je uzet iz dijela epruvete ispitane na udarnu žilavost neposredno blizu površine loma, kako bi se vjerodostojnije zapazila transformacija izazvana mehaničkim naprezanjem.



*x 3000, nagriženo 2% nitalom;*

a)



*x 500, termički bojeno;*

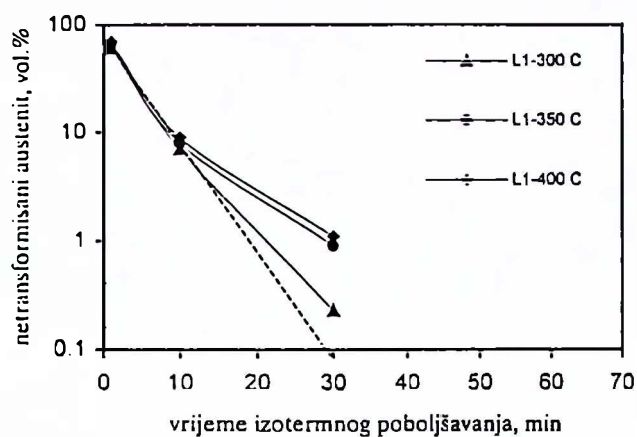
b)

**Slika 3.19** Mikrofotografije zaostalog austenita koji se jednim dijelom transformisao u martenzit snimljene na a) SEM b) svjetlosnom mikroskopu (900°C/120 min.; 450°C/60 min.)

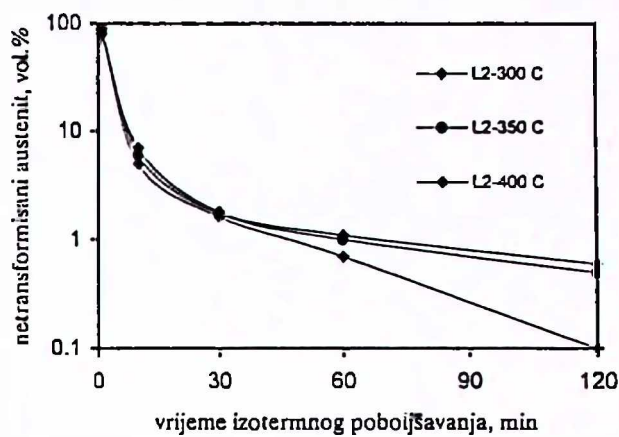
Martenzit nastao pod uticajem mehaničkih naprezanja pojavljuje se na crno-bijeloj fotografiji u vidu tamnijih iglica u sivkastim ostrvcima zaostalog austenita. Njegovo prisustvo znatno je uočljivije na mikrofotografiji koja se odnosi na termički bojeno stanje, jer se pojavljuje u vidu izrazito plavih iglica u svijetlo braon područjima zaostalog austenita.

Promjene količine netransformisanog austenita za sve četiri tretirane legure i zadate uslove termičkog tretmana prikazane su na slikama 3.20-3.22.

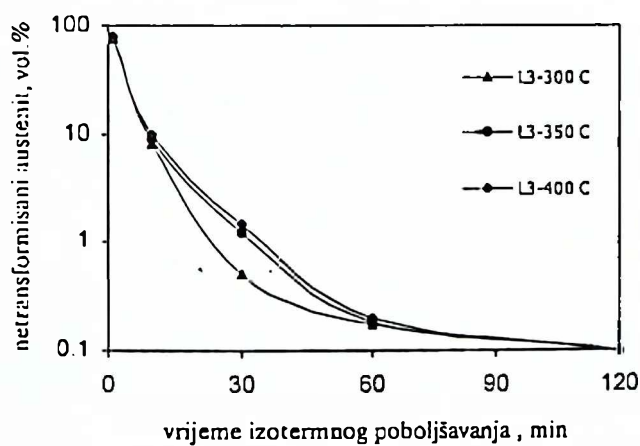
Na dijagramima prikazanim na slikama 3.20-3.22, a koji pokazuju zavisnost količine netransformisanog austenita u funkciji vremena izoternog poboljšavanja, zapaža se oštar pad krive kod svih legura. Nakon ovog slijedi pojava platoa krive, ili je pak u određenim slučajevima prisutan kontinuirani pad. Pri dugim vremenima izoternog poboljšavanja, onim dužim od 120 minuta prisustvo netransformisanog austenita je praktično zanemarljivo.



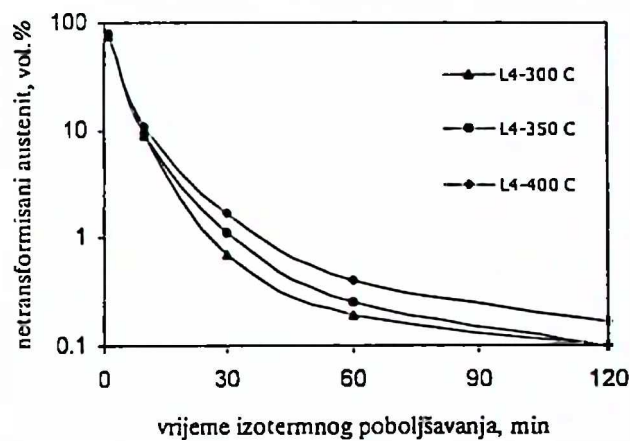
a) legura L1



b) legura L2



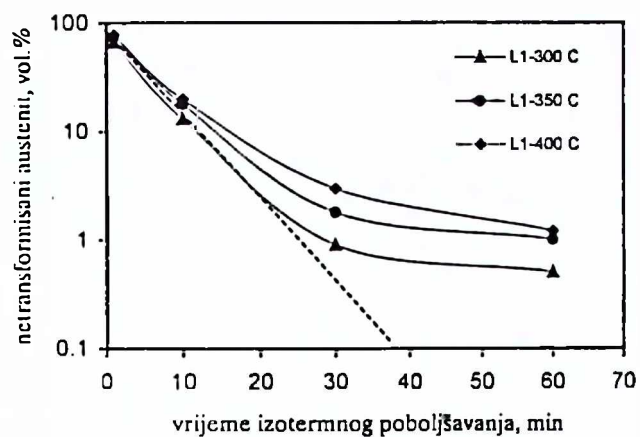
c) legura L3



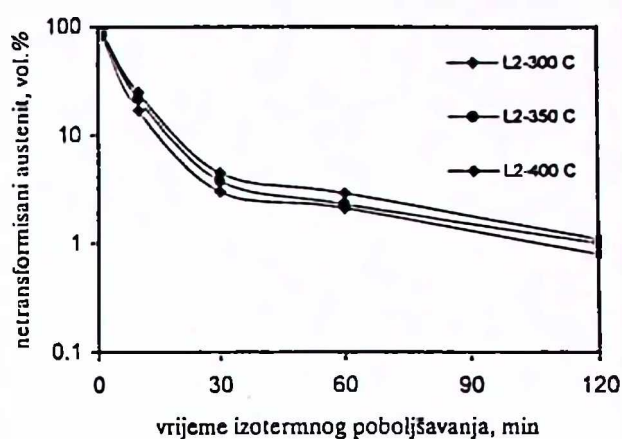
d) legura L4

Slika 3.20 Promjena udjela netransformisanog austenita nakon austenitizacije 120 minuta na temperaturi od 850°C

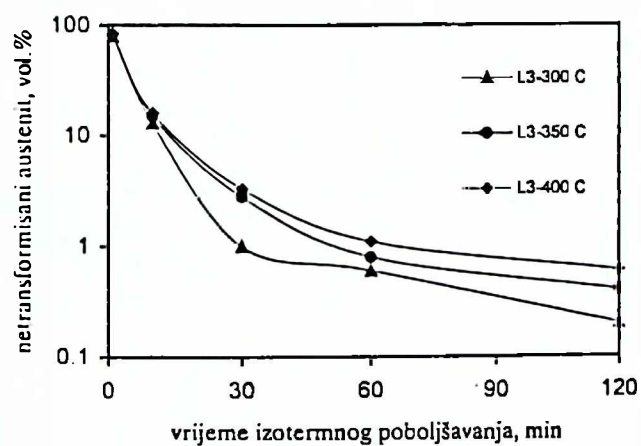




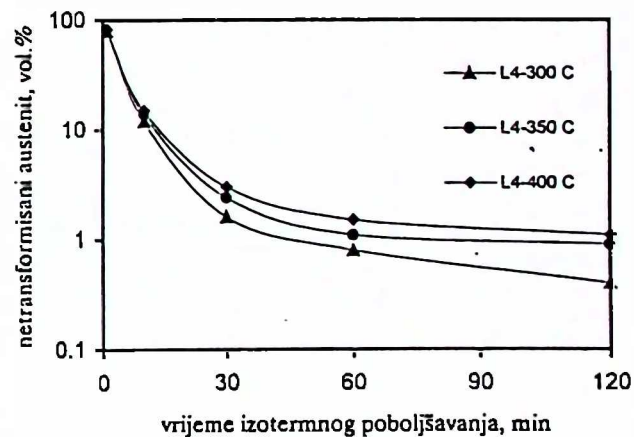
a) legura L1



b) legura L2

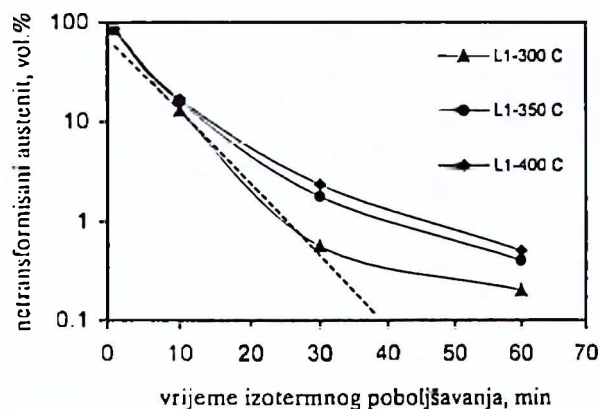


c) legura L3

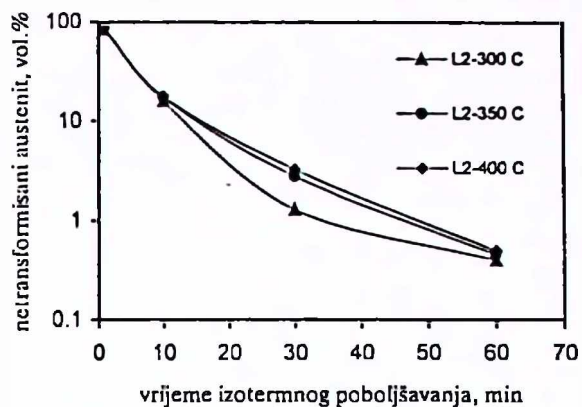


d) legura L4

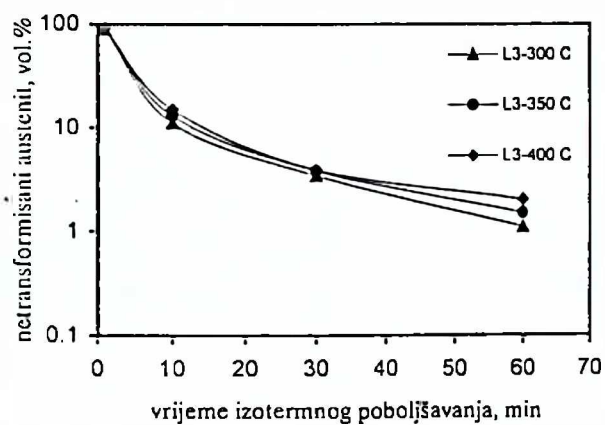
Slika 3.21 Promjena sadržaja netransformisanog austenita nakon austenitizacije od 120 minuta na temperaturi 900°C



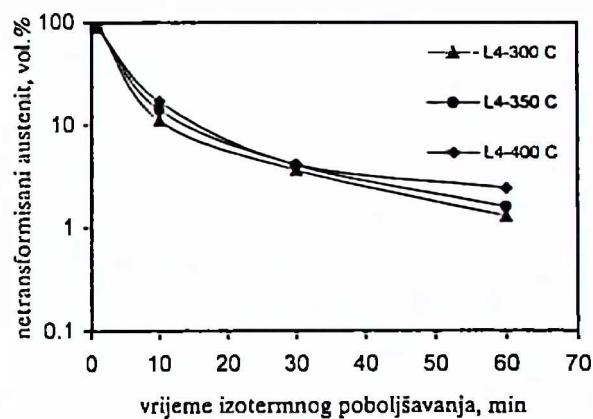
a) legura L1



b) legura L2



c) legura L3



d) legura L4

Slika 3.22 Promjena sadržaja netransformisanog austenita nakon austenitizacije od 120 minuta na temperaturi od 930°C

Na osnovu dijagrama datih na slikama 3.20-3.22 može se zapaziti da sa porastom temperature austenitizacije raste udio netransformisanog austenita u strukturi. Na slici 3.20a koja se odnosi na promjenu sadržaja netransformisanog austenita kod legure L1 a nakon austenitizacije od 120 minuta na temperaturi 850°C, zapaža se da je nakon 30 minuta izoternog poboljšavanja sadržaj netransformisanog austenita praktično nemjerljiv.

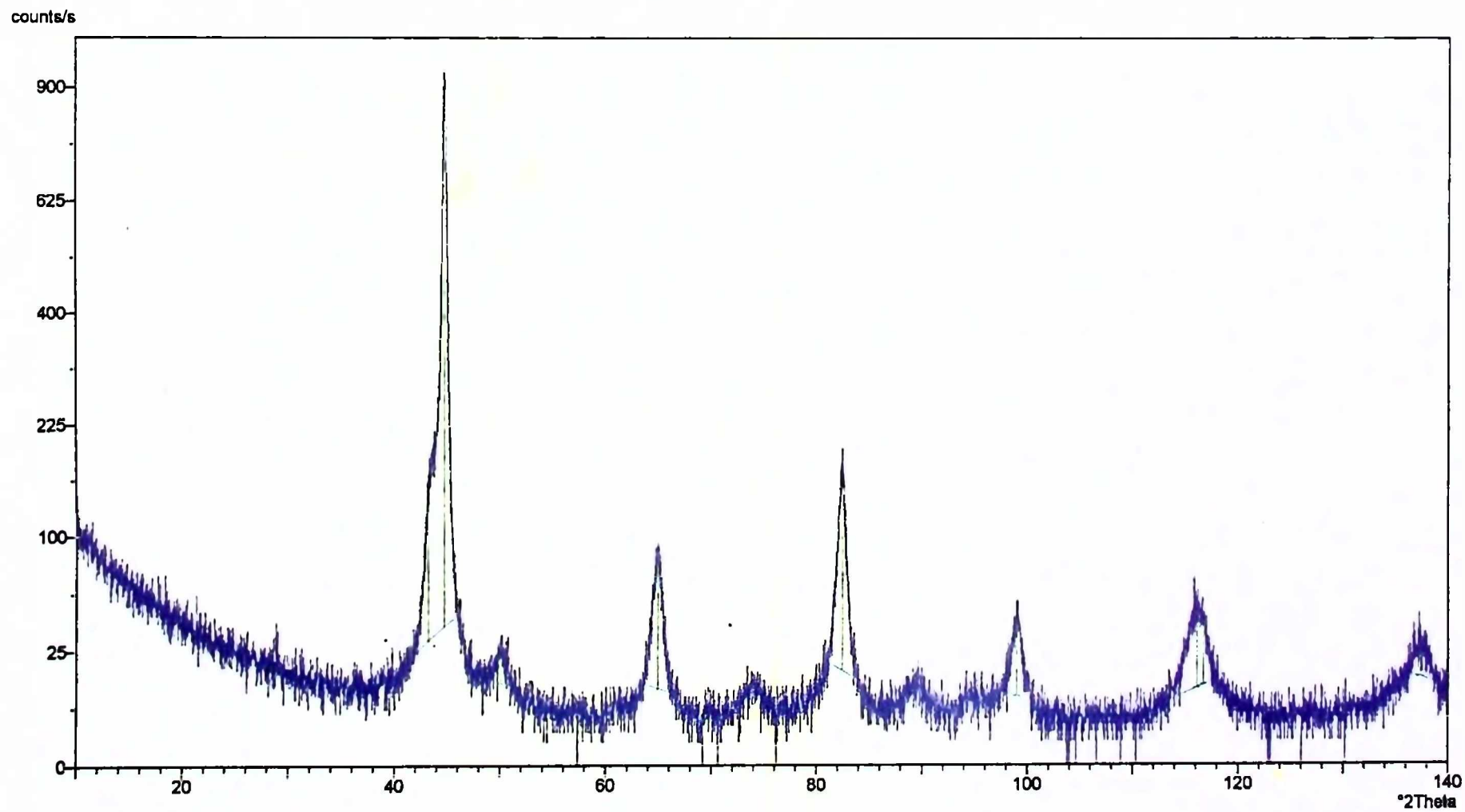
### 3.2.2 REZULTATI DIFRAKCIJE X-ZRAKA

Reprezentativni difrakcioni zapis koji se odnosi na leguru L2 austenitizovanu na temperaturi 900°C za vrijeme od 120 minuta i izotermno poboljšavanu 120 minuta na temperaturi od 350°C prikazan je na slici 3.23. Kao što se može zapaziti vršena je indentifikacija pikova koji se odnose na prostorno centriranu kubnu rešetku ferita (110), (200) i (211) i površinski centriranu kubnu rešetku austenita (111), (200) i (220).

Parametri dobijeni analizom difrakcionog zapisa dati su u tabeli 3.3.

**Tabela 3.3** *Karakteristični parametri difrakcionog zapisa*

FAZA	Međuravansko rastojanje, d. Å	Relativni intenzitet, %	Eksperimentalni ugao, $2\theta$ , °	Visina pika, cps
(111) $\gamma$	2.09105	13.72	43.23030	121.40
(110) $\alpha$	2.02417	100.00	44.73441	884.81
(200) $\gamma$	1.82185	1.46	50.02305	12.94
(200) $\alpha$	1.43465	7.57	64.94737	67.00
(211) $\alpha$	1.16904	16.49	82.43210	145.87
(220) $\gamma$	1.01298	3.71	99.00035	32.86

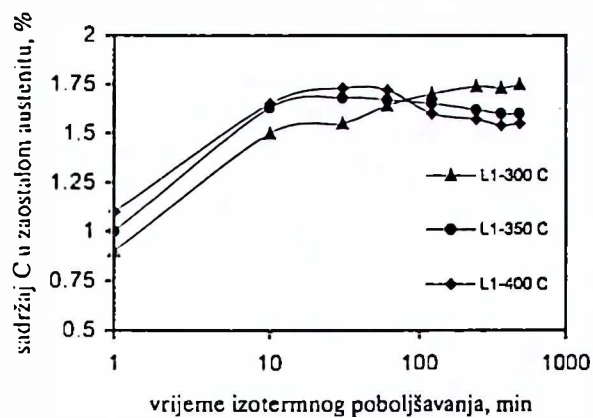


*Slika 3.23 Difraktografski zapis*

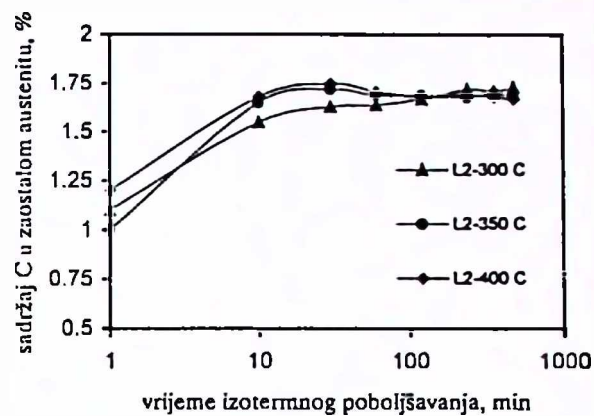
Na osnovu rezultata dobijenih difrakcijom X-zraka i u skladu sa jednačinama 2.2 i 2.3 izvršen je proračun sadržaja ugljenika u zaostalom austenitu za sve uslove termičkog tretmana.

Promjena sadržaja ugljenika u zaostalom austenitu u funkciji parametara austemperovanja data je na slikama 3.24-3.26. Zapaža se da krive prikazane na ovim dijagramima, a koje pokazuju zavisnost sadržaja ugljenika u zaostalom austenitu u funkciji vremena izotermnog poboljšavanja imaju sličan tok. Naime, u vremenskom intervalu od 1-10 minuta uočava se nagli porast sadržaja ugljenika nakon čega se dostiže maksimum (i do 2%) u intervalu od 10 do 60 minuta, a daljim produžavanjem vremena izotermnog poboljšavanja sadržaj ugljenika je manje više konstantan (plato krive). Porast temperature austenitizacije povećava maksimalan sadržaj ugljenika u zaostalom austenitu nakon termičkog tretmana austemperovanja. Najmanji sadržaj ugljenika u zaostalom austenitu imaju uzorci legura koji su izotermno poboljšavani na temperaturi od 300°C, a takođe ovi uzorci najkasnije dostižu maksimalan sadržaj.

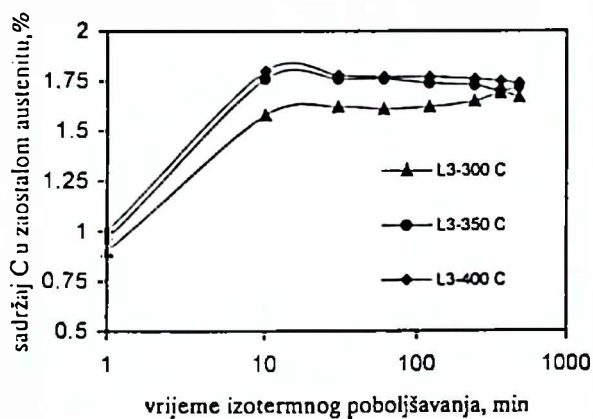
Analizom dijagramski prikazanih rezultata vidi se da u poređenju sa drugim legurama nešto niži sadržaj ugljenika u zaostalom austenitu ima legura L1.



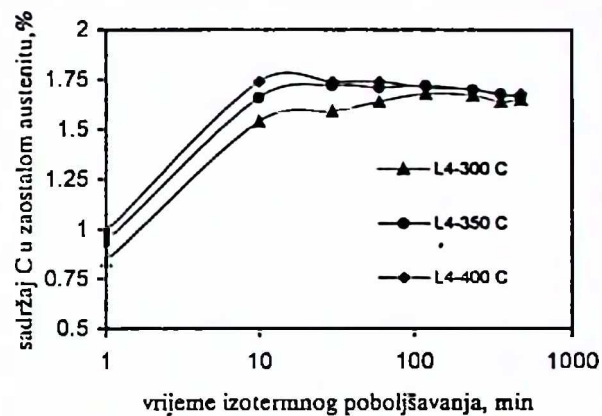
a) legura L1



b) legura L2

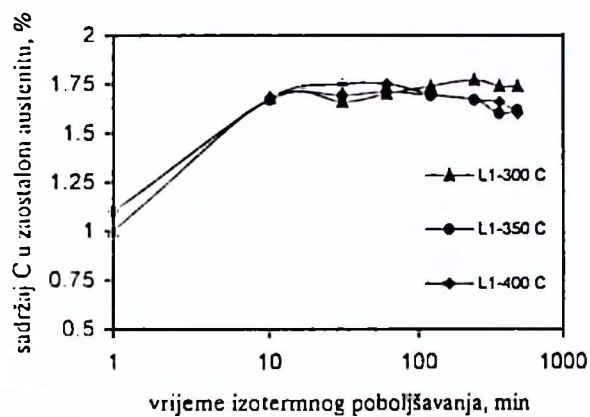


c) legura L3

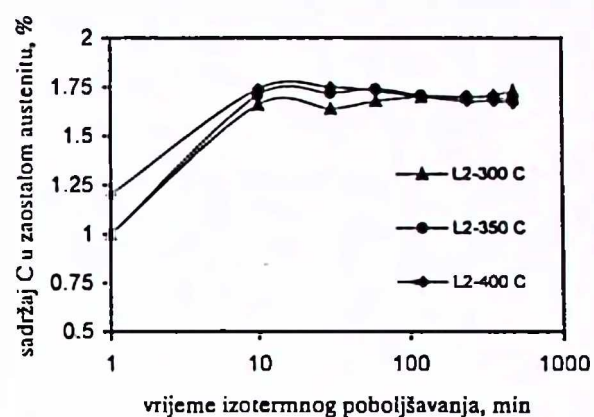


d) legura L4

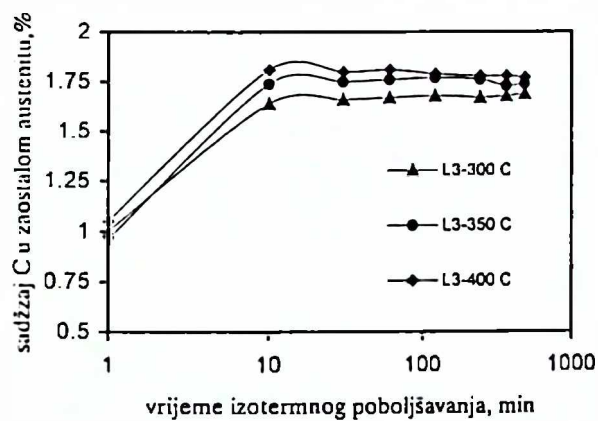
Slika 3.24 Uticaj temperature i vremena izotermnog poboljšavanja na sadržaj ugljenika u zaostalom austenitu nakon austenitizacije od 120 minuta na temperaturi od 850°C



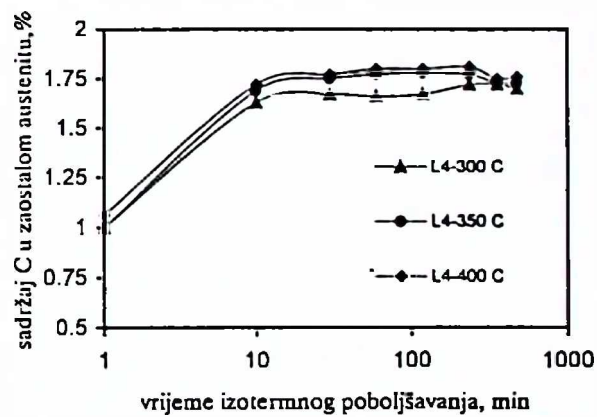
a) legura L1



b) legura L2



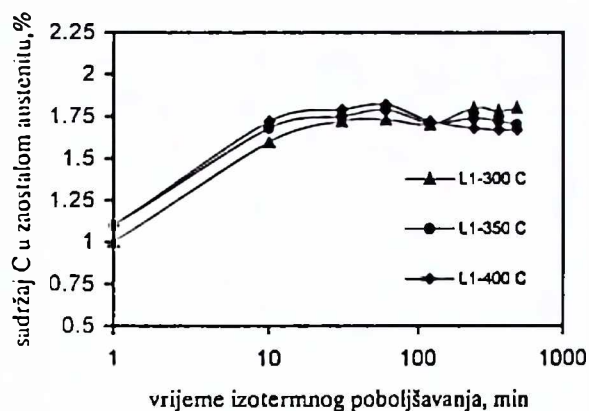
c) legura L3



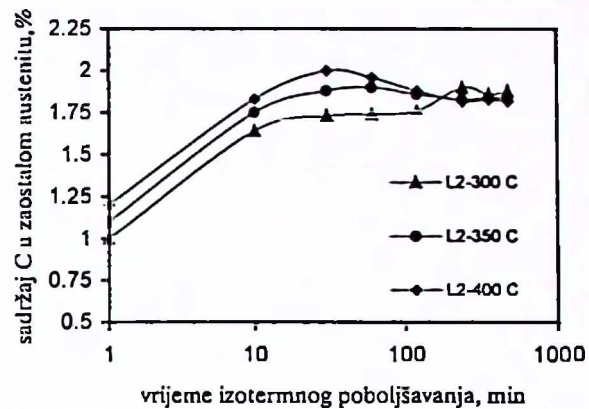
d) legura L4

Slika 3.25 Uticaj temperature i vremena izotermnog poboljšavanja na sadržaj ugljenika u zaostalom austenitu nakon austenitizacije od 120 minuta na temperaturi od 900°C

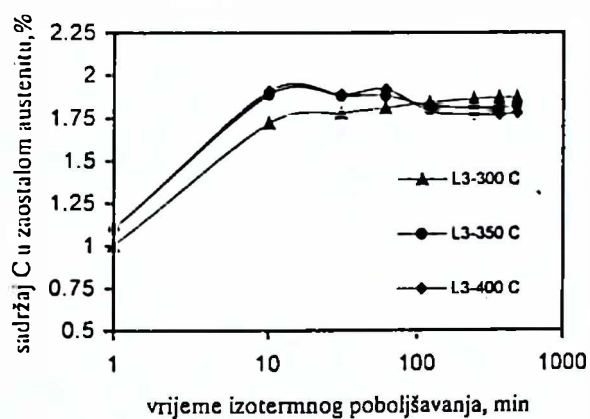




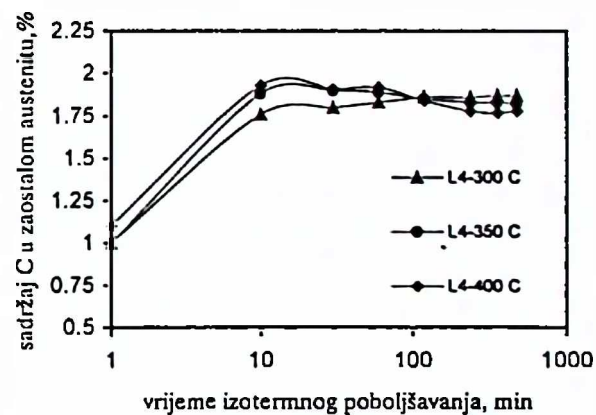
a) legura L1



b) legura L2



c) legura L3



d) legura L4

Slika 3.26 Uticaj temperature i vremena izotermnog poboljšavanja na sadržaj ugljenika u zaostalom austenitu nakon austenitizacije od 120 minuta na temperaturi od 930°C



Promjena količine zaostalog austenita u funkciji parametara termičkog tretmana austemperovanja, utvrđena difrakcijom X zraka, grafički je prikazana na slikama 3.27-3.29.

Tok krivih za sve uslove termičkog tretmana je sličan. Naime, količina zaostalog austenita je mala pri kratkim vremenima držanja na temperaturi izotermnog poboljšavanja, zatim dostiže maksimalnu vrijednost, nakon čega daljim držanjem dolazi do pada ovih vrijednosti. Za krive koje se odnose na temperaturu izotermnog poboljšavanja od 400°C, ovaj pad je nešto oštiri u odnosu na isti kod temperatura 300 i 350°C.

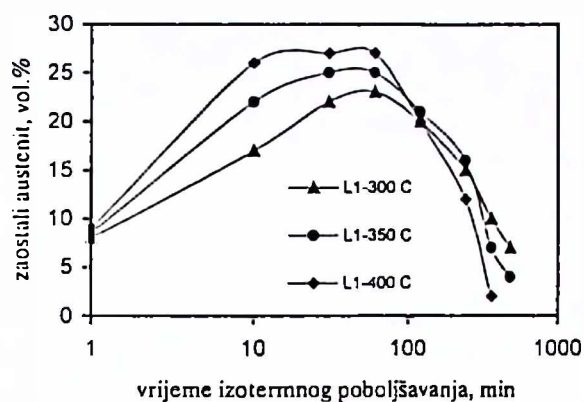
Analizom prikazanih dijagrama zapaža se da porast temperature austenitizacije sa 850 na 930°C doprinosi povećanju količine zaostalog austenita u strukturi.

Što se tiče temperature izotermnog poboljšavanja zapaža se da njen porast izaziva značajno povećanje sadržaja zaostalog austenita.

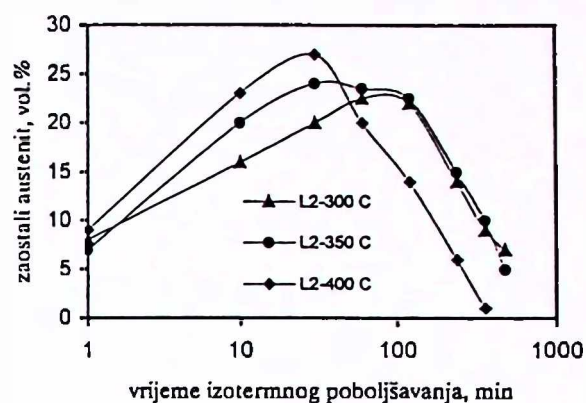
Promjena ukupnog sadržaja ugljenika u austenitnoj fazi  $C_\gamma X_\gamma$  u funkciji vremena izotermnog poboljšavanja pri različitim uslovima procesa austemperovanja data je na slikama 3.30-3.32.

Analiza dijagrama prikazanih na slikama 3.30-3.32 pokazuje da tok krivih, odnosno promjena ukupnog sadržaja ugljenika u austenitnoj fazi sa vremenom izotermnog poboljšavanja ima sličan trend kao i promjena količine zaostalog austenita prikazana na slikama 3.27-3.29.

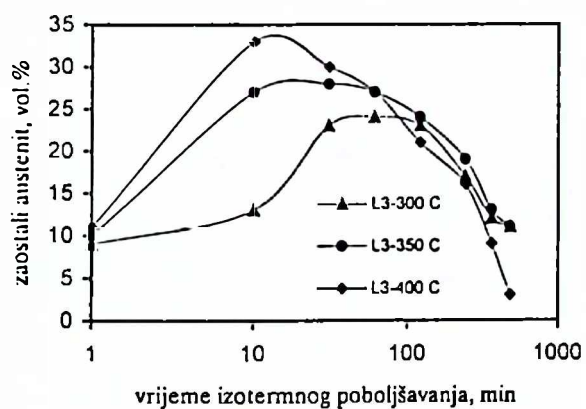
Na osnovu dijagrama koji su prikazani na slikama 3.30-3.32, a pokazuju zavisnost ukupnog sadržaja ugljenika u austenitu od vremena izotermnog poboljšavanja, vidi se da na temperaturi izotermnog poboljšavanja od 400°C ovaj parametar dostiže gotovo ravnotežnu vrijednost, dok je na temperaturi od 300°C on nešto niži.



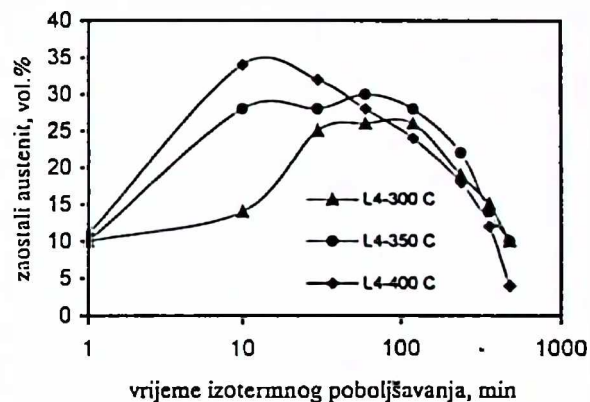
a) legura L1



b) legura L2

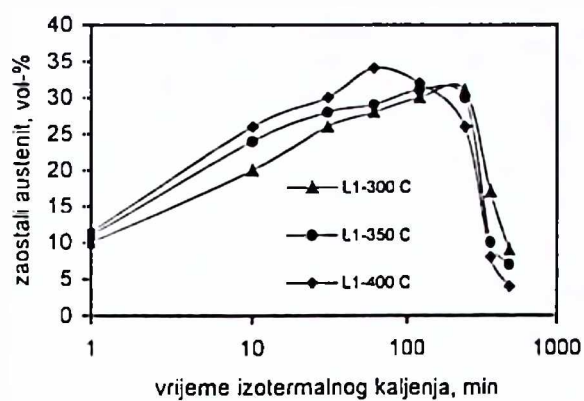


c) legura L3

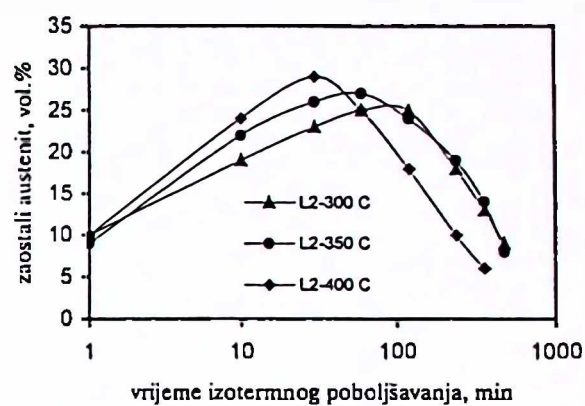


d) legura L4

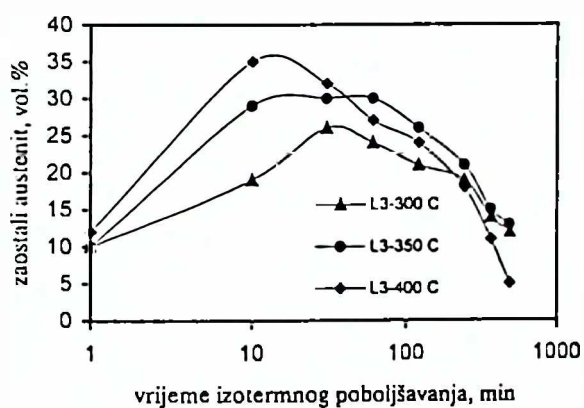
Slika 3.27 Uticaj temperature i vremena izotermnog poboljšavanja na količinu zaostalog austenita nakon austenitizacije od 120 minuta na temperaturi od 850°C



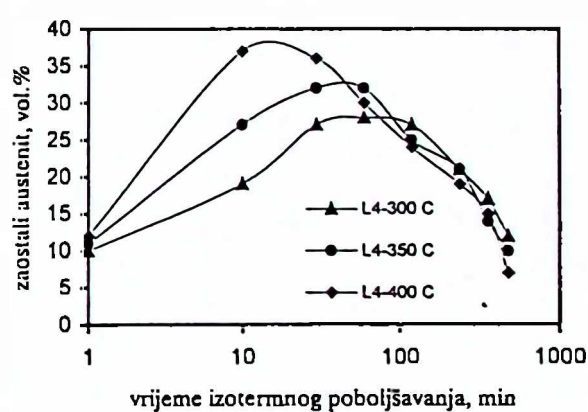
a) legura L1



b) legura L2

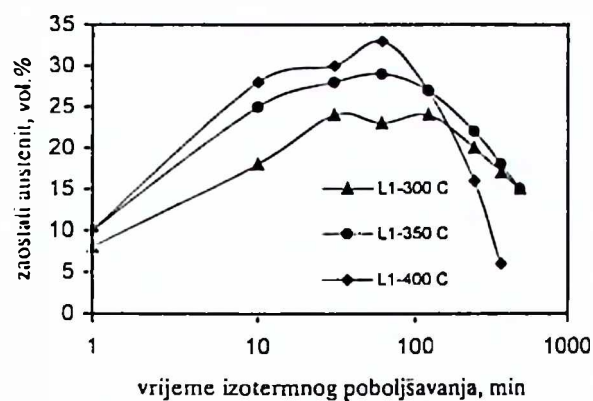


c) legura L3

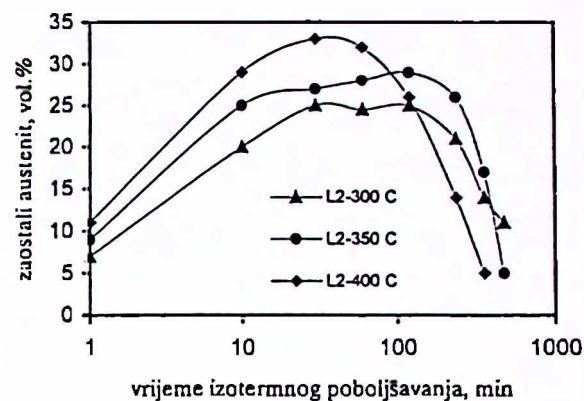


d) legura L4

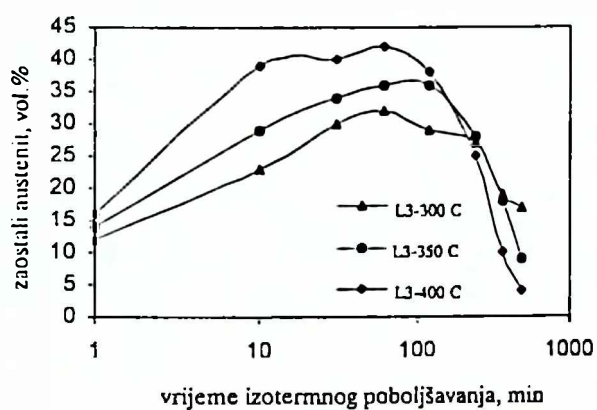
Slika 3.28 Uticaj temperature i vremena izotermnog poboljšavanja na količinu zaostalog austenita nakon austenitizacije od 120 minuta na temperaturi od 900°C



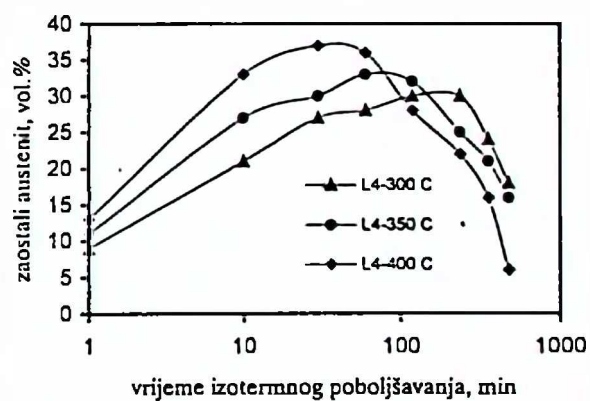
a) legura L1



b) legura L2

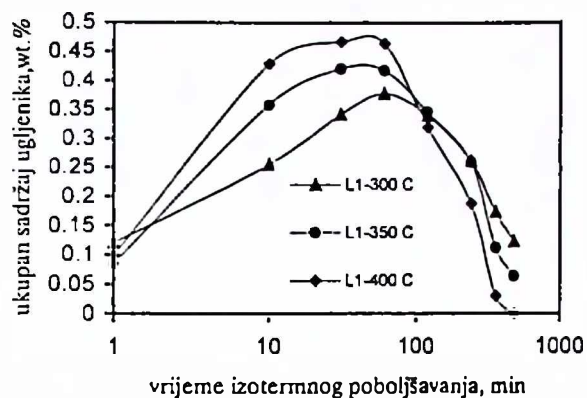


c) legura L3

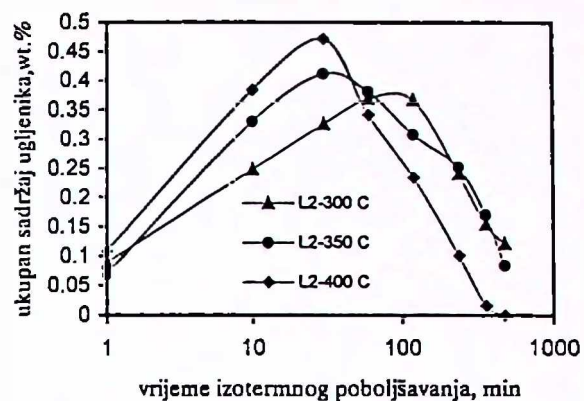


d) legura L4

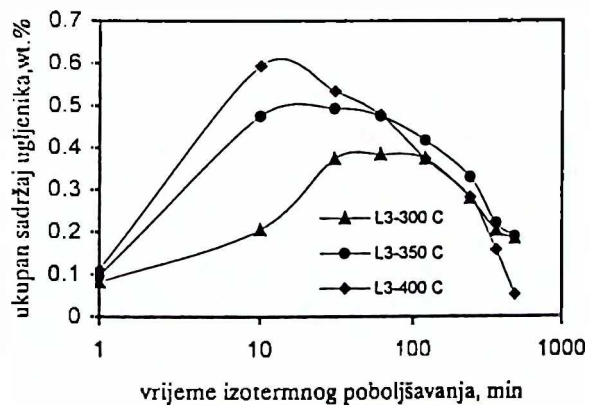
Slika 3.29 Uticaj temperature i vremena izotermnog poboljšavanja na količinu zaostalog austenita nakon austenitizacije od 120 minuta na temperaturi od 930°C



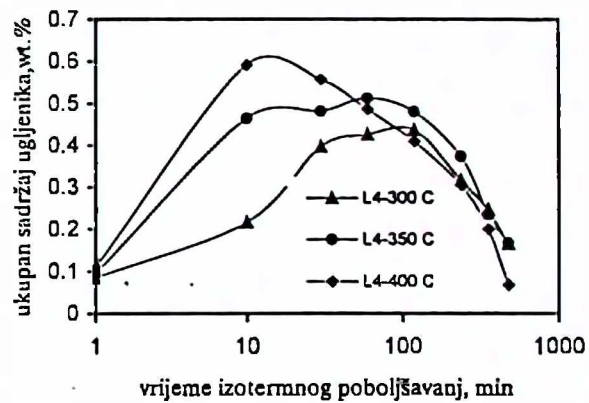
a) legura L1



b) legura L2

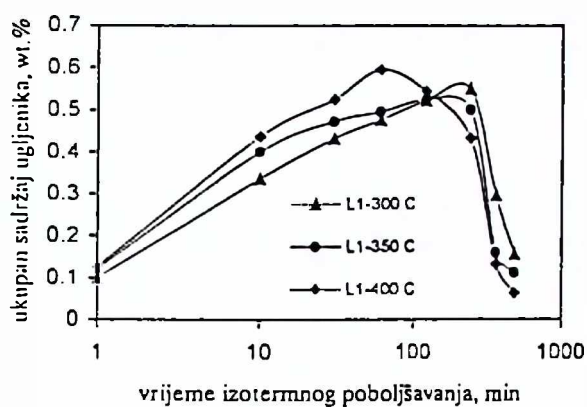


c) legura L3

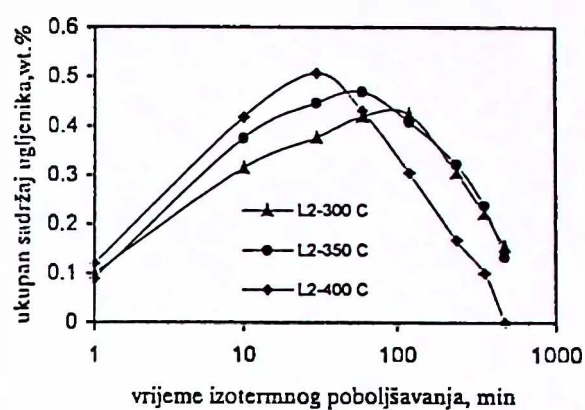


d) legura L4

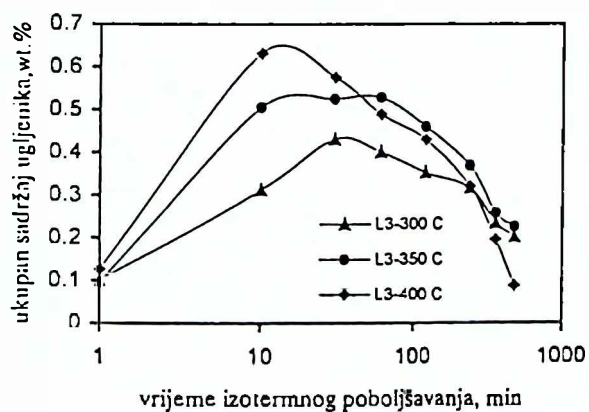
Slika 3.30 Uticaj temperature i vremena izotermnog poboljšavanja na ukupni sadržaj ugljenika u austenitu nakon austenitizacije od 120 minuta na temperaturi od 850°C



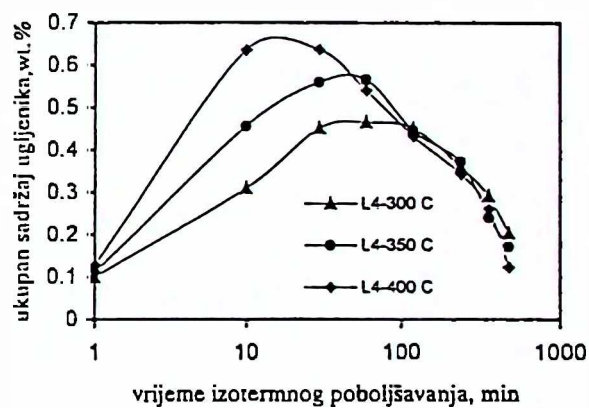
a) legura L1



b) legura L2



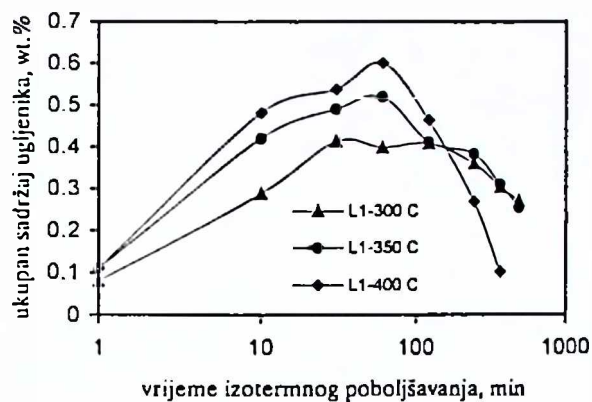
c) legura L3



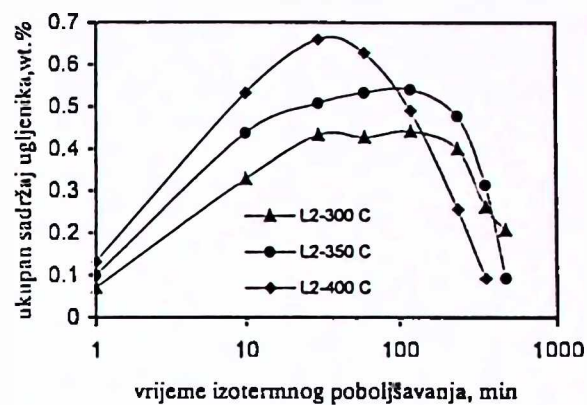
d) legura L4

Slika 3.31 Uticaj temperature i vremena izotermnog poboljšavanja na ukupni sadržaj ugljenika u austenitu nakon austenitizacije od 120 minuta na temperaturi od 900°C

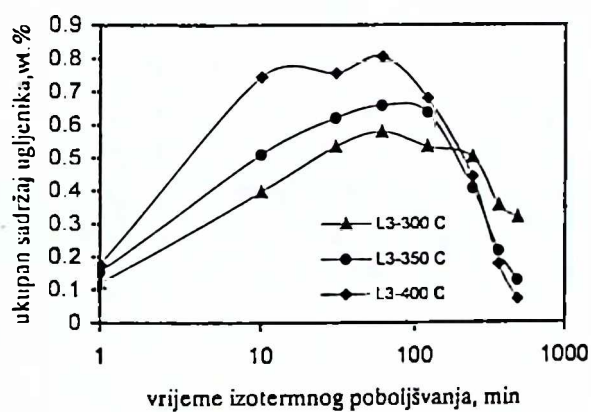




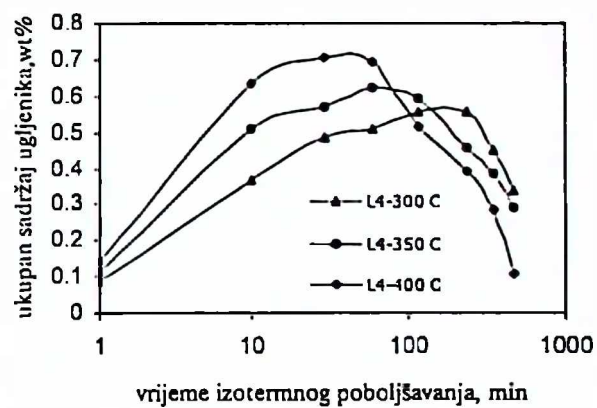
a) legura L1



b) legura L2



c) legura L3



d) legura L4

Slika 3.32 Uticaj temperature i vremena izotermnog poboljšavanja na ukupni sadržaj ugljenika u austenitu nakon austenitizacije od 120 minuta na temperaturi od 930°C

### 3.3 REZULTATI MEHANIČKIH ISPITIVANJA

#### 3.3.1 ISPITIVANJE TVRDOĆE

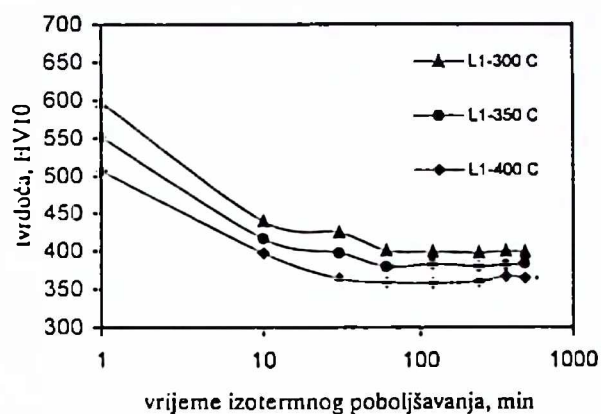
Rezultati ispitivanja tvrdoće u funkciji parametara termičkog tretmana austemperovanja dijagramski su prikazani na slikama 3.33-3.35.

Analizom rezultata zapaža se da porast temperature austenitizacije sa 900 na 930°C neznatno mijenja vrijednosti tvrdoće tretiranih legura, dok su se pri temperaturi od 850°C dobile nešto niže vrijednosti.

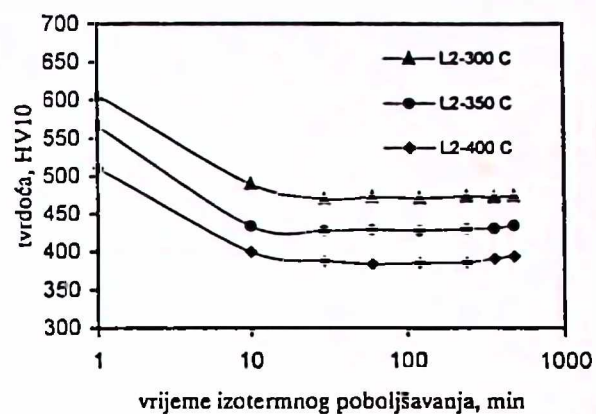
Temperatura izotermnog poboljšavanja je imala veći uticaj. Pri nižim temperaturama izotermnog poboljšavanja dobijene su više vrijednosti tvrdoće u odnosu na one kod legura koje su tretirane na višim temperaturama. Tako recimo, za uzorke legura koje su izotermno poboljšavane na temperaturi od 300°C, za vrijeme od 60-480 minuta, dobijene su vrijednosti tvrdoće od 450 do 550 HV10. Za uzorke tretirane na 400°C te vrijednosti su iznosile od 350 do 400 HV10.

Na dijagramima koji pokazuju promjenu tvrdoće zavisno od vremena izotermnog poboljšavanja sa produžavanjem vremena držanja na temperaturi izotermnog poboljšavanja od 1 do 30 minuta, zapaža se nagli pad vrijednosti tvrdoće. Daljim produžavanjem vremena tok krive je uglavnom konstantan, a blagi porast se zapaža tek pri veoma dugim vremenima.

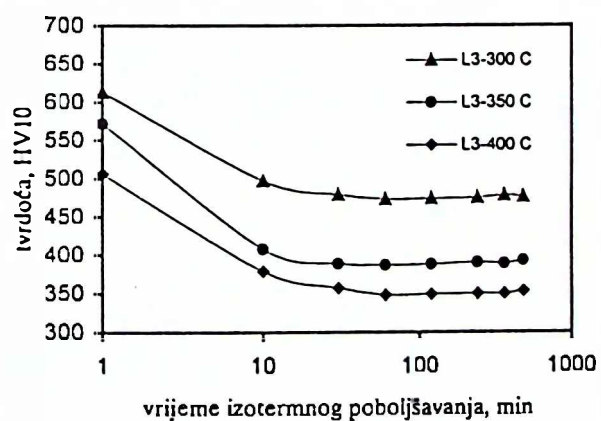




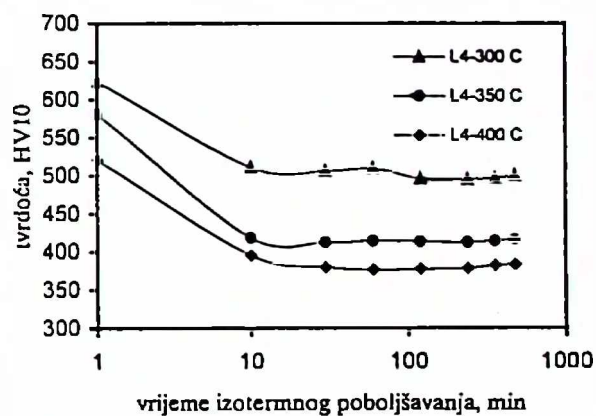
a) legura L1



b) legura L2

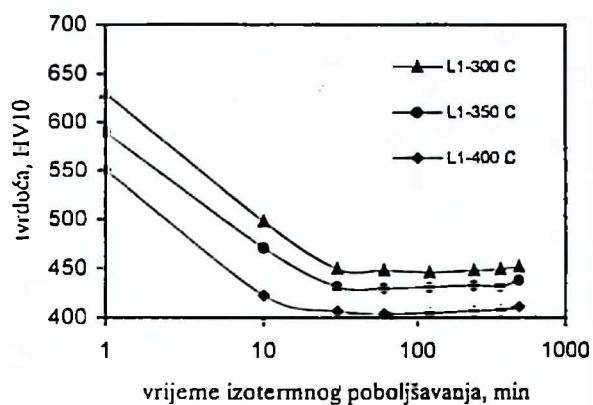


c) legura L3

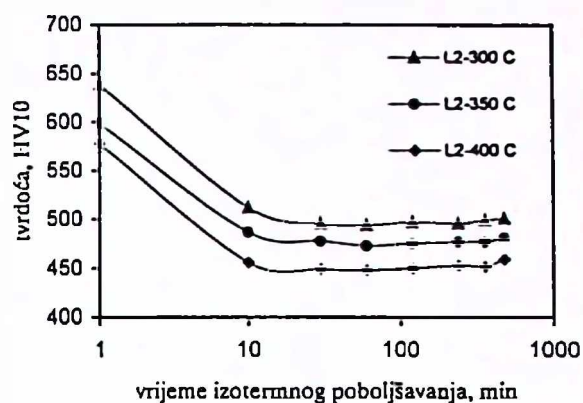


d) legura L4

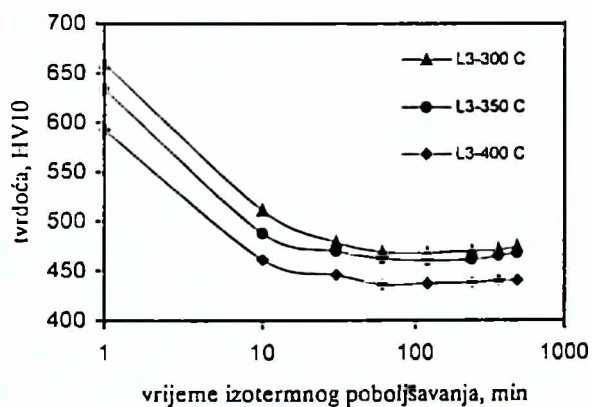
Slika 3.33 Uticaj temperature i vremena izotermnog poboljšavanja na tvrdoću ispitivanih legura nakon austenitizacije od 120 minuta na temperaturi od 850°C



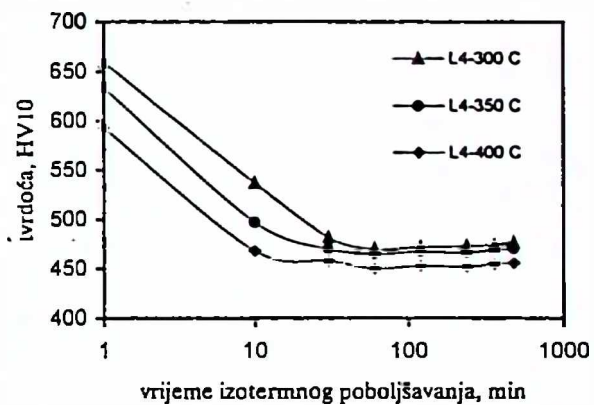
a) legura L1



b) legura L2

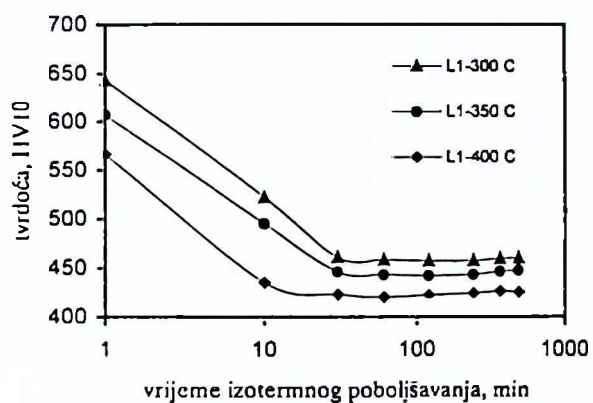


c) legura L3

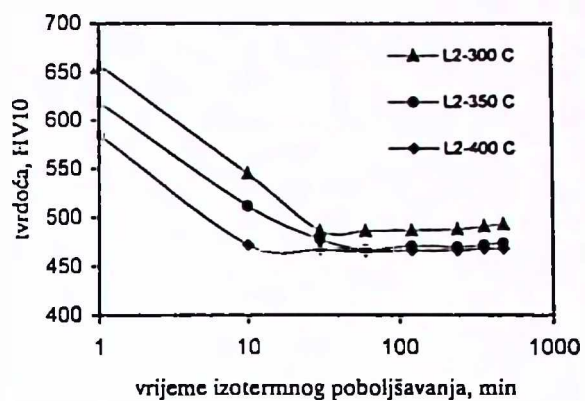


d) legura L4

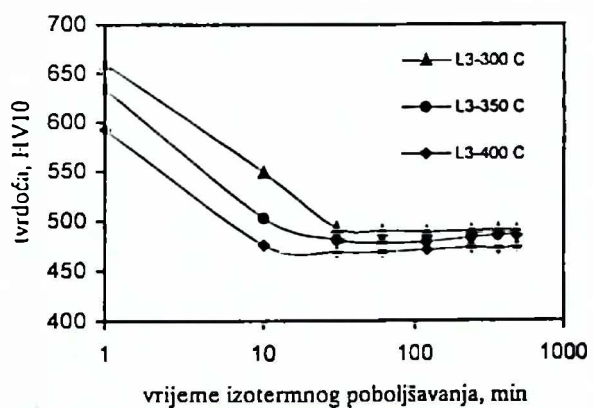
Slika 3.34 Uticaj temperature i vremena izotermnog poboljšavanja na tvrdoću ispitivanih legura nakon austenitizacije od 120 minuta na temperaturi od 900°C



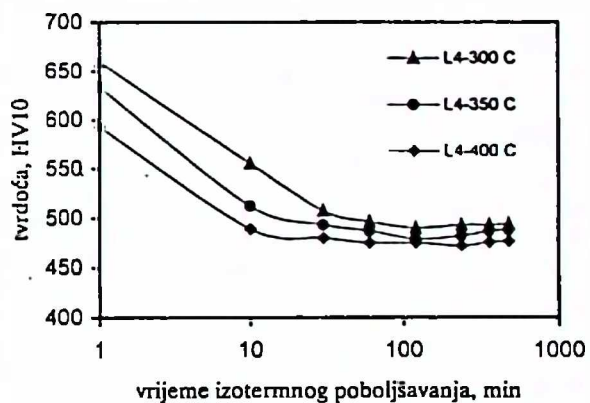
a) legura L1



b) legura L2



c) legura L3



d) legura L4

Slika 3.35 Uticaj temperature i vremena izotermnog poboljšavanja na tvrdoću ispitivanih legura nakon austenitizacije od 120 minuta na temperaturi od 930°C

### 3.3.2 ISPITIVANJA UDARNE ŽILAVOSTI

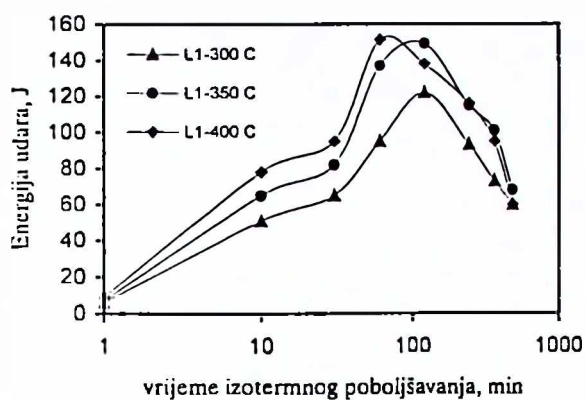
Dijagrami prikazani na slikama 3.36-3.38 daju rezultate promjene vrijednosti udarne zavisno od parametara termičkog tretmana austemperovanja, a odnose se na sve četiri tretirane legure. Vrijednosti udarne žilavosti uzoraka koji su izotermno poboljšavani na temperaturama 300 i 350°C povećavaju se sa porastom temperature austenitizacije, dok se pri temperaturi od 400°C postiže suprotan efekat, tj. vrijednosti se smanjuju sa porastom temperature austenitizacije.

Analizom dijagrama prikazanih na slici 3.36-3.37 uočava se da se vrijednosti udarne žilavosti uzoraka legura koje su austenitizovane na temperaturama 850 i 900°C i izotermalno poboljšavane 30 minuta na temperaturama 300, 350 i 400°C, kreću u opsegu od 45-85 J. Odgovarajuće vrijednosti, karakteristične za uzorke austenitizovane na temperaturi 930°C, kreću se u intervalu 30-60 J.

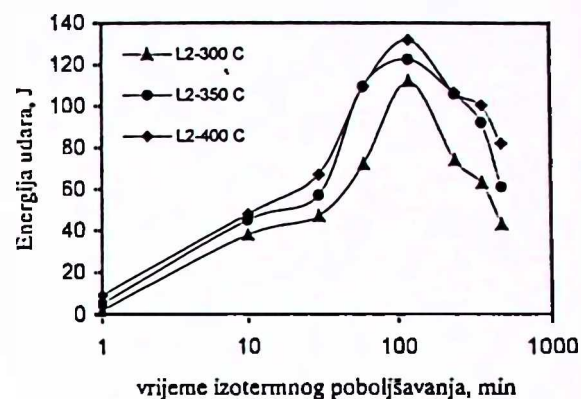
Analizirajući uticaj temperature izotermnog poboljšavanja na vrijednosti udarne žilavosti, uočava se da dolazi do postepenog povećanja udarne žilavosti sa porastom temperatura izotermnog poboljšavanja od 300 do 350°C. Pri temperaturi izotermnog poboljšavanja od 400°C dobijene su nešto niže vrijednosti, ili pak u rangu vrijednosti postignutih na temperaturi od 350°C. Ovaj pad je izraženiji kod uzoraka austenitizovanih na temperaturi 930°C.

Prateći tok krivih koje pokazuju uticaj vremena izotermnog poboljšavanja na vrijednosti udarne žilavosti zapaža se da je u svim uslovima termičkog tretmana austemperovanja prisutan isti trend. Naime, vrijednosti udarne žilavosti se povećavaju sa produžavanjem vremena izotermnog poboljšavanja dostižući maksimalnu vrijednost. Nakon toga daljim poboljšavanjem dolazi do pada ovih vrijednosti. Takođe se može zapaziti da je pri temperaturi austenitizacije od 930°C potrebno duže vrijeme izotermnog poboljšavanja da bi se postigla maksimalna vrijednost udarne žilavosti.

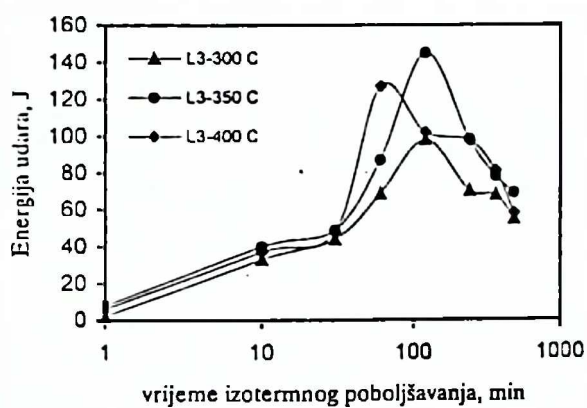
Upoređujući dijagrame koji su dati na slikama 3.27-3.29, sa onima datim na slikama 3.36-3.38, uočava se da promjena vrijednosti udarne žilavosti u funkciji vremena izotermnog poboljšavanja pokazuje sličan trend kao i promjena količine zaostalog austenita.



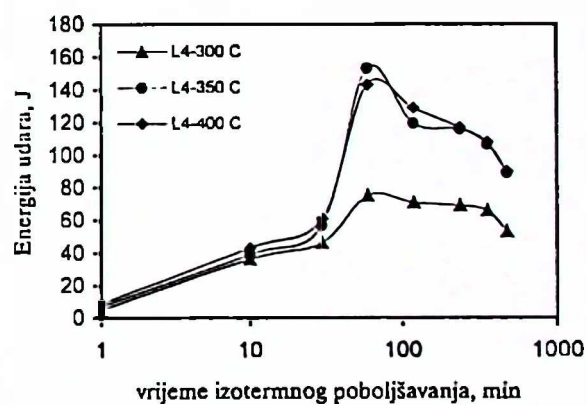
a) legura L1



b) legura L2



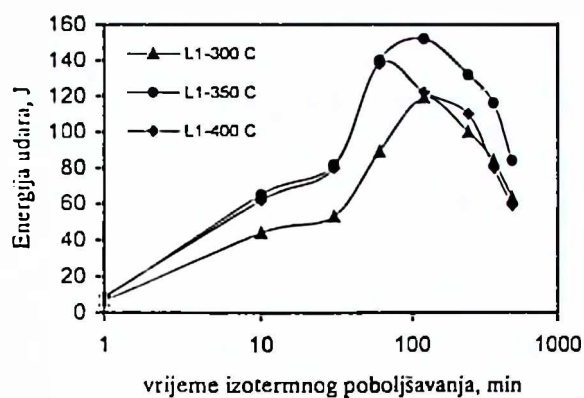
c) legura L3



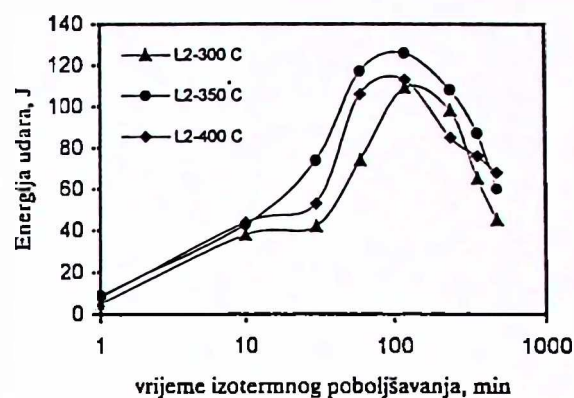
d) legura L4

Slika 3.36 Uticaj temperature i vremena izoternnog poboljšavanja na vrijednosti udarne žilavosti nakon austenitizacije od 120 minuta na temperaturi od 850°C

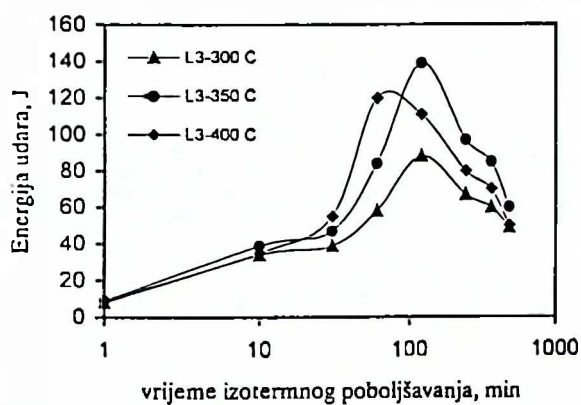




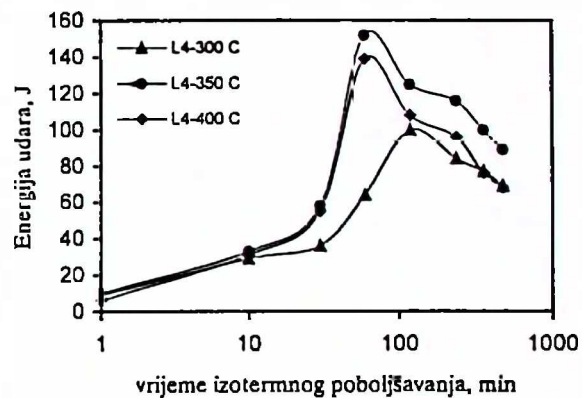
a) legura L1



b) legura L2

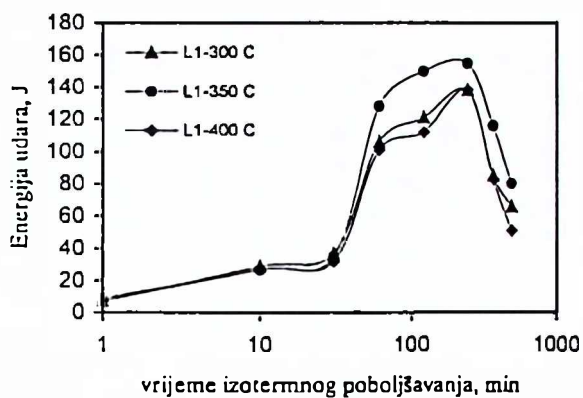


c) legura L3

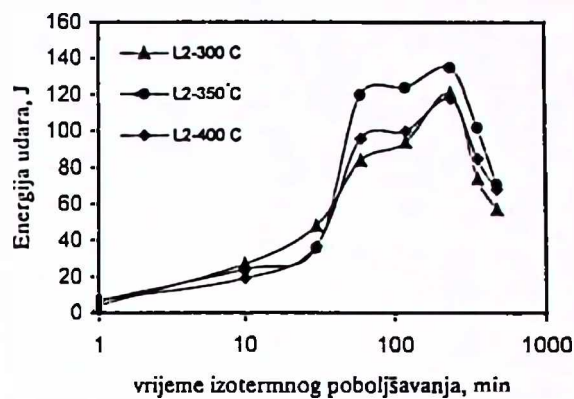


d) legura L4

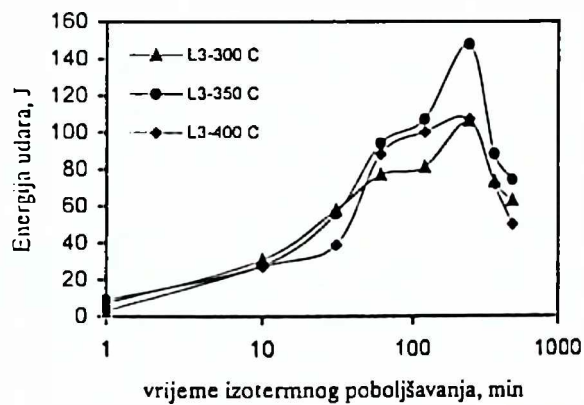
Slika 3.37 Uticaj temperature i vremena izotermnog poboljšavanja na vrijednosti udarne žilavosti nakon austenitizacije od 120 minuta na temperaturi od 900°C



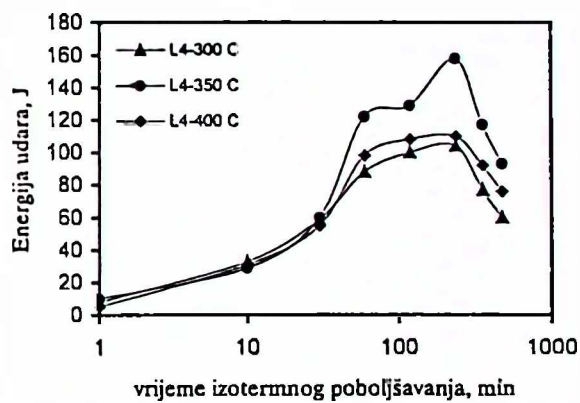
a) legura L1



b) legura L2



c) legura L3

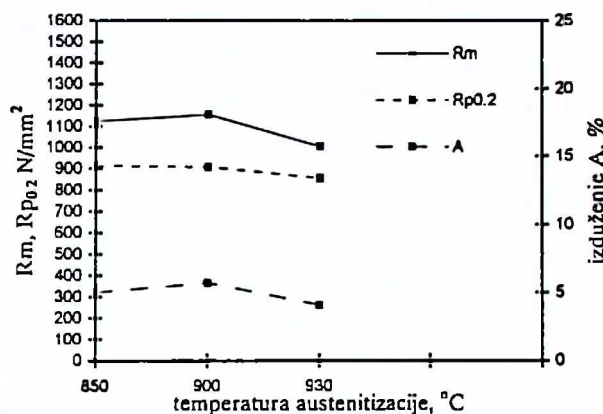


d) legura L4

Slika 3.38 Uticaj temperature i vremena izotermnog poboljšavanja na vrijednosti udarne žilavosti nakon austenitizacije od 120 minuta na temperaturi od 930°C

### 3.3.3 ISPITIVANJA ZATEZNIH KARAKTERISTIKA

Rezultati utvrđivanja zavisnosti zateznih karakteristika (zatezne čvrstoće, granice popuštanja i izduženja) legure L4 od temperature austenitizacije, nakon izotermnog poboljšavanja od 240 minuta na temperaturi 350°C prikazani su na slici 3.39.



Slika 3.39 Uticaj temperature austenitizacije na zatezne karakteristike legure L4 izotermno poboljšavane 240 min. na temperaturi 350°C

Prezentirani rezultati pokazuju da su se najbolje vrijednosti zateznih karakteristika dobijene nakon austenitizacije na temperaturi od 900°C, pa je ona za dalja testiranja uzeta kao reprezentativna.

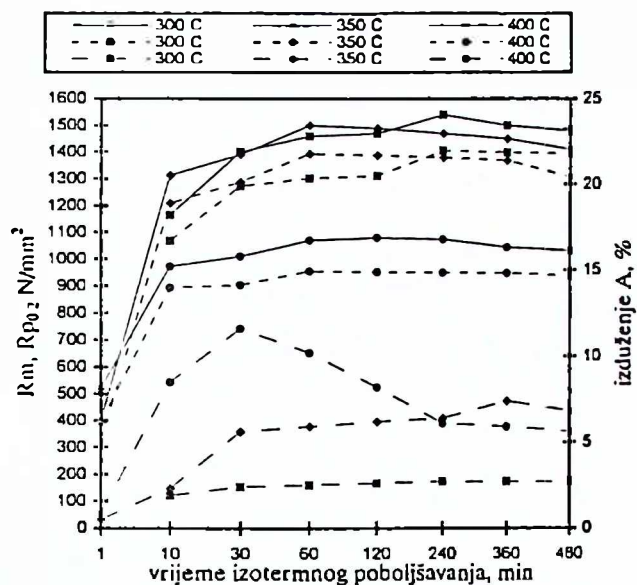
Rezultati promjena zateznih karakteristika u funkciji vremena izotermnog poboljšavanja pri različitim temperaturama izotermnog tretmana za sve četiri legure prezentirani su na slici 3.40.

Rezultati pokazuju da povećanje temperature izotermnog poboljšavanja sa 300 na 400°C doprinosi smanjenju vrijednosti parametara čvrstoće. Naime, vrijednosti zatezne čvrstoće i granice popuštanja se smanjuju, dok je promjena vrijednosti izduženja imala suprotan tok.

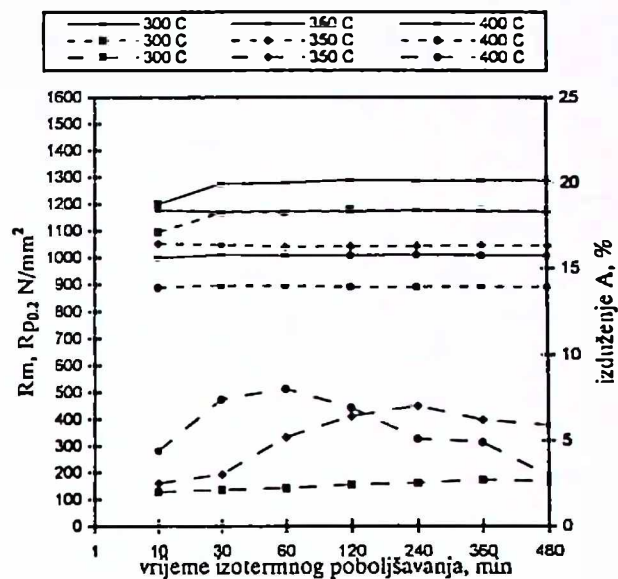
Najveće vrijednosti zatezne čvrstoće (1200-1500 N/mm<sup>2</sup>) i granice plastičnosti (1000-1300 N/mm<sup>2</sup>) kod tretiranih legura postignute su nakon izotermnog poboljšavanja na temperaturi od 300°C. Sa druge strane, izotermno poboljšavanje na temperaturi od 400°C dalo je maksimalnu duktilnost (do 12%).

Izotermnim poboljšavanjem u trajanju više od 120 minuta ne zapaža se značajnija promjena vrijednosti zatezne čvrstoće i granice popuštanja. Tok promjena vrijednosti parametara čvrstoće je indentičan za sve legure, jedino je intenzitet tih promjena varirao zavisno od sadržaja legirajućih elemenata, slika 3.40.

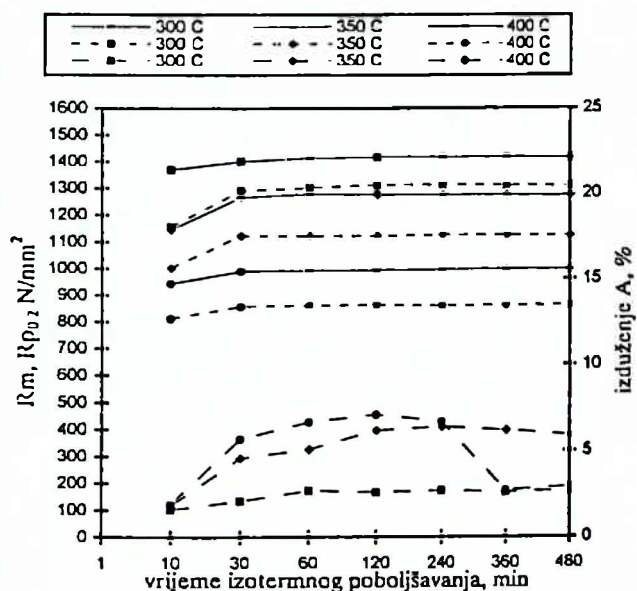
Dijagrami prikazanih na slici 3.40, takođe, pokazuju da se maksimalna vrijednost izduženja pomjera ka dužim vremenima kako temperatura izoternog poboljšavanja opada. Maksimalna vrijednost izduženja kod svih legura je najizražeija nakon izotermalnog tretmana na 400°C.



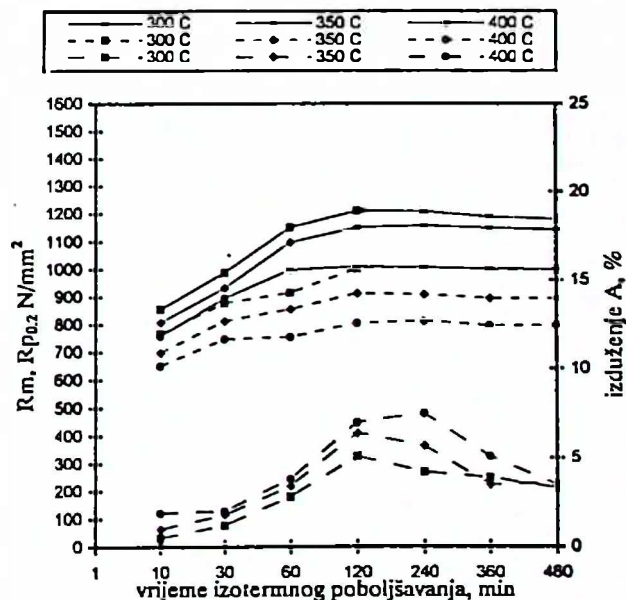
a) legura L1



b) legura L2



c) legura L3



d) legura L4

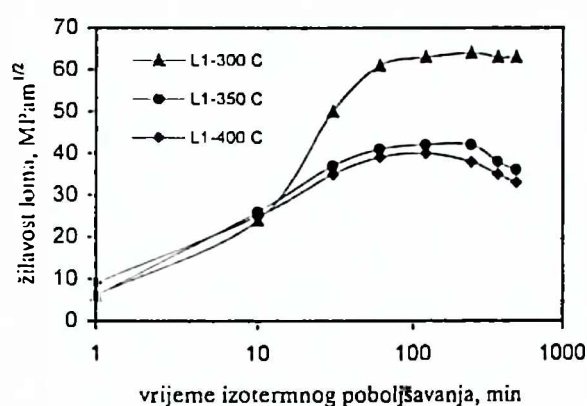
Slika 3.40 Uticaj temperature i vremena izoternog poboljšavanja na zatezne karakteristike legure L4 legura nakon austenitizacije od 120 minuta na temperaturi od 900°C

$R_m$  —  $R_{p0.2}$  - - - - -  $A$  - - - - -;

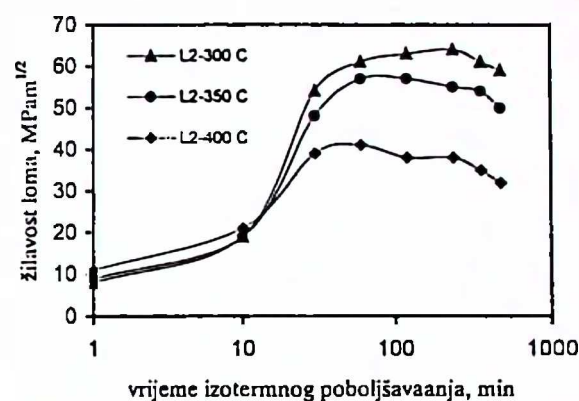
### 3.3.4 ISPITIVANJE ŽILAVOSTI LOMA

Zavisnost žilavosti loma od parametara izoternog termičkog tretmana data je na slici 3.41. Sa slike se jasno uočava da se vrijednost žilavosti loma povećava sa porastom temperature izoternog poboljšavanja.

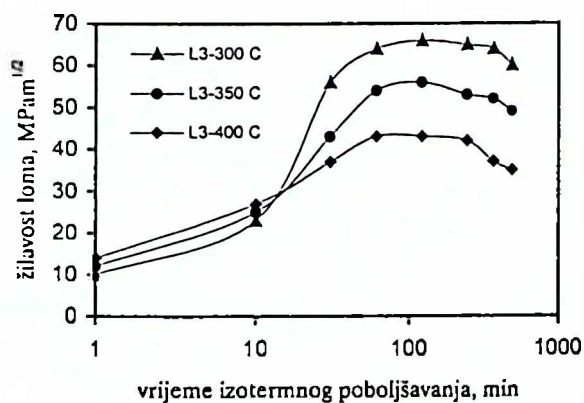
Kod sve četiri tretirane legure najveće vrijednosti žilavosti loma postignute su izoternim poboljšavanjem na temperaturi od 300°.



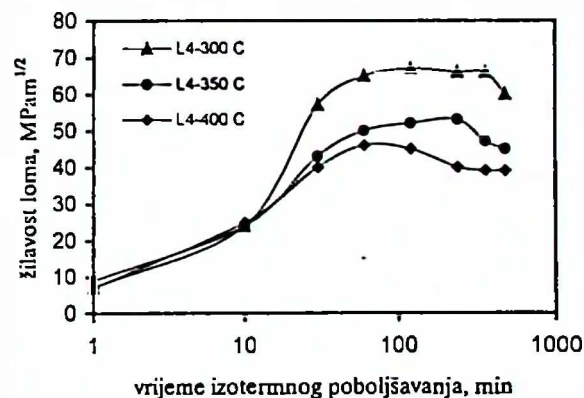
a) legura L1



b) legura L2



c) legura L3



d) legura L4

Slika 3.41 Uticaj temperature i vremena izoternog poboljšavanja na vrijednosti žilavosti loma nakon austenitizacije od 120 minuta na temperaturi od 900°C



### 3.4 FRAKTOGRAFSKA ANALIZA

Mikrofotografije koje prikazuju površinu loma tretiranih uzoraka prikazane su na slikama 3.42-3.63.

Na slici 3.42 prikazane su mikrofotografije tipičnog krtog loma karakterističnog za sirove, termički neobrađene legure.



a) legura L1



b) legura L2



c) legura L3



d) legura L4

*Slika 3.42 Mikrofotografije površine loma sirovih, termički neobrađenih legura*

Kod svih termički neobrađenih uzoraka, dakle uzoraka u livenom stanju zapažen je tipičan primjer tzv. "rječnih mreža" i "terasa" sačinjenih od ravnih pljosni koje su karakteristične za krti lom, slika 3.43.



a)

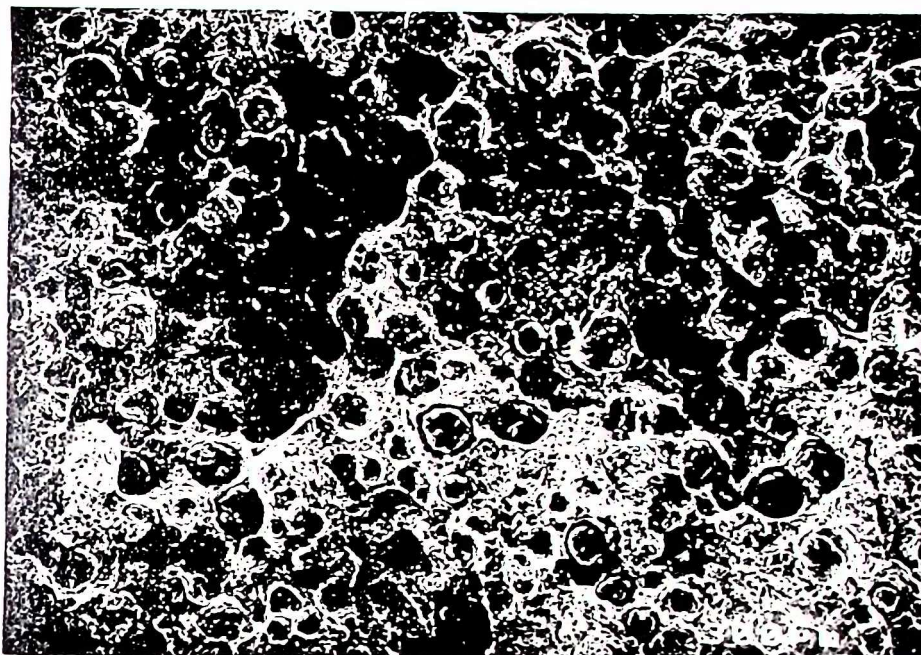


b)

*Slika 3.43 Tipičan primjer a) "rječne mreže" i b) "terasa" kod površine loma termički neobrađenih uzoraka*



Kod svih legura nakon termičkog tretmana austemperovanja zapaženo je slično ponašanje pri lomu. Veliko učešće duktilnog loma kao glavna karakteristika ponašanja austemperovanih nodularnih livova pri lomu ilustrativno je prikazana na slici 3.44. Uzorak koji je prikazan na prethodnoj slici je austemperovan na 900°C za vrijeme od 120 minuta i izotermno poboljšavan na 350°C, u trajanju od 60 minuta.



*Slika 3.44 Tipična morfologija površine loma austemperovanog nodularnog liva*

Na slici 3.44 može se zapaziti da da je prisutan mješoviti lom, ali sa znatno većim učešćem duktilnog loma u odnosu na kruti, naročito u blizini grafitnih nodula.

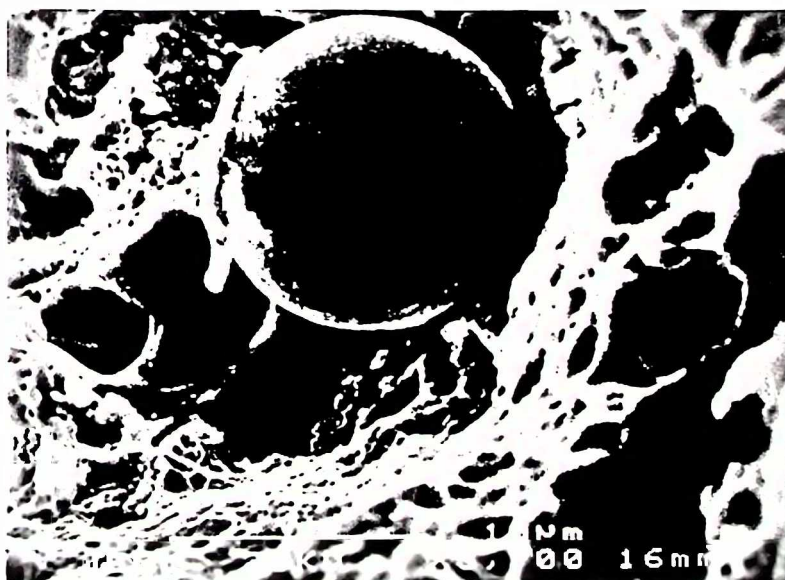
Analizom mikrostrukture u neposrednoj blizini loma utvrđen je izvjesni stepen deformacije oblika nodule. Ova pojava je prikazana na mikrofotografiji datoj na slici 3.45, urađenoj pomoću svjetlosne mikroskopije. Kvantitativnom analizom utvrđen je faktor oblika nodula u blizini površine loma. Rezultati su pokazali da se on kretao u opsegu od 0.6-0.75.



*nagriženo 2% nitalom, x 250*

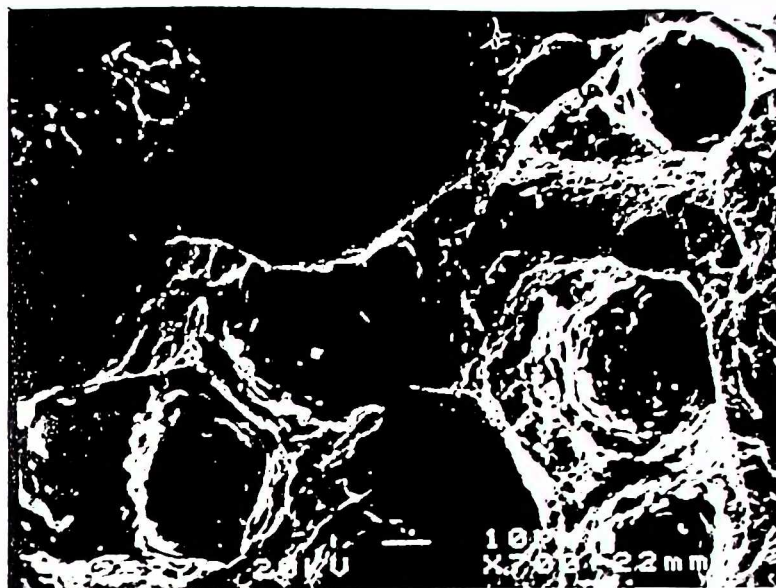
*Slika 3.45 Deformacija oblika nodula u blizini površine loma*

Fraktografskom analizom je zapaženo da prilikom loma ne dolazi do cijepanja grafitnih nodula, što se može uočiti na mikrofotografiji prikazanoj na slici 3.46.



*Slika 3.46 Neoštećena grafitna nodula na površini loma austemperovanog nodularnog liva*

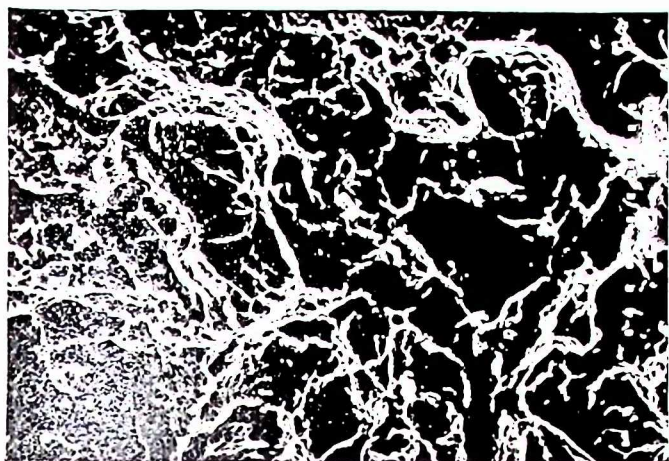
Takođe je utvrđena i pojava ispadanja grafitnih nodula iz ležišta, što se jasno vidi na mikrofotografiji datoj na slici 3.47. Na slici se mogu zapaziti prostori, odnosno tamna udubljenja u kojima su prije loma bile smještene grafitne nodule. Okolo ovih prostora evidentno je prisustvo duktilnog loma.



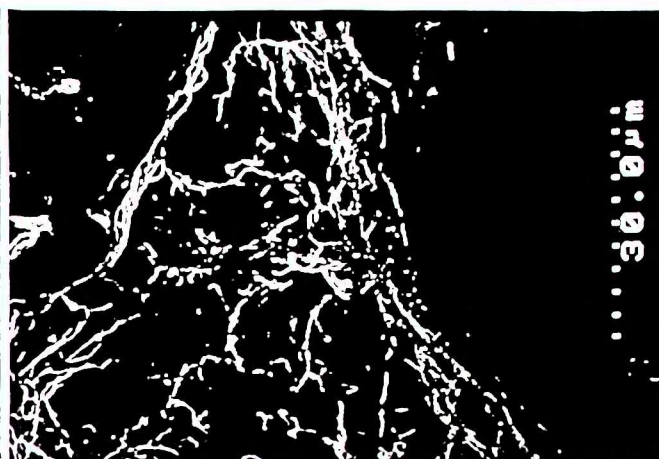
*Slika 3.47 Praznine u kojima su bile smještene grafitne nodule prije loma*

Na slici 3.48 prikazana je površina loma uzorka legure L4 pri različitim uslovima termičkog tretmana austemperovanja. Slično ponašanje je zapaženo i kod ostalih legura. Naime, pri svim uslovima termičkog tretmana zapaža se pretežno učešće duktilnog loma. Neznatno veći udio krtoog loma zapažen je pri izotermnom tretmanu na 300°C i vremenu izotermnog poboljšavanja od 360 minuta.

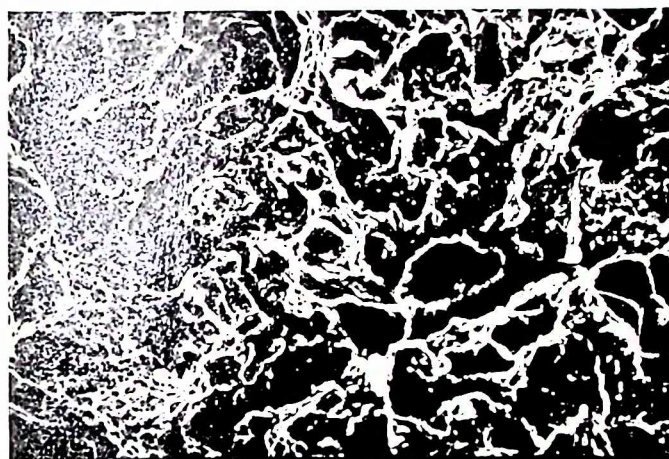




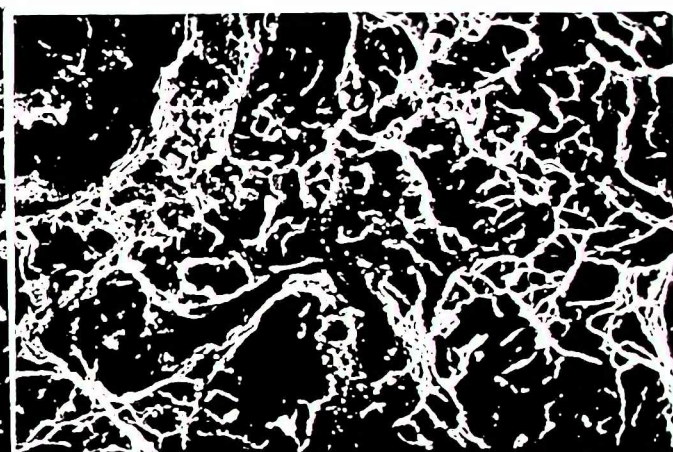
a) 300°C / 60 min.



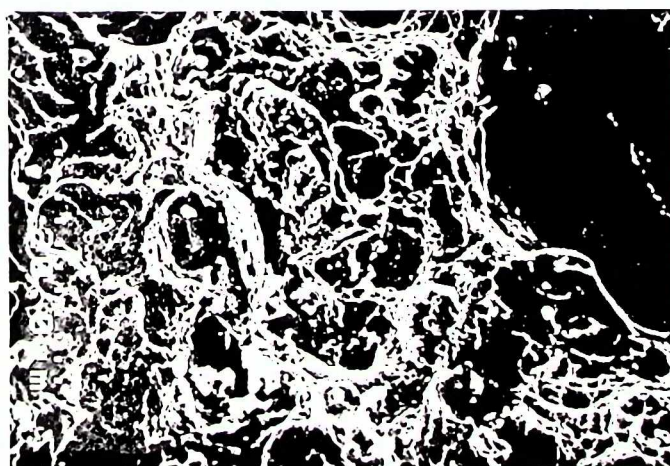
b) 300°C / 360 min



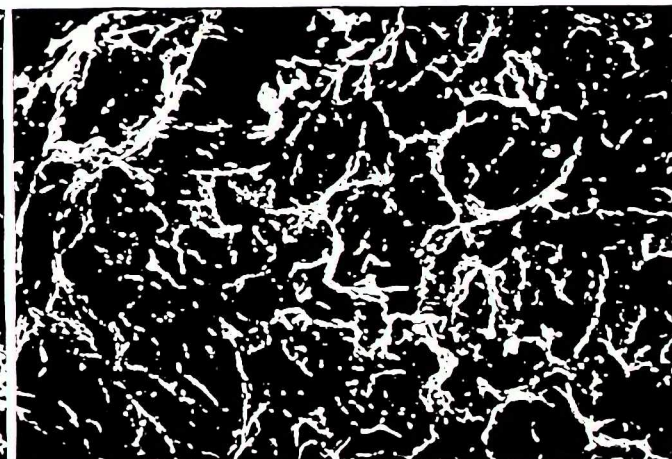
c) 350°C / 60 min.



d) 350°C / 360 min.



e) 400°C / 60 min.



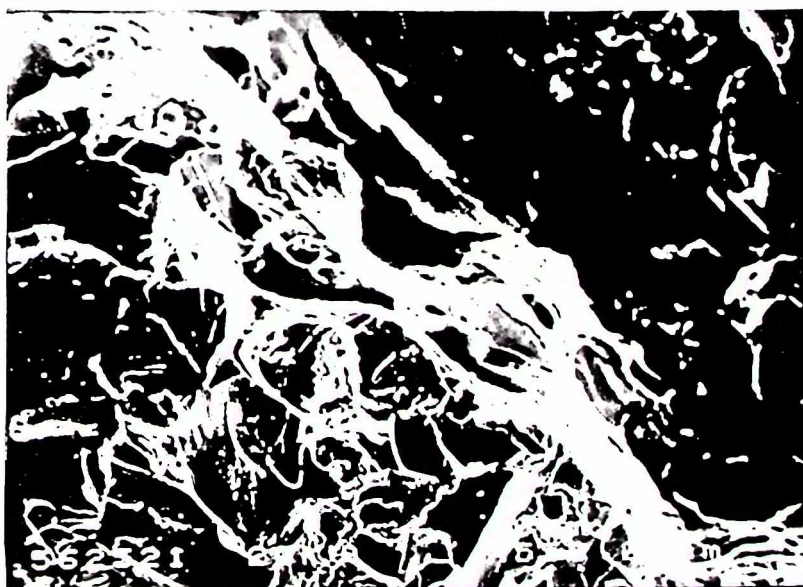
f) 400°C / 360 min.

*Slika 3.48 Površina loma legure LA tretirane pri različitim uslovima izotermnog poboljšavanja*

Pri izotermnom poboljšavanju do 30 minuta zapažen je primjetan udio krtog loma, slike 3.49-3.51. Kao primjer ilustrativno je data mikrofotografija legure L4 nakon izoternog poboljšavanja na temperaturi 300°C pri različitim vremenima.

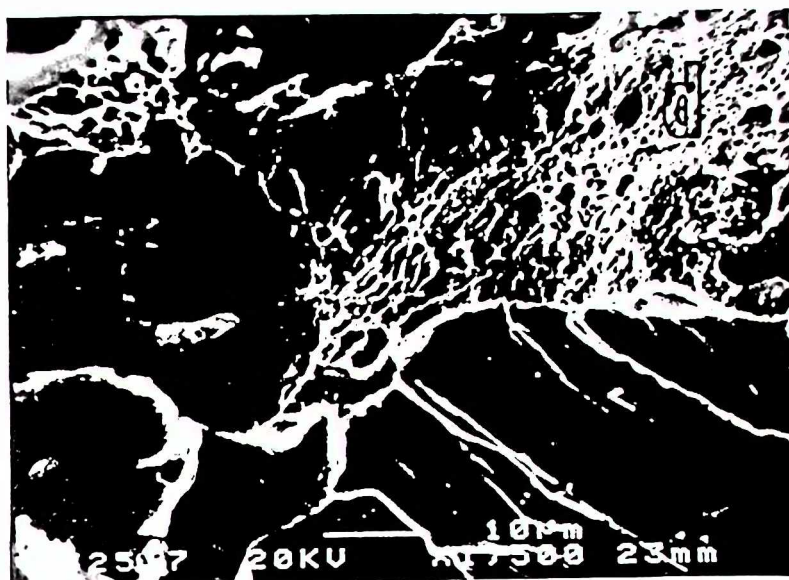


*Slika 3.49 Mikrofotografija površine loma legure L4 nakon izoternog poboljšavanja na 300°C za vrijeme od 1 minuta*



*Slika 3.50 Mikrofotografija površine loma legure L4 nakon izoternog poboljšavanja na 300°C za vrijeme od 10 minuta*

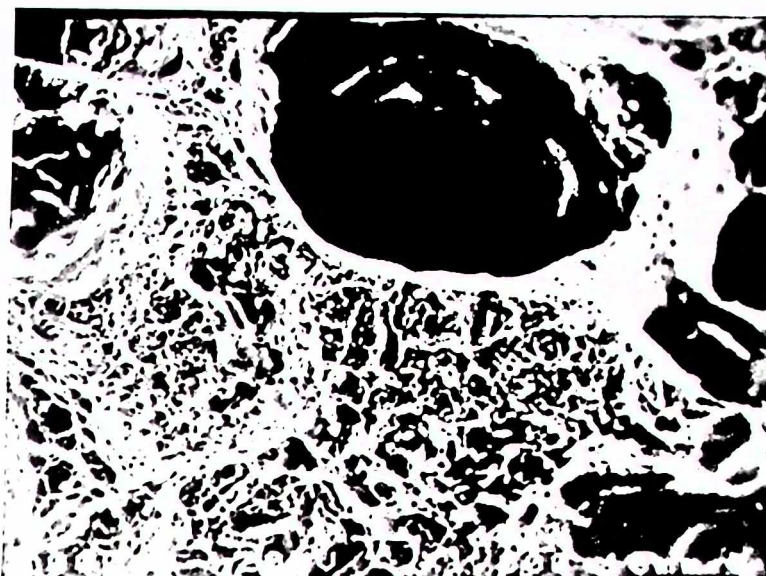




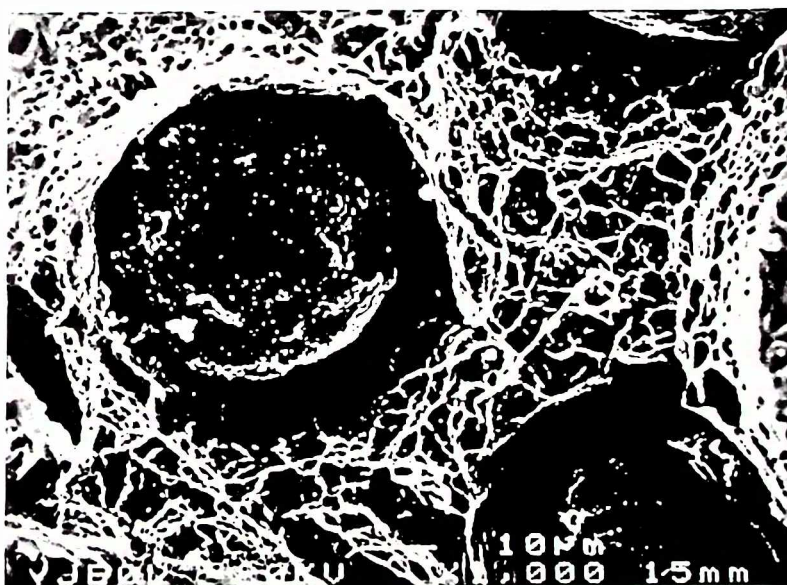
*Slika 3.51 Mikrofotografija površine loma legure L4 nakon izotermnog poboljšavanja na 300°C za vrijeme od 30 minuta*

Na mikrofotografijama prikazanim na slikama 3.49-3.51 može se zapaziti prisustvo mješovitog loma. Sa produžavanjem vremena izotermnog poboljšavanja udio duktilnog loma raste, što je i evidentno na prikazanim mikrofotografijama.

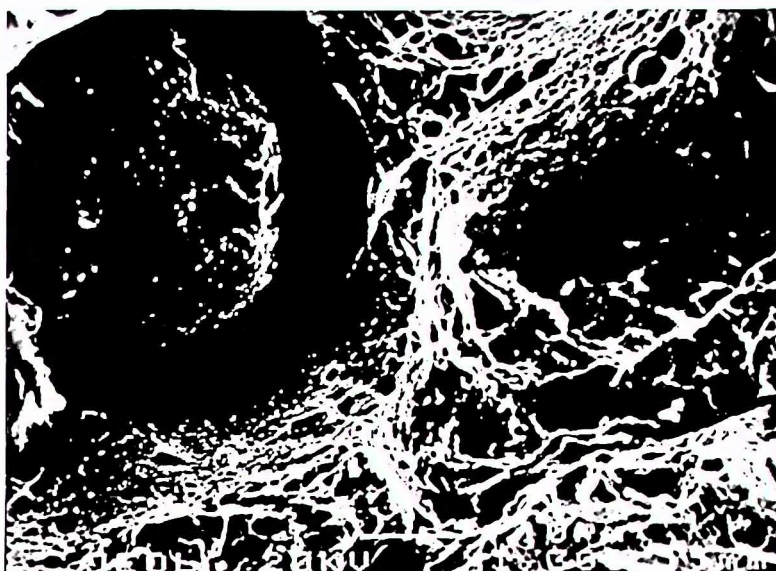
Sve legure nakon izotermnog poboljšavanja od 120 minuta na različitim temperaturama 300, 350 i 400°C, pokazale su pretežno prisustvo duktilnog loma, što se može i zapaziti na mikrofotografijama prikazanim na slikama 3.52-3.54. Na slikama je reprezentativno prikazana površina loma legure L4, austenitizovane na 900°C u trajanju od 120 minuta i izotermno poboljšavane na temperaturama 300, 350 i 400°C za vrijeme od 120 minuta. Analizirajući ove mikrofotografije očigledno je da bez obzira na to o kojoj se temperaturi izotermnog poboljšavanja radi, vrijeme od 120 minuta daje dovoljno žilavu strukturu, te je i lom ovako tretiranih uzoraka pretežno duktilan.



*Slika 3.52 Mikrofotografija površine loma legure L4 nakon izoternog poboljšavanja na 300°C za vrijeme od 120 minuta*



*Slika 3.53 Mikrofotografija površine loma legure L4 nakon izoternog poboljšavanja na 350°C za vrijeme od 120 minuta*



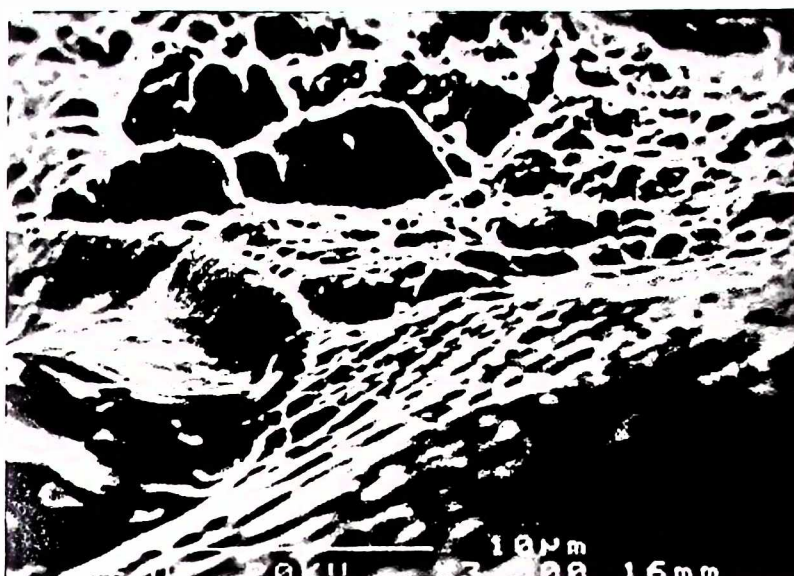
*Slika 3.54 Mikrofotografija površine loma legure LA nakon izoternnog poboljšavanja na 400°C za vrijeme od 120 minuta*

Duktilni lom karakterističan za austemperovane nodularne livove uglavnom se odvija mehanizmom koalescencije mikrošupljina i ima izgled duktilnog čupanja (istrzanja), što se može uočiti na mikrofotografijama datim slikama 3.55-3.58 datim pri različitim uvećanjima.

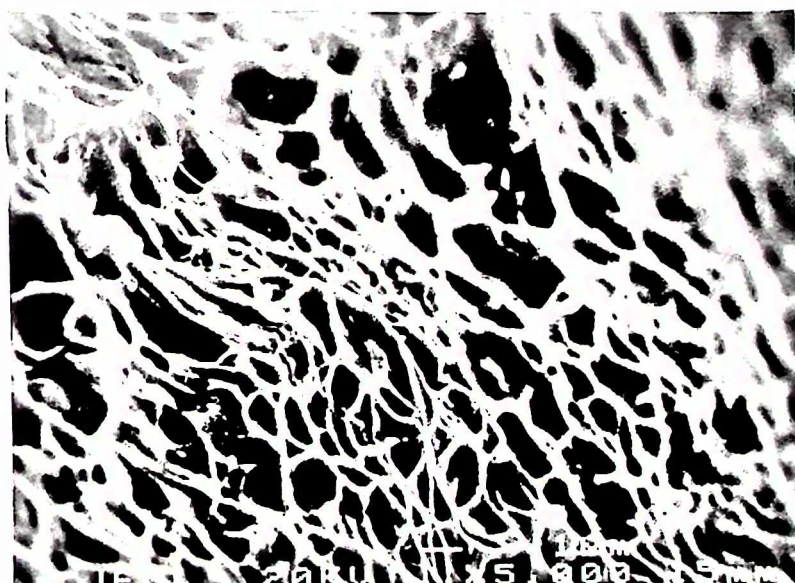


*Slika 3.55 Mehanizam po kojem se odvija duktilni lom kod ADI (legura L1 austenitizovana na 900°C, 120 minuta i izotermno poboljšavana na 400°C, 240 minuta)*

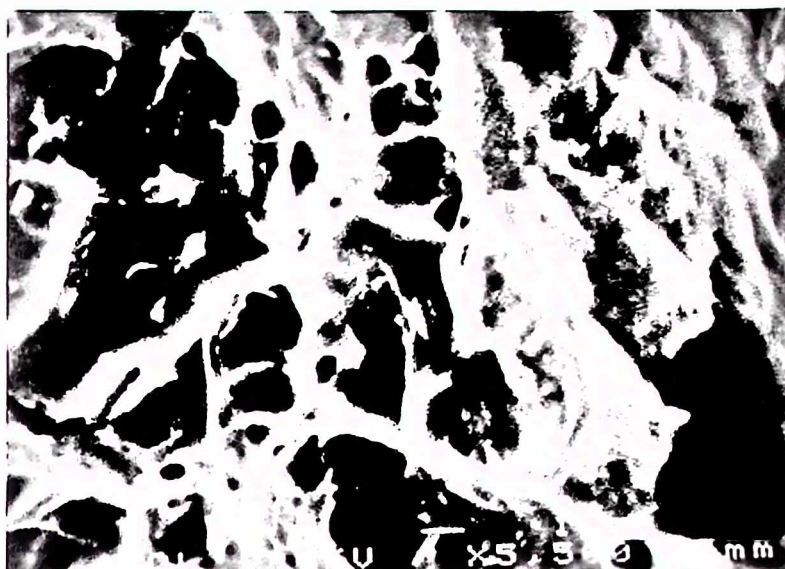




*Slika 3.56 Mehanizam po kojem se odvija duktilni lom kod ADI  
(legura L1 austenitizovana na 900°C/ 120 minuta i izotermno poboljšavana na 400°C/ 240 minuta)*



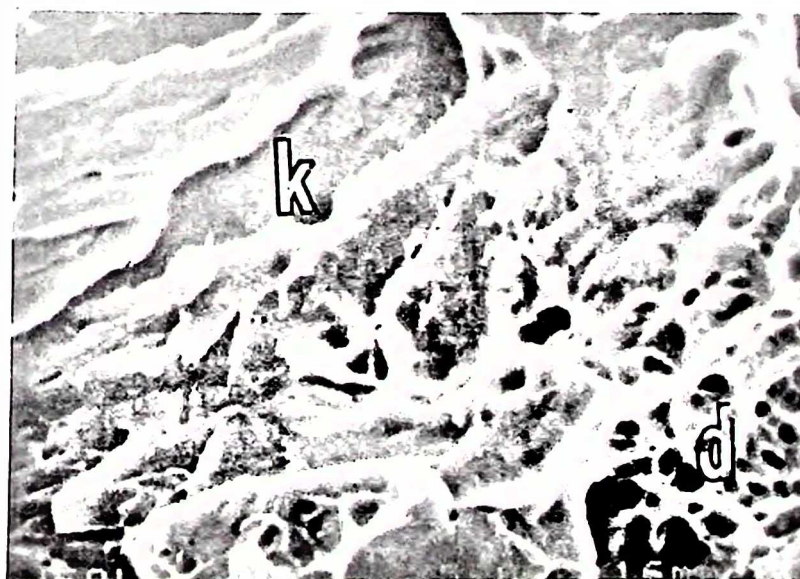
*Slika 3.57 Mehanizam po kojem se odvija duktilni lom kod ADI  
(legura L1 austenitizovana na 900°C/ 120 minuta i izotermno poboljšavana na 400°C/ 240 minuta)*



*Slika 3.58 Mehanizam po kojem se odvija duktilni lom kod ADI  
(legura L1 austenitizovana na 900°C/ 120 minuta i izotermno poboljšavanja na 400°C/ 240 minuta)*

Površinu duktilnog loma, kao što se vidi na mikrofotografijama prikazanim na prethodnim slikama karakteriše veliki broj jamica koje predstavljaju pojedine mikrošupljine, koje su se spojile. U većini jamica se mogu vidjeti male čestice sekundarne faze, čijim je lomom ili dekohezijom na njihovoj granici stvorena mikrošupljina.

Kod svih uzoraka koji su izotermno poboljšavani na temperaturi 300°C zapaženo je neznatno prisustvo krtoć loma, što je ilustrativno prikazano na slici 3.59.



*Slika 3.59 Prisustvo izvjesnog udjela krtoć loma kod uzoraka legure L2 izotermno poboljšavanih na 300°C/ 120 minuta*

Mehanizam po kojem se odvija krti lom u potpunosti se razlikuje od onog karakterističnog za duktilni, što se jasno uočava na slici 3.60.

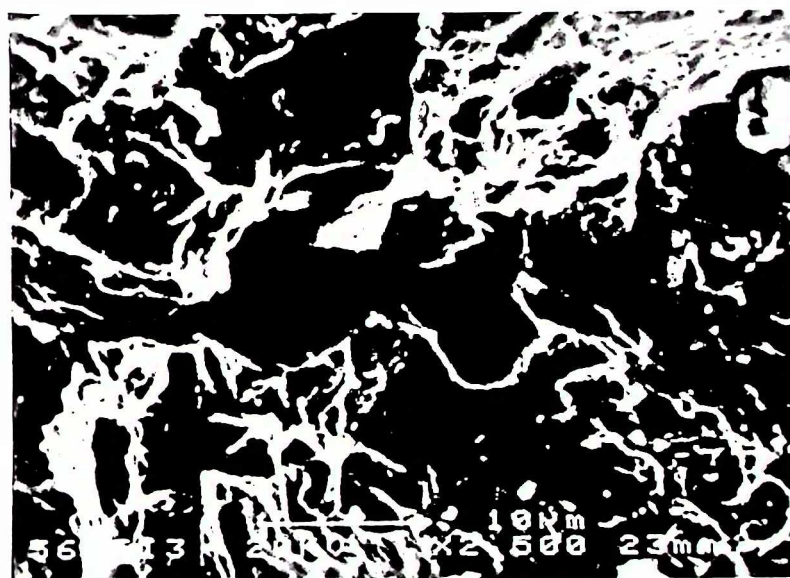
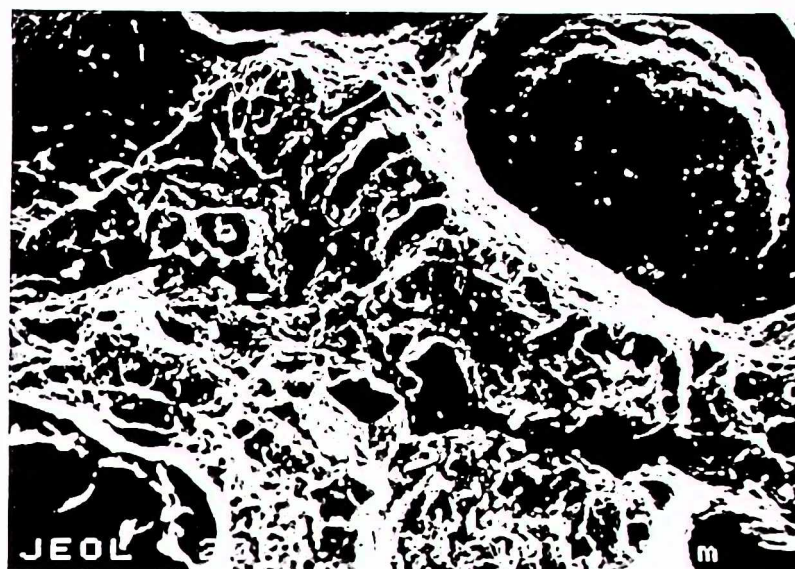


*Slika 3.60 Mehanizam po kojem se odvija krti lom kod ADI  
(legura L2 austenitizovana na 900°C/120 minuta i izotermno poboljšavana na 300°C/1 minut)*

Na mikrofotografiji prikazanoj na slici 3.60 uočava se karakterističan oblik krtog loma, tzv. oblik "peraja".

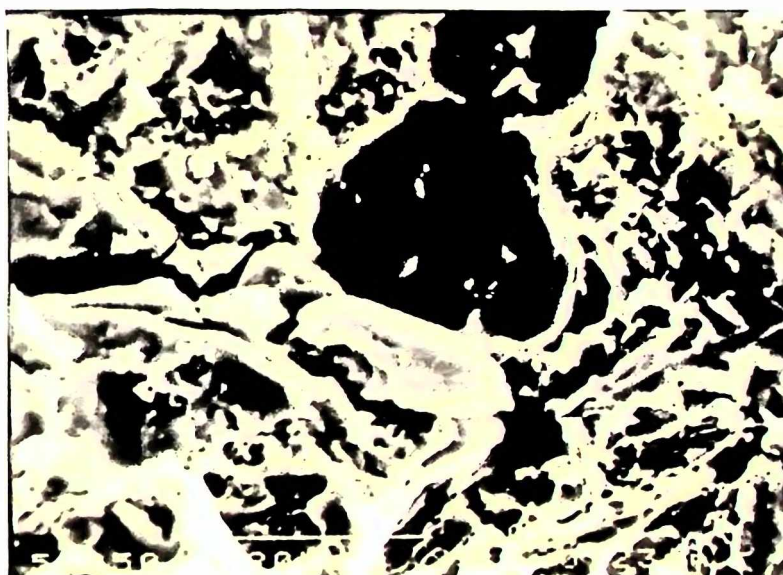
Prisustvo segregacija u međucelijskim prostorima dovodi do pojave krtog loma u tom području, što je ilustrativno prikazano na slikama 3.61-2.62, datim pri različitim uvećanjima.





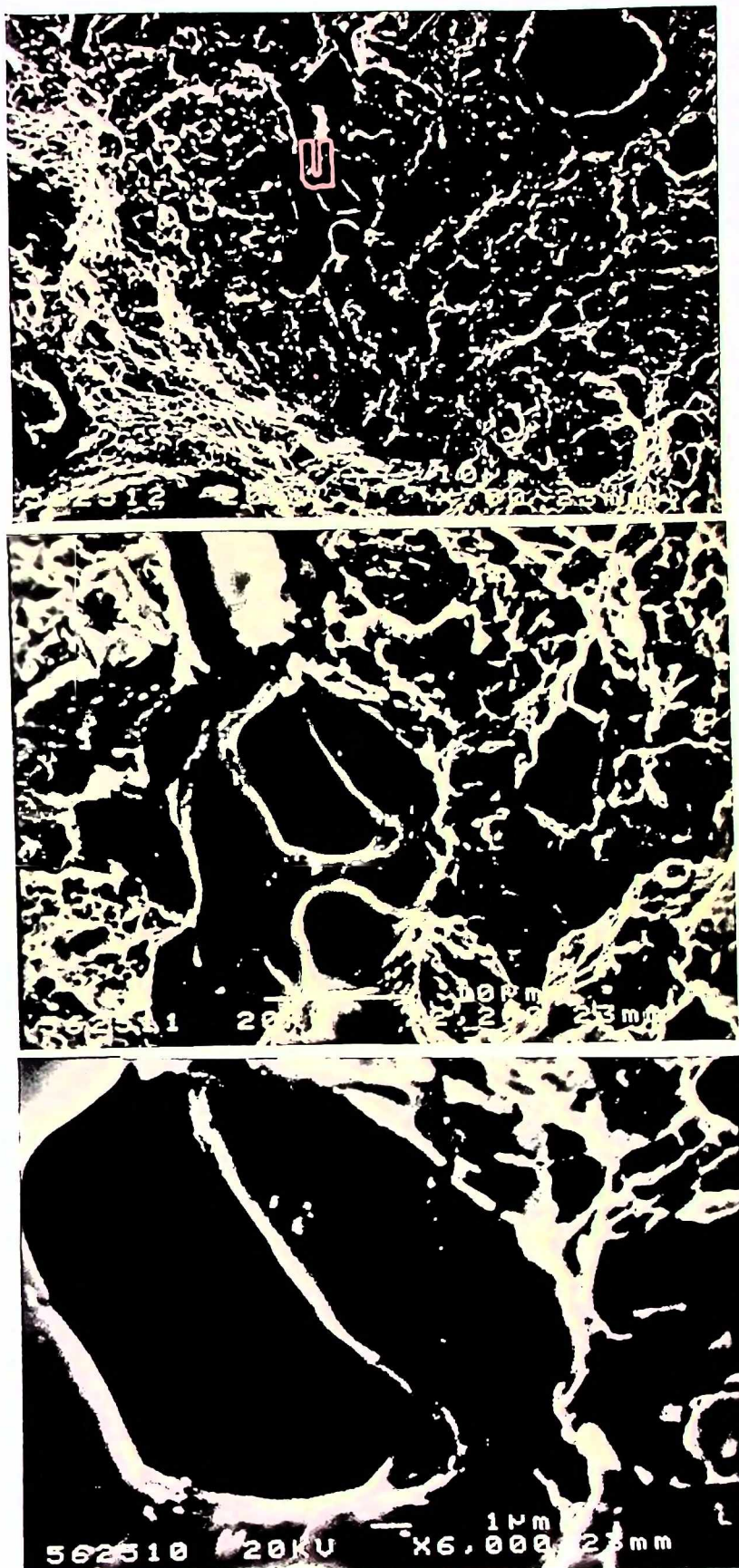
*Slika 3.61 Međućelijski prostori u kojima je prisutan krsti lom  
(legura L2 austenitizovana na 900°C/120 minuta i izoterno poboljšavana na 350°C/360 minuta)*





*Slika 3.62 Međućelijski prostori u kojima je prisutan krti lom  
(legura L3 austenitizovana na 900°C/120 minuta i izoterno poboljšavana na 350°C/360 minuta)*

Prisustvo krupnijih, nemetalnih uključaka nepravilnog oblika takođe dovodi do povećane krtosti u njihovoj okolini što pakazuje i slika 3.63, data pri različitim uvećanjima. Ova pojava je zapažena uglavnom kod uzoraka koji su izotermno poboljšavani za vrijeme od 360 i 480 minuta.



*Slika 3.63 Povećana krtost materijala u okolini nemetalnog uključka  
(legura L4 austenitizovana na 900°C/120 minuta i izotermno poboljšavana na 350°C/480 minuta)*

### 3.5 PROKALJIVOST

Uticaj pojedinih legirajućih elemenata na prokaljivost praćen je u skladu sa jednačinom koju su predložili Voight i Loper [2], a na osnovu koje je moguće izračunati kritični prečnik  $D_c$ :

$$D_c = 124 C_{\gamma}^{\circ} + 27(\%Si) + 22(\%Mn) + 16(\%Ni) + 25(\%Mo) - 1.68 \times 10^{-4} T_a^2 + \\ + 12(\%Cu)(\%Ni) + 62(\%Cu)(\%Mo) + 88(\%Ni)(\%Mo) + 11(\%Mn)(\%Mo) \\ + 127(\%Mn)(\%Mo) - 20(\%Mn)(\%Ni) - 137 \dots\dots\dots(3.1)$$

Gdje je:

- $C_{\gamma}^{\circ}$  sadržaj ugljenika u austenitu na temperaturi austenitizacije
- $T_a$  temperatura izoternog poboljšavanja.

Sadržaj ugljenika u austenitu je računat pomoću jednačine [106]:

$$C_{\gamma}^{\circ} \approx T_{\gamma} / 420 - 0.17(\%Si) - 0.95 \dots\dots\dots(3.2)$$

Gdje je:

- $T_{\gamma}$  temperatura austenitizacije.

Dobijene vrijednosti  $C_{\gamma}^{\circ}$  za ispitivane legure su date u tabeli 3.4.

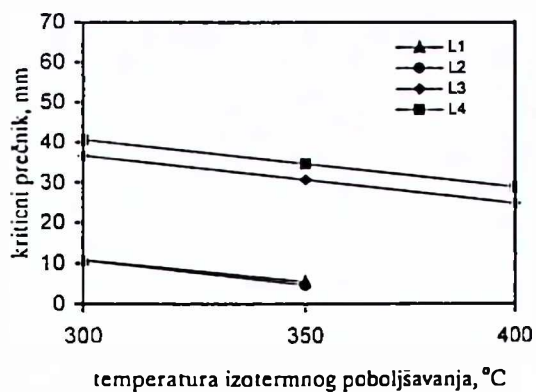
*Tabela 3.4 Vrijednosti  $C_{\gamma}^{\circ}$  pri različitim temperaturama austenitizacije*

Legura	Temperatura austenitizacije, °C		
	850	900	930
L1	0.63	0.75	0.82
L2	0.63	0.75	0.82
L3	0.62	0.74	0.81
L4	0.62	0.74	0.81

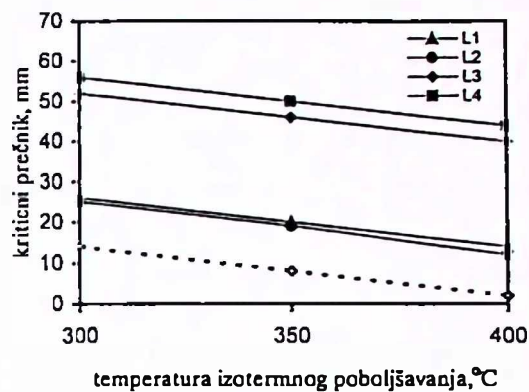
Analizirajući rezultate date u tabeli 3.4 može se zapaziti da sa porastom temperature austenitizacije raste sadržaj rastvorenog ugljenika.

Promjene kritičnog prečnika u zavisnosti od parametara termičkog tretmana austemperovanja su prikazane na slikama 3.64-3.65. Isprekidana linija se odnosi na nelegirani nodularni liv koji je predstavljao predmet istraživanja u magistarskoj tezi [7].

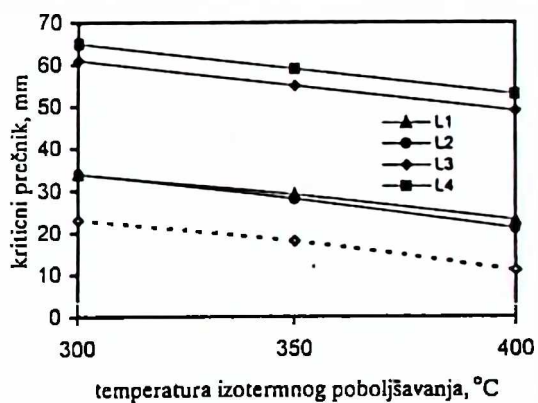




a) 850°C



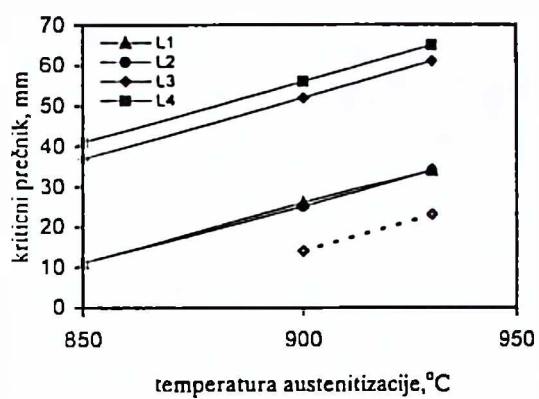
b) 900°C



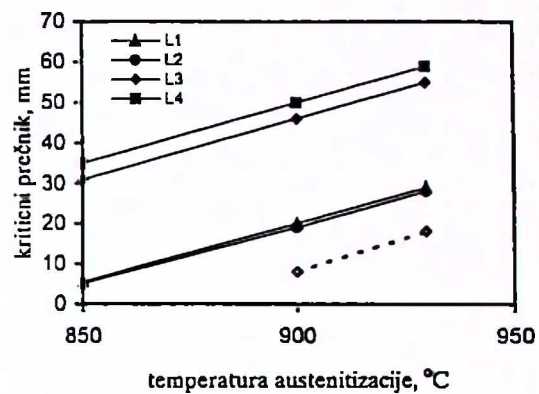
c) 930°C

Slika 3.64 Promjena vrijednosti kritičnog prečnika u funkciji temperature izoternnog poboljšavanja nakon austenitizacije na različitim temperaturama

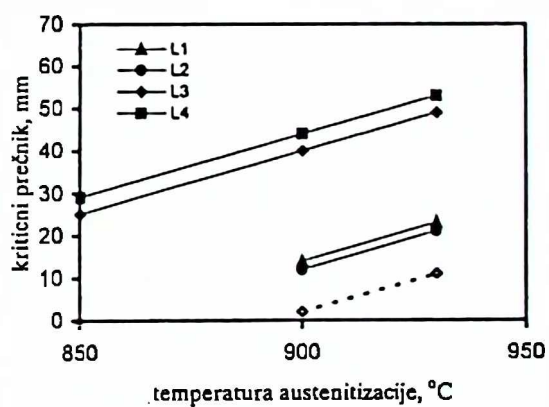




a) 300°C



b) 350°C



c) 400°C

Slika 3.65 Promjena vrijednosti kritičnog prečnika u funkciji temperature austenitizacije nakon izoternog poboljšavanja na različitim temperaturama

Analizom dijagrama jasno se zapaža da legirajući elementi značajno povećavaju vrijednost kritičnog prečnika. Naime, pri istim uslovima termičkog tretmana austemperovanja vrijednost kritičnog prečnika za nelegirani liv iznosi 7 mm, dok se za legirane livove ta vrijednost kreće od 22-54 mm, zavisno od tipa legure. Takođe se može uočiti da kombinacija legirajućih elemenata ima veoma jak efekat. Naime, prokaljivost legure L3, legirane sa 0.8%Ni i 0.25%Mo i legure L4, legirane sa 0.8%Ni, 0.25%Mo i 0.30%Cu je znatno veća u poređenju sa prokaljivošću kod legura L1 i L2 koje su legirane sa 0.8%Ni, odnosno 0.25%Mo.

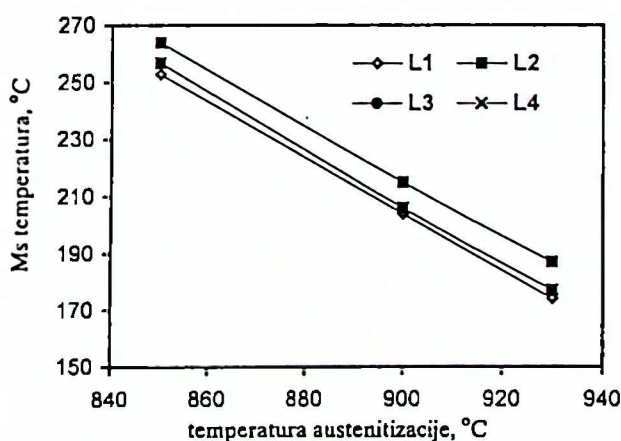
Uticaj temperature izotermne transformacije na vrijednost kritičnog prečnika prikazan je na dijagramima, slika 3.64. Povećanje temperature izotermnog poboljšavanja smanjuje veličinu kritičnog prečnika.

Na dijagramima prikazanim na slici 3.65 praćen je uticaj temperature austenitizacije na prokaljivost austemperovanih nodularnih livova. Uočava se linearna zavisnost u kojoj sa porastom temperature austenitizacije raste i veličina kritičnog prečnika. Kao što se vidi na dijagramima, nelegirani tip nodularnog liva nije moguće izotermno poboljšavati nakon austenitizacije na temperaturi od 850°C, a da se u strukturi ne javi perlit. Isti slučaj je i sa legurama L1 i L2, kada se nakon austenitizacije na temperaturi od 850°C vrši izotermno poboljšavanje na 400°C.

Proračun temperature početka martenzitne transformacije izvršen je na bazi jednačine (3.3) koju je postavio Andrews [107]:

$$M_s = 539 - 423 C_{\gamma}^{\circ} - 30.4(\%Mn) - 17.7(\%Ni) - 12.1(\%Cr) - 7.5(\%Mo)....(3.3)$$

Dobijeni rezultati prikazani na slici 3.66.



Slika 3.66 Promjena vrijednosti  $M_s$  temperature u funkciji temperature austenitizacije

Na osnovu prikazanog dijagrama vidi se da porast temperature austenitizacije snižava temperaturu početka martenzitne transformacije. Takođe se može zapaziti da su iste vrijednosti temperature martenzitne transformacije dobijene su za legure L3 i L4.

## 4 DISKUSIJA REZULTATA

### 4.1 KVANTITATIVNA ANALIZA

Rezultati kvantitativne analize, tabela 3.2, pokazali su da je faktor oblika grafitnih nodula bio zadovoljavajući i kretao se u intervalu od 0.88 do 0.92. Dobijeni faktor oblika je posledica uspešno usvojenog tehnološkog postupka livenja legura. Veličina grafitnih nodula uglavnom je bila ujednačena, a nešto krupnije nodule zapažene su kod legure L1 legirane sa 0.8% nikla. Predpostavlja se da je to posledica variranja nekog od parametara tehnološkog postupka livenja legure.

Rezultati kvantitativne analize slika mikrostrukture su pokazali da se radi o feritno-perlitnim legurama, slika 3.1. Kod legure L4, legirane sa 0.8% nikla, 0.25% molibdena i 0.3% bakra zapažen je nešto veći procenat perlita (41%) u strukturi osnovnog metala, što se objašnjava prisustvom bakra koji kao legirajući element doprinosi većem udjelu perlita u strukturi.

### 4.2 ENERGODISPERZIONA ANALIZA

Rezultati energodisperzione analize prikazani su na slikama 3.2-3.6. Analiza je pokazala da nikal i bakar segregiraju "negativno" tokom očvršćavanja, tako da su veće koncentracije nikla i bakra zapažene u blizini grafitnih nodula u odnosu na centar eutektičke ćelije. Ovakav efekat pokazuje i silicijum. Rezultati ispitivanja raspodjele nikla i bakra prikazani u ovom radu u veoma su dobroj saglasnosti sa brojnim podacima u literaturi [56, 60, 63].

Nasuprot njima, molibden i mangan su imali "pozitivan" tok segregiranja u toku očvršćavanja, tako da su veće koncentracije molibdena i mangana zapažene u međućelijskim oblastima, kao područjima koja poslednja očvršćavaju.

Smatra se da je formiranje ferita u okolini grafitnih nodula u stvari posledica negativne segregacije silicijuma [60].

Prisustvo segregacija legirajućih elemenata je evidentirano i nakon austenitizacije od 120 minuta na temperaturi od 930°C, slika 3.6. Prateći promjenu koncentracije molibdena na rastojanju između dvije grafitne nodule pri nailasku na karbid u međućelijskom prostoru javili su se izraziti pikovi. Oni ukazuju na prisustvo karbidnih čestica u kojima je zapažena velika koncentracija molibdena.



Stoga možemo zaključiti, da i nakon austenitizacije od 120 minuta na temperaturi 930°C legirane nodularne livove karakteriše heterogena metalna osnova. Dakle, u ovim uslovima nije bilo moguće potpuno rastvaranje karbida, odnosno legurajući elementi nijesu u potpunosti prevedeni u čvrsti rastvor austenita.

Energodisperziona analiza realizovana ovim istraživanjem ukazuje na to da se područje između dvije grafitne nodule može podijeliti u tri zone. Prva zona se nalazi u samoj blizini grafitnih nodula. U njoj je koncentracija silicijuma i bakra visoka, dok su koncentracije ugljenika, mangana i molibdena niske. Druga zona predstavlja preostali dio eutektičke ćelije u kojoj se promjena koncentracija legirajućih elemenata odvija postepeno. Treću zonu čini međućelijsko područje u kome koncentracija silicijuma i bakra brzo opada, dok koncentracije ugljenika, mangana i molibdena brzo rastu idući od ivice prema centru međućelijskog područja. Ovi rezultati su u saglasnosti sa istraživanjima Elliott-a [56] interpretiranim na slici 1.5. Relativna veličina zona i stepen segregacija unutar svake od njih zavisi od broja i rasporeda grafitnih nodula.

Koncentracija pojedinih legirajućih elemenata i njihov uticaj na nivo segregacija od posebne je važnosti za kinetiku izotermne transformacije. Prisustvo segregacija molibdena i mangana u međućelijskim područjima imalo je jak uticaj na stabilizaciju austenita i povećanje sadržaja rastvorenog ugljenika u njemu. Kao posledica, došlo je do odlaganja reakcije transformacije austenita u ausferit. Ovo je rezultovalo pojavom izvjesna količina netrtransformisanog, termički nestabilnog austenita u međućelijskim područjima, koji se hlađenjem do sobne temperature jednim dijelom transformisao u martenzit.

Prisustvo segregacija može dovesti do preklapanja vremena potrebnog za odvijanje prve faze izotermne transformacije, tj. reakcije stvaranja ausferita u međućelijskom području i vremena u kojem se odvija druga faza izotermne transformacije, tj. razlaganje austenita obogaćenog ugljenikom na beinit i karbide unutar eutektičke ćelije. Stoga možemo zaključiti da se unutar eutektičke ćelije može izvršiti kompletna transformacija, a da za to vrijeme u međućelijskim područjima ona tek započne, tj. da te oblasti ostanu netrtransformisane. Pod ovim uslovima optimalni opseg procesiranja je zatvoren i optimalne mehaničke osobine nije moguće postići.

Pri izboru legura vodilo se računa da koncentracije legirajućih elemenata budu u dozvoljenim granicama. Izvršen je odabir legirajućih elemenata koji segregiraju u suprotnim pravcima čime se znatno umanjio negativni efekat koji izaziva prisustvo segregacija.

U ovom istraživanju zapaženo je izvjesno prisustvo segregacija, tj. netrtransformisanih oblasti koja su posledica prisustva, segregacija slika 3.18, ali ne u

obimu koji bi značajnije ugrozio mehaničke osobine materijala. Ljubičasto, plavkasta područja na mikrofotografijama urađenim nakon termičkog bojenja predstavljaju područja u kojima je došlo do segregacije. Netransformisani austenit i martenzit se javljaju kao plavkasta područja, stim što je martenzit u vidu tamnoplavih iglica. Bijele čestice unutar ovih regiona čine karbidi. Najveće prisustvo područja u kojima je došlo do segregacije zapaženo je kod legure L2, legirane sa 0.25% Mo, što se objašnjava [44, 48] većom sklonošću molibdena ka stvaranju segregacija u odnosu na nikal i bakar.

Značajna razlika u prisustvu segregacionih oblasti nakon austenitizacije na različitim temperaturama nije zapažena, što je i evidentno na mikrofotografijama datim na slici 3.18. To se objašnjava činjenicom da su segregacije rezultat procesa očvršćavanja legura. Termički postupak austenitizacije ne može dovesti do neke značajnije preraspodjele legirajućih elemenata, zbog nedovoljnog vremena koje je na raspolaganju za njihovu difuziju. Postupak austenitizacije pokazuje jak uticaj na distribuciju ugljenika.

Parametri izoternnog poboljšavanja pokazali su gotovo zanemarljiv efekat na prisustvo segregacija, jer se proces odvijao na niskim temperaturama tako da preraspodjela legirajućih elemenata nije bila moguća.

Pored količine i tipa legirajućih elemenata, bitan uticaj na stepen segregacija imaju i slijedeći parametri: brzina hlađenja nakon livenja, broj grafitnih nodula i veličina odlivka. Pomenuti parametri, na žalost, nijesu bili predmet izučavanja ove disertacije, ali mogu poslužiti kao smjernice za neka buduća istraživanja.

### 4.3 MIKROSTRUKTURNI REZULTATI

Variranje parametara termičkog tretmana austemperovanja pokazalo je snažan efekat na strukturne karakteristike tretiranih legura.

Uticaj temperature austenitizacije na morfologiju beinta ispitivanih legura zapaža se na mikrofotografijama koje su prikazane na slikama 3.7-3.13. Prikaz mikrostrukture legure L4 koja je austenitizovana na temperaturama 850, 900 i 930°C i izotermno poboljšavana na temperaturi 400°C, za vrijeme od 120 minuta, dat je na slikama 3.12 i 3.13. Sve strukture prikazane na slikama 3.12 i 3.13 sadrže gornji beinit, tj. feritne pločice smještene u austenitnoj osnovi.

Na mikrofotografijama koje pokazuju strukturu uzoraka koji su austenitizovani na temperaturi 850°C zapaženo je prisustvo proeutektoidnog ferita, bijela područja, slika 3.7. Na mikrofotografijama urađenim na skening elektronskom mikroskopu ovaj mikrokonstituent se javlja u vidu tamnih područja,

slika 3.8. Prisustvo proeutektoidnog ferita u strukturi uzoraka austenitizovanih na temperaturi 850°C posledica je nepotpune transformacije polazne strukture u austenit, a izazvana je niskom temperaturom austenitizacije.

Uzorci austenitizovani na temperaturi od 900°C posjeduju mikrostrukturu koju čine snopovi paralelnih pločica beinitnog ferita i stabilni austenit sa visokim sadržajem ugljenika ( $\approx 1.8\%$ ) uglavnom uniformno raspoređen između feritnih pločica.

Mikrostruktura uzorka koji je austenitizovan na temperaturi 930°C grublja je u odnosu na mikrostrukturu uzoraka austenitizovanih na temperaturama 850 i 900°C. Ona se sastoji od grubih pločica beinitnog ferita i velikih, jednoosnih austenitnih zrna. U centru austenitnih ostrvca, zapaženo je prisustvo izvjesne količine martenzita. Pojava ovakve strukture se objašnjava malom brzinom transformacije i nedovoljnom brzinom difuzije ugljenika da bi mogla da se izvrši stabilizacija austenita. Kao posledica ovoga, zaostali austenit smješten između pločica beinitnog ferita može biti značajno obogaćen ugljenikom, dok centre krupnih austenitnih zrna, zbog velikog difuzionog rastojanja karakteriše nizak sadržaj ugljenika, što ih čini metastabilnim.

Struktura metalne osnove nakon austemperovanja u strogoj je zavisnosti od temperature i vremena izotermnog poboljšavanja. Niska temperatura izotermnog poboljšavanja doprinosi većem pothlađenju austenita i sporijoj difuziji ugljenika. Kao posledica prethodnog, favorizovana je nukleacija beinitnog ferita u odnosu na brzinu rasta feritnih pločica. Dakle, rezultat transformacije austenita na temperaturi 300°C je dobijanje igličaste strukture beinitnog ferita sa različitim udjelima ferita, martenzita i zaostalog austenita, slike 3.14,a-c, 3.15,a i 3.16,a.

Sa povišenjem temperature izotermnog poboljšavanja na 350 i 400°C beinitni ferit iz igličaste forme prelazi u tzv. formu snopova, broj feritnih pločica se smanjuje, dakle favorizuje se njihov rast. Na taj način dobija se struktura koju čini beinitni ferit u obliku snopova, koji su manji nakon izotermnog tretmana na 350°C, u odnosu one kod tretmana na 400°C i određeni udio zaostalog austenita, slike 3.14,b-c i 3.15,b-c. Zaostali austenit se pojavljuje u vidu tankog filma između pločica feritnog beinita i u vidu ostrvaca, odnosno blokova na granicama zrna.

Uticaj vremena izotermnog poboljšavanja na morfologiju beinitnog ferita nije toliko značajan u poređenju sa uticajem temperature austenitizacije i temperature izotermnog poboljšavanja. Na osnovu mikrofotografija koje su prezentirane na slici 3.16, a koje odslikavaju ovu zavisnost, ipak se može zapaziti da sa produženjem vremena izotermnog poboljšavanja dolazi do izvjesnog povećanja udjela feritnih pločica. Razlog je što je dužim držanjem na višim temperaturama

izoternog poboljšavanja kinetika transformacije takva da favorizuje rast feritnih pločica u odnosu na njihovu nukleaciju izazivajući njihovo zgušnjavanje.

Rezultati su pokazali da nikal, molibden i bakar, kao legirajući elementi u količini prisutnoj u predmetnim legurama ne pokazuju vidan efekat na morfologiju beinitnog ferita.

Sadržaj zaostalog austenita, kao nezaobilaznog mikrokonstituenta u strukturi austemperovanih nodularnih livova, u velikoj mjeri zavisi od parametara termičkog tretmana austemperovanja.

Što se tiče uticaja temperature austenitizacije pokazalo se da porast temperature austenitizacije sa 850 na 930°C doprinosi povećanju količine zaostalog austenita u strukturi. Ova zavisnost se zapaža na dijagramima koji su prikazani na slikama 3.27-3.29.

Porast sadržaja zaostalog austenita sa porastom temperature austenitizacije najbolje se može objasniti na osnovu analize faznog dijagrama Fe-C-Si i krivih slobodne energije za ferit, austenit i cementit, slika 1.4 [49].

Prema podacima u literaturi [63-65] sadržaj ugljenika u austenitu se povećava sa porastom temperature austenitizacije. Visok sadržaj ugljenika, karakterističan za nodularne livove, u najvećem dijelu je prisutan u vidu grafitnih nodula dok je manji udio, ispod 1%, prisutan u metalnoj osnovi. To nam omogućava da jednostavno, izborom odgovarajuće temperature austenitizacije kontrolišemo sadržaj ugljenika u metalnoj osnovi.

Ukoliko se sadržaj ugljenika u metalnoj osnovi smanjuje, što je slučaj pri sniženju temperature austenitizacije, onda se kao posledica energija aktivacije za odvijanje metastabilne transformacije austenita u beinitni ferit i visoko ugljenični austenit povećava sa  $A_1-B_1$  na  $A_2-B_2$ , slika 1.4. Veća energija aktivacije doprinosi povećanju broja nukleusa ferita, čime se povećava i brzina transformacije. Stoga možemo zaključiti da za tačno definisanu temperaturu i vrijeme, izotermna transformacija se odvija brže kod uzoraka koji su austenitizovani na nižim temperaturama, a time je i udio zaostalog austenita u strukturi znatno niži.

Analizom rezultata prikazanih dijagramski na slikama 3.27-3.29 zapaža se da porast temperature izoternog poboljšavanja sa 300 do 400°C povećava količinu zaostalog austenita u strukturi metalne osnove. Razlozi za ovu pojavu su kinetičke prirode. Broj klica beinitnog ferita na višim temperaturama izoternog poboljšavanja je smanjen, zbog velike brzine difuzije ugljenika koja favorizuje rast pločica beinitnog ferita.



Pri izotermnom tretmanu na temperaturi 300°C brzina rasta iglica beinitnog ferita je velika, ali je difuzija ugljenika relativno mala. Kao posledica zaostaje visok procenat ugljenika u beinitnom feritu, koji na startu doprinosi stvaranju deformisane tetragonalne kristalne strukture. Ovaj ugljenik zadržan u feritu, na početku izoternog tretmana, se taloži duž feritnih iglica u vidu  $\epsilon$ -karbida. Zbog male brzine difuzije ugljenika, mala je i količina ugljenika koja napušta austenit, pa se reakcija beinitne transformacije kontinuirano nastavlja i na kraju izoternog poboljšavanja u strukturi zaostaje mala količina austenita. To se može uočiti na dijagramima koji su dati na slikama 3.27-3.29. Bez obzira što je brzina nukleacije ferita na ovoj temperaturi velika, rast feritnih klica je znatno usporen. Prema tome, da bi transformacija austenita bila kompletna potrebno je nešto duže vrijeme izoternog poboljšavanja.

Prisustvo i tip karbida koji se formiraju u strukturi na nižim temperaturama izoternog poboljšavanja, jedino je bilo moguće egzaktno utvrditi pomoću transmisione elektronske mikroskopije [85], koja nam, na žalost, nije bila dostupna tokom ovog istraživanja. Mala količina karbida učinila je da njihova indentifikacija konvencionalnim metodama bude izuzetno otežana, odnosno onemogućena.

Međutim, na osnovu rezultata koji su dobijeni difrakcijom X-zraka indentifikovan je ukupan sadržaj ugljenika u austenitu ( $X_\gamma C_\gamma$ ). Ovaj parametar je na indirektan način ukazao na prisustvo karbida u strukturi austemperovanog liva dobijenoj na nižim temperaturama izoternog poboljšavanja, odnosno na prisustvo karbida u području donjeg beinita.

Maseni bilans ugljenika u metalnoj osnovi dat je jednačinom (4.1):

$$C_\gamma^0 = X_\alpha C_\alpha + X_\gamma C_\gamma + X_c C_c + X_m C_m \dots \dots \dots (4.1)$$

U jednačini (4.1) vrijednosti  $X_\alpha$ ,  $X_\gamma$ ,  $X_c$  i  $X_m$  predstavljaju zapreminske udjele, redom: ferita, austenita, karbida i martenzita, a vrijednosti  $C_\alpha$ ,  $C_\gamma$ ,  $C_c$  i  $C_m$  predstavljaju sadržaj ugljenika u feritu, austenitu, karbidima i martenzitu izražen u težinskim procentima. Ukoliko je sav ugljenik rastvoren u austenitu (dakle, nijesu prisutni ni ferit ni karbidi ni martenzit) onda ukupan sadržaj ugljenika,  $X_\gamma C_\gamma$ , odgovara vrijednosti  $C_\gamma^0$ , koja predstavlja ravnotežni sadržaj ugljenika na datoj temperaturi austenitizacije. Ovaj parametar zavisi od vrijednosti temperature austenitizacije i hemijskog sastava tretirane legure, tabela 3.4.

Na osnovu dijagrama koji su prikazani na slikama 3.30-3.32, a daju zavisnost ukupnog sadržaja ugljenika u austenitu od vremena izoternog poboljšavanja, vidi se da na temperaturi izoternog poboljšavanja od 400°C ovaj parametar dostiže gotovo ravnotežnu vrijednost. Na temperaturi od 300°C on je nešto niži, što ukazuje

na činjenicu da je ugljenik prisutan i u nekoj drugoj formi, a ne samo kao rastvoren u austenitu.

Uočava se, takođe, da maksimalan sadržaj ugljenika gotovo i ne zavisi od sadržaja legirajućih elemenata, što pokazuje da upotrijebljena količina legirajućih elemenata značajnije ne mijenja rastvorljivost ugljenika u austenitu.

Pri izotermnom tretmanu na temperaturama od 350 i 400°C brzina difuzije ugljenika je velika. Pod ovim uslovima najveći dio ugljenika je u mogućnosti da difunduje van rastućih pločica beinitnog ferita. Rezultat je obogaćivanje austenita ugljenikom, posebno u dijelu između rastućih feritnih pločica. Duže vrijeme izoternog poboljšavanja doprinosi većem sadržaju ugljenika u austenitu i povećanju aktivacione energije koja je potrebna za odvijanje beinitne transformacije, te se ona teže odvija. Osim toga, visok sadržaj ugljenika snižava temperaturu početka martenzitne transformacije, tako da nakon hlađenja do sobne temperature ovakav austenit zaostaje u strukturi. Rezultat je struktura koju čine relativno grube pločice beinitnog ferita, tzv. gornji beinit, i zaostali austenit čiji udio u strukturi dostiže vrijednost i preko 40%. Zaostali austenit nakon izoternog poboljšavanja na višim temperaturama javlja se u dvije morfologije, kao tanak film između pločica feritnog beinita, ili u obliku fino dispergovanih ostrvaca, tzv. blokova. Ova ostrvca karakteriše nejednaka koncentracija ugljenika, zbog velikog difuzionog rastojanja, što ga čini mehanički nestabilnim i pod uticajem naprezanja može doći do njegove transformacije u martenzit. Ova pojava je zapažena na mikrofotografiji koja je data na slici 3.19, a odnosi se na leguru L4 izotermno poboljšvanu na temperaturi 400°C, 60 minuta, poslije austenitizacije na 900°C u trajanju od 120 minuta.

Vrijeme držanja na temperaturi izotermne transformacije pokazalo je značajan uticaj na količinu zaostalog austenita. Nakon kratkog vremena izoternog poboljšavanja veliki procenat austenita ima nizak sadržaj ugljenika koji ga čini termički nestabilnim i hlađenjem do sobne temperature dolazi do njegove transformacije u martenzit. Ovim se objašnjava veliki udio martenzita, a mali zaostalog austenita u strukturi uzoraka koji su izotermno poboljšavani i držani na datoj temperaturi u vremenu krašem od 60 minuta. Ako se vrijeme držanja na izotermnoj temperaturi produži, stvaranje klica beinitnog ferita je veće i postepeno dolazi do porasta sadržaja ugljenika u austenitu koji, po pravilu, snižava temperature početka i kraja martenzitne transformacije. U ovim uslovima, hlađenjem do sobne temperature, dobija se struktura koju čini smješa ferita i austenita sa visokim sadržajem ugljenika.

Produžavanjem vremena izoternog poboljšavanja feritne pločice, tokom svog rasta, počinju da dodiruju jedna drugu i pri tome dolazi do vidnog usporavanja njihovog rasta. Teoretsko utemeljenje za ovu pojavu našli smo u brojnim

istraživanjima Dorazila [1, 69, 91]. Naime, produžavanjem vremena držanja na temperaturi izotermne transformacije povećava se sadržaj ugljenika u austenitu i on dostiže maksimalnu vrijednost. Ova vrijednost se kreće i do 2%, zavisno od vrste legure i uslova termičkog tretmana, što se može zapaziti na dijagramski prikazanim rezultatima analize difrakcijom X-zraka, prikazanim na slikama 3.24-3.26. Ovo povećanje sadržaja ugljenika smanjuje energiju aktivacije za izotermnu transformaciju, što dovodi do pojave tzv. platoa krive na dijagramima koji pokazuju zavisnost količine zaostalog austenita od vremena izoternog poboljšavanja.

Ukoliko vrijeme držanja na temperaturi izotermne transformacije pređe neku kritičnu vrijednost, počinje da se odvija druga faza reakcije beinitne transformacije u kojoj se austenit sa visokim sadržajem ugljenika transformiše u ferit i karbide. Ova reakcija je nepoželjna, jer smanjuje sadržaj zaostalog austenita i pogoršava osobine tretiranom materijalu. To se pokazalo tačnim za sve četiri tretirane legure, jedino se brzina kojom je došlo do pogoršanja osobina sa prekomjernim držanjem na temperaturi izotermne transformacije mijenjala zavisno od tipa i kombinacije legirajućih elemenata. Ovo je posledica različite stabilnosti zaostalog austenita, kao i promjene položaja reakcionih krivih početka beinitne transformacije na IR-dijagramu izazvanih prisustvom legirajućih elemenata.

## 4.4 MEHANIČKO PONAŠANJE

### 4.4.1 TVRDOĆA

Analizom rezultata koji pokazuju zavisnost vrijednosti tvrdoće od parametara termičkog tretmana, a koji su dijagramski prikazani na slikama 3.33-3.35, zapaža se da sa porastom temperature austenitizacije sa 900 na 930°C dolazi do neznatne promjene vrijednosti tvrdoće tretiranih legura, dok su pri temperaturi od 850°C dobijene nešto niže vrijednosti. Ova pojava se objašnjava time što je u mikrostrukturi uzoraka legura koje su austenitizovane na 850°C prisutan proeutektoidni ferit.

Temperatura izoternog poboljšavanja pokazuje mnogo jači uticaj na vrijednosti tvrdoće u poređenju sa uticajem koji je imala temperatura austenitizacije. Pri nižim temperaturama izoternog poboljšavanja dobijene su veće vrijednosti tvrdoće u odnosu na one kod legura koje su tretirane na višim temperaturama. Tako recimo, za uzorke legura koje su izotermno poboljšavane na temperaturi od 300°C, za vrijeme od 60-480 minuta, dobijene su vrijednosti tvrdoće od 450 do 550 HV10. Za uzorke tretirane na 400°C te vrijednosti su iznosile od 350 do 400 HV10. Ova razlika se objašnjava većom količinom i disperzijom beinitnog ferita i smanjenjem količine zaostalog austenita u strukturi uzoraka koji su tretirani na nižoj temperaturi izoternog poboljšavanja. Povećanje količine zaostalog

austenita, karakteristično za više temperature izotermnog poboljšavanja, doprinosi smanjenju tvrdoće.

Sa produžavanjem vremena držanja na temperaturi izotermnog poboljšavanja od 1 do 30 minuta, na dijagramima koji pokazuju promjenu tvrdoće zavisno od vremena izotermnog poboljšavanja, zapažen je nagli pad vrijednosti tvrdoće. Ovo dramatično smanjenje vrijednosti tvrdoće je posljedica kinetike procesa izotermne transformacije. Kako izotermna transformacija napreduje, tako se i smanjuje količina netransformisanog austenita koji bi se hlađenjem do sobne temperature transformisao u martenzit. Daljim produžavanjem vremena izotermnog poboljšavanja tok krive je uglavnom konstantan. Blagi porast se zapaža tek pri veoma dugim vremenima držanja uzoraka od 480 minuta. Neznatni porast tvrdoće se objašnjava početkom druge faze reakcije izotermne transformacije, odnosno početkom razlaganja austenita obogaćenog ugljenikom na beinit i karbide.

Upoređujući vrijednosti tvrdoće nelegiranog austemperovanog nodularnog liva i tretiranih legiranih tipova, uočeno je da prisustvo legirajućih elementa povećava vrijednosti tvrdoće. Najveće vrijednosti su dobijene kod legure L2, a zatim kod legura L4, L3 i L1. Prethodni redosled je posljedica prisustva molibdena i njegove sklonosti ka stvaranju karbida.

#### 4.4.2 UDARNA ŽILAVOST

Dijagrami prikazani na slikama 3.36-3.38 pokazuju promjenu vrijednosti udarne žilavosti u funkciji od parametara termičkog tretmana austemperovanja. Prezentirani dijagrami se odnose na sve četiri tretirane legure.

Dobijeni rezultati su pokazali da se ne može odrediti jedna temperatura austenitizacije, za koju bi se moglo reći da vodi dobijanju maksimalne udarne žilavosti. Naime, visoka udarna žilavost od 140J i više dobijena u uslovima austenitizacije na sve tri temperature i na 850 i na 900 i na 930°C. Međutim, u uslovima više temperature austenitizacije i niže temperature izotermnog poboljšavanja potrebno je duže vrijeme držanja na temperaturi izotermne transformacije da bi se postigla optimalna udarna žilavost.

Ovaj fenomen se može objasniti uticajem temperature izotermnog poboljšavanja na kinetiku beinitne transformacije. Na početku, kao produkti izotermne transformacije na nižim temperaturama javljaju se austenit sa visokim sadržajem ugljenika, koji prelazi vrijednost od 2%, i beinitni ferit sa sadržajem ugljenika do 0.2%. Pošto je ovako visok sadržaj ugljenika duže vrijeme nemoguće održati jer on difunduje vani od iglica beinitnog ferita. Ovo je kompatibilno sa istraživanjima [69] koja govore o stvaranju  $\epsilon$ -karbida duž iglica beinitnog ferita u



uslovima niskih temperatura izoternog poboljšavanja. Zbog male brzine difuzije ugljenika na niskim temperaturama izoternog poboljšavanja, mala je i količina ugljenika koja napušta austenit, pa se reakcija beinitne transformacije kontinuirano nastavlja i na kraju izoternog poboljšavanja u strukturi zaostaje mala količina austenita. Bez obzira što je brzina nukleacije ferita na ovoj temperaturi velika, rast feritnih klica je znatno usporen. Prema tome, da bi transformacija austenita bila kompletna potrebno je nešto duže vrijeme izoternog poboljšavanja.

Prisustvo karbida u beinitnom feritu dobijenom pri višim temperaturama izoternog poboljšavanja nije zapaženo, što se objašnjava većom brzinom difuzije ugljenika, koja favorizuje rast pločica beinitnog ferita.

Prema tome, smanjenje temperature izoternog poboljšavanja za zadatu temperaturu austenitizacije, doprinosi povećanju sadržaja beinitnog ferita i smanjenju količine zaostalog austenita u austemperovanoj strukturi.

Stoga možemo zaključiti, da bi se održao konstantan odnos količine zaostalog, stabilnog austenita i beinitnog ferita koji daje optimalne vrijednosti udarne žilavosti, neophodno je sa snižavanjem temperature izoternog poboljšavanja, povisiti temperaturu austenitizacije.

Dakle, pri višim temperaturama austenitizacije, optimalne vrijednosti udarne žilavosti se postižu nakon izoternog tretmana na nižim temperaturama i obrnuto, pri nižim temperaturama austenitizacije optimalna vrijednost udarne žilavosti se postiže pri višim temperaturama izoternog poboljšavanja.

Analizom dijagrama prikazanih na slikama 3.36 i 3.37 uočava se da se vrijednosti udarne žilavosti uzoraka legura koje su austenitizovane na temperaturama 850 i 900°C i izoternno poboljšavane 30 minuta na temperaturama 300, 350 i 400°C, kreću u opsegu od 45-85 J. Odgovarajuće vrijednosti, karakteristične za uzorke austenitizovane na temperaturi 930°C, kreću se u intervalu 30-60 J. Ova razlika je posledica smanjenja temperature austenitizacije sa 930 na 850°C, koje doprinosi redukciji sadržaja martenzita koji nastaje hlađenjem netransformisanog austenita do sobne temperature. Pomenuto smanjenje količine martenzita, kao krte faze, dovelo je do poboljšanja udarne žilavosti legura. Stoga možemo zaključiti, da je brzina beinitne transformacije pri nižim temperaturama austenitizacije veća, odnosno transformacija je potpunija. Ova prednost je uočljivija pri kraćim vremenima izoternog poboljšavanja, što se jasno zapaža na dijagramima datim na slikama 3.36-3.37.

Analizirajući uticaj temperature izoternog poboljšavanja na vrijednosti udarne žilavosti, uočava se da dolazi do postepenog povećanja udarne žilavosti sa porastom temperatura izoternog poboljšavanja od 300 do 350°C. Pri temperaturi

izotermnog poboljšavanja od 400°C dobijene su nešto niže vrijednosti, ili pak u opsegu vrijednosti postignutih na temperaturi od 350°C. Ovaj pad je izraženiji kod uzoraka austenitizovanih na temperaturi 930°C.

Prateći tok krivih koje pokazuju uticaj vremena izotermnog poboljšavanja na vrijednosti udarne žilavosti zapaža se da je u svim uslovima termičkog tretmana austemperovanja prisutan isti trend. Naime, vrijednosti udarne žilavosti se povećavaju sa produžavanjem vremena izotermnog poboljšavanja dostižući maksimalnu vrijednost. Nakon toga daljim produženjem poboljšavanja dolazi do pada ovih vrijednosti. Ovaj tok krivih odgovara promjenama koje se odvijaju u mikrostrukturi austemperovanih uzoraka.

Takođe se može zapaziti da je pri temperaturi austenitizacije od 930°C potrebno duže vrijeme izotermnog poboljšavanja da bi se postigla maksimalna vrijednost udarne žilavosti, što je posledica odlaganja početka beinitne transformacije izazvanog povišenjem temperature austenitizacije.

Austenitizacija na temperaturi 900°C i izotermno poboljšavanje na temperaturi od 350°C u trajanju od 120 do 360 minuta pokazali su se kao najbolja kombinacija parametara termičkog tretmana austemperovanja u postizanju optimalnih vrijednosti udarne žilavosti kod sve četiri tretirane legure. Ovi uslovi su se pokazali najpovoljnijim, tj. dali su najbolji kompromis za postizanje optimalnog odosa količine beinitnog ferita i stabilnog austenita u austemperovanoj strukturi.

Na osnovu dobijenih rezultata zapaženo je da su najniže vrijednosti udarne žilavosti (maksimum 127 J) postignute kod legure L2, koja je legirana sa 0.25%Mo, a najviše (maksimum 154 J) kod legure L4, koja je legirana kombinacijom 0.8%Ni, 0.25%Mo i 0.30%Cu. Očigledno je da je molibden, zbog povećane sklonosti ka stvaranju segregacija uslovio veću krtost legure, a u kombinaciji sa niklom i bakrom ovaj negativan efekat je gotovo neutralizovan. Dakle, možemo zaključiti da je kombinacija legirajućih elemenata koji segregiraju u suprotnim pravcima imala pozitivan uticaj na vrijednosti udarne žilavosti. Niskoj udarnoj žilavosti legure L2, legirane sa 0.25% molibdena doprinosi i sklonost molibdena ka stvaranju karbida.

#### 4.4.3 ZATEZNE KARAKTERISTIKE

Dijagrami dati na slici 3.40 pokazuju zavisnost zateznih karakteristika ( $R_m$ ,  $R_{p0.2}$  i  $A$ ) u funkciji parametara austemperovanja. Na njima su prezentirane krive koje se odnose na sve četiri tretirane legure.

Rezultati pokazuju da povećanje temperature izotermnog poboljšavanja sa 300 na 400°C doprinosi smanjenju vrijednosti parametara čvrstoće. Naime,

vrijednosti zatezne čvrstoće i granice popuštanja se smanjuju, dok je promjena vrijednosti izduženja imala suprotan tok. Ovakva zavisnost je posljedica uticaja temperature izotermnog poboljšavanja na količinu i zaostalog austenita u austemperovanoj strukturi.

Najveće vrijednosti zatezne čvrstoće ( $1200-1500 \text{ N/mm}^2$ ) i granice popuštanja ( $1000-1300 \text{ N/mm}^2$ ) kod tretiranih legura postignute su nakon izotermnog poboljšavanja na temperaturi od  $300^\circ\text{C}$ , što je posljedica velikog udjela beinitnog ferita u strukturi nakon austemperovanja. Sa druge strane, izotermno poboljšavanje na temperaturi od  $400^\circ\text{C}$  dalo je maksimalnu duktilnost (do 12%) jer je na ovoj temperaturi u austemperovanoj strukturi zapaženo najveće prisustvo zaostalog austenita.

Niske vrijednosti zatezne čvrstoće i granice popuštanja pri kratkim vremenima izotermnog poboljšavanja, tj. na samom početku beinitne reakcije mogu se objasniti prijevremenim lomom uzoraka ispitanih na zatezanje. Naprezanja u strukturi, pri kratkim vremenima izotermnog poboljšavanja, prouzrokovana formiranjem martenzita iz netransformisanog austenita hlađenjem do sobne temperature, doprinijela su niskim vrijednostima čvrstoće i brzom lomu. Izotermnim poboljšavanjem u trajanju više od 120 minuta nije zapažena značajnija promjena vrijednosti zatezne čvrstoće i granice popuštanja. Tok promjena vrijednosti parametara čvrstoće je indentičan za sve legure, jedino je intenzitet tih promjena varirao zavisno od sadržaja legirajućih elemenata, slika 3.40.

Analizom dijagrama prikazanih na slici 3.40 jasno se može uočiti da se optimalna duktilnost postiže nakon izotermnog poboljšavanja u intervalu između 120 i 240 minuta, odnosno onda kada austemperovana osnova sadrži maksimalnu količinu stabilnog zaostalog austenita i neznatnu količinu martenzita. Nakon izotermnog poboljšavanja dužeg od 240 minuta, zapažen je pad vrijednosti izduženja, što je posljedica smanjenja količine zaostalog austenita u strukturi.

Dijagrami prikazanih na slici 3.40, takođe, pokazuju da se maksimalna vrijednost izduženja pomjera ka dužim vremenima kako temperatura izotermnog poboljšavanja opada. Maksimalna vrijednost izduženja kod svih legura je najizraženija nakon izotermnog tretmana na  $400^\circ\text{C}$ . Ova pojava se tumači prisustvom najveće količine zaostalog austenita kod uzoraka izotermno poboljšavanih na  $400^\circ\text{C}$ , ali je njegova stabilnost manja u odnosu na istu kod uzoraka tretiranih na temperaturama  $300$  i  $350^\circ\text{C}$ . Kao rezultat ove nestabilnosti, pod uticajem mehaničkih naprezanja dolazi do transformacije ovakvog austenita u martenzit koji znatno smanjuje duktilnost materijala, slika 3.19.

Optimalna kombinacija zateznih karakteristike ( $R_m=1250-1450 \text{ N/mm}^2$ ,  $R_{p0.2}=1000-1300 \text{ N/mm}^2$  i  $A=6-8\%$ ) kod sve četiri legure postignuta je izotermnim

poboljšavanjem na temperaturi od 350°C u intervalu od 120-240 minuta, nakon austenitizacije na temperaturi od 900°C, 120 minuta. Ovi uslovi termičkog tretmana dali su najbolji kompromis vezan za odnos količine beinitnog ferita i količine i mehaničke stabilnosti zaostalog austenita.

#### 4.4.4 ŽILAVOST LOMA

Zavisnosti žilavosti loma od parametara termičkog tretmana austemperovanja data je na slici 3.41. Zapaženo je da se vrijednost žilavosti loma ( $K_{IC}$ ) povećavaju sa snižavanjem temperature izotermnog poboljšavanja.

Kod sve četiri tretirane legure najveće vrijednosti žilavosti loma, u opsegu od 63 do 66 MPam<sup>1/2</sup>, postignute su izotermnim poboljšavanjem na temperaturi od 300°C. Kao što je već pomenuto na ovoj temperaturi dobijene su i najveće vrijednosti tvrdoće i granice popuštanja. Ovo ponašanje je gotovo jedinstveno za austemperovane nodularne livove, za razliku od svih drugih materijala kod kojih dolazi do smanjenja žilavosti loma sa porastom vrijednosti tvrdoće i granice popuštanja. Objašnjenje ove pojave leži u specifičnosti strukture metalne osnove kod austemperovanih nodularnih livova. Naime, žilavost austemperovanih nodularnih livova u najvećoj mjeri zavisi od morfologije beinitnog ferita i udjela i morfologije zaostalog austenita. Glavni uticaj na žilavost legura izotermno poboljšavanih na višim temperaturama ima veličina snopova beinitnog ferita, dok veličina pločica u snopovima ne igra nikakvu ulogu. Predpostavlja se da prskotina mijenja pravac rasta kada naiđe na granice međusobno različito orjentisanih snopova, dok granice pločica koje posjeduju istu kristalografsku orijentaciju, ne mijenjaju pravac kretanja. Prema tome, žilavost je utoliko veća ukoliko je manji prečnik snopova, odnosno ukoliko je veći broj granica koji primoravaju prskotinu da promijeni pravac rasta (temperatura izotermnog poboljšavanja 350°C). Situacija se naglašeno mijenja nakon izotermnog poboljšavanja na 300°C, kada se struktura sastoji od pločica niskougljeničnog, igličastog beinitnog ferita. Prskotina sada mijenja pravac rasta svaki put pri prelazu iz jedne u drugu pločicu koje su međusobom različito orjentisane, odnosno svaki put pri nailasku na granicu pločice. S obzirom da su pojedinačne igličaste pločice znatno manje od snopova, odnosno da u strukturi igličastog beinitnog ferita postoji znatno veći broj granica koje primoravaju prskotinu da mijenja pravac, te je tako i razumljivo povećanje žilavost legura izotermno poboljšavanih na 300°C u odnosu na onu kod 350 i 400°C. Treba, takođe, naglasiti i to da se zaostali austenit, koji se u vidu blokova javlja u strukturi legura izotermno poboljšavanih na 350 i 400°C, pod uticajem malog naprezanja lako transformiše u martenzit, koji je zbog velikog sadržaja ugljenika krt i tako doprinosi smanjenju žilavosti. Austenit prisutan u obliku tankog filma između pločica beinitnog ferita je veoma stabilan i povećava žilavost.



Prateći tok krivih, koje su prikazane na dijagramima, slika 3.41, zapaža se da sa produženjem vremena držanja na temperaturi izoternog poboljšavanja sa 1 na 60 minuta dolazi do izrazitog povećanja vrijednosti žilavosti loma. U vremenskom intervalu između 60 i 360 minuta, vrijednosti žilavosti loma su uglavnom konstantne, tj. javlja se tzv. plato krive. Daljim produžavanjem vremena držanja na temperaturi izoternog poboljšavanja dolazi do blagog smanjenja žilavosti. Ovakav tok krive odgovara promjenama u mikrostrukтури. Niske vrijednosti žilavosti loma pri kratkim vremenima izoternog poboljšavanja su posledica velikog učešća netransformisanog austenita u strukturi austemperovane osnove. Ovaj mikrokonstituent se hlađenjem do sobne temperature dijelom transformisao u martenzit koji je, kao krta faza, prouzrokovao niske vrijednosti žilavosti loma. U vremenskom intervalu od 60 do 360 minuta u strukturi je prisutan ausferit, odnosno fina smješa beinitnog ferita i stabilnog zaostalog austenita, koja daje dobru žilavost loma austemperovanim uzorcima. Pad vrijednosti žilavosti loma, nakon izoternog poboljšavanja dužeg od 360 minuta, objašnjava se početkom druge faze reakcije izoternog poboljšavanja. Početak druge faze je vezan za taloženje karbida koji značajno smanjuju žilavost loma. Nešto brži i uočljiviji pad vrijednosti žilavosti loma zapažen je kod uzoraka izoternno poboljšvanih na temperaturi od 400°C. Razlog ove zavisnosti je već pomenuta mehanička nestabilnost zaostalog austenita koji je pod uticajem naprezanja sklon transformaciji u martenzit.

Ispitivanja žilavosti loma, tretiranih uzoraka, pokazala su da se kod legiranih austemperovanih nodularnih livova dobijaju niže vrijednosti u odnosu na iste postignute kod nelegiranih livova. Prisustvo legirajućih elemenata u manjoj ili većoj mjeri, zavisno od tipa i količine, doprinosi stvaranju segregacija koje značajno smanjuju žilavost loma austemperovanih uzoraka. Najniže vrijednosti dobijene su za leguru L2, legiranu sa 0.25%Mo. Ovo je posledica relativno velike sklonosti molibdena ka stvaranju segregacija. Analizirajući dijagrame date na slici 3.41 zapaženo je da razlika u vrijednostima žilavosti loma kod različitih legura za iste uslove termičke obradenije izražajna, tj. da se uglavnom dobijene slične vrijednosti. Ova pojava samo je je potvrdila optimalnost izbora količine i kombinacije legirajućih elemenata.

#### 4.5 FRAKTOGRAFSKA ANALIZA

Fraktografska analiza urađena je korišćenjem skenirajuće elektronske mikroskopije. Ona je obuhvatila ispitivanje površine loma sirovih, termički neobrađenih uzoraka, kao i onih termički tretiranih pri različitim uslovima austemperovanja. Uzorci su prethodno bili podvrgnuti ispitivanju u cilju utvrđivanja udarne žilavosti.

Dobijeni rezultati su prikazani na mikrofotografijama, koje su date na slikama 3.42-3.63.

Pokazalo se da temperatura austenitizacije, pri konstantnim uslovima izotermnog poboljšavanja nema značajano izražen efekat na karakter loma austemperovanih legura. Globalno gledano, uzorci tretirani na višim temperaturama izotermnog poboljšavanja imaju veliki udio plastične deformacije prije loma, tj. lom kod takvih uzoraka je duktilniji, slika 3.54, zbog većeg učešća duktilne, austenitne faze u austemperovanoj strukturi. Sa smanjenjem temperature izotermne transformacije kod svih legura zapaža se izvjesno povećanje učešća krtoг loma, slike 3.52-3.53. Najkrtijim su se pokazali termički neobrađeni uzorci, tj. uzorci u livenom stanju, slika 3.42. Kod ovih uzoraka jasno se uočavaju ravne površine po kojima je izvršeno cijepanje.

Krti lom prisutan kod sirovih uzoraka je rezultat kretanja prskotine mehanizmom cijepanja. Rast, tj. širenje prskotine kod krtih uzoraka praćeno je veoma malim stepenom plastične deformacije i malom količinom apsorbirane energije.

Na slici 3.43,a-b koja predstavlja mikrofotografiju površine loma sirovog uzorka vidi se tipičan, oblika "rječne mreže", kao i ravnih pljosni u obliku "terasa". Rječna mreža se obično javlja unutar jedne ravni, slika 3.43,a. Segmenti prskotine, koji se nalaze u paralelnim ravnima spajaju se i obrazuju terase, odnosno kaskade, slika 3.43,b.

Objašnjenje za ovu pojavu leži u mikroskopskim karakteristikama krtoг loma. Naime, pri cijepanju kristala po određenoj kristalnoj ravni, prskotina nailazi na brojne greške u rešetki (dislokacije, granice subzrna, i sl.), koje utiču na njeno kretanje. Prskotina, takođe, može da promijeni ravan cijepanja i time nastaju neravnine na površini loma. Slične neravnine nastaju i kada se spoje dvije ili više prskotina, koje se kreću u paralelnim ravnima. U polikristalnom metalu prskotina mijenja pravac kretanja kada prelazi iz jednog u drugo zrno, zbog različite orijentacije susjednih zrna. Sve ovo ukazuje na razloge koji dovode do nepravilnosti na površini loma, prikazane na slici 3.43, a-b.

Grafitne nodule predstavljaju diskontinuitete u metalnoj osnovi, pa su i naprezanja oko njih najveća. Duktilni lom nastaje tek u slučaju dejstva naprezanja većih od granice popuštanja, tj. granice tečenja materijala. Dakle, mjesta na kojima se inicira pojava prskotine su ona na kojima je prisutna dekohezija granične površine. Dekohezija granične površine nastaje dejstvom smičućih napona, koji izazivaju nagomilavanje dislokacija na česticama, što doprinosi stvaranju mikrošupljine na granici čestice i osnove. Kod austemperovanih nodularnih livova dekohezija je prisutna između primarnih grafitnih nodula i austemperovane osnove.

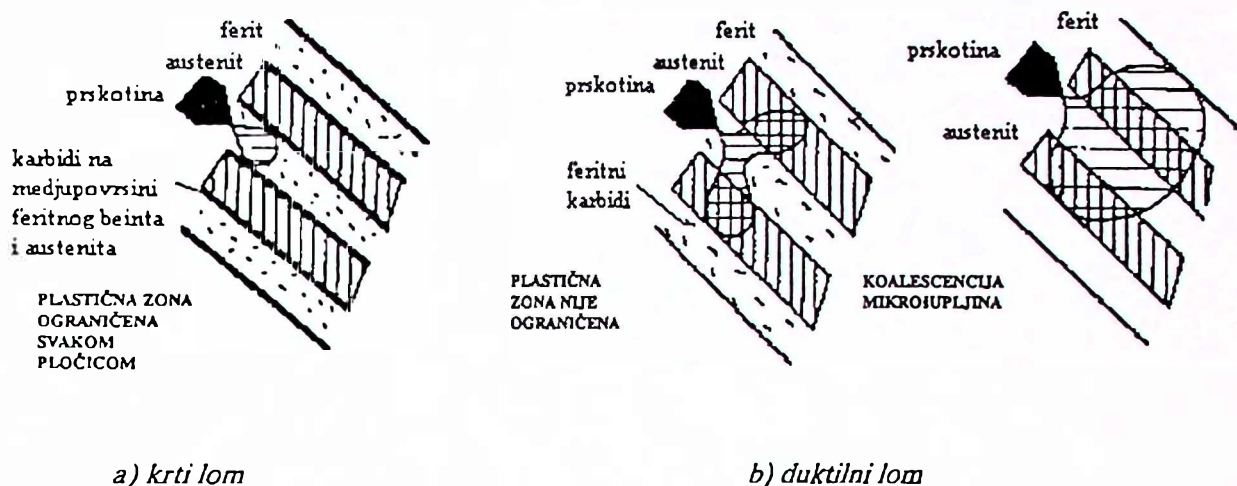
Takođe, pojava prskotine, odnosno mikrošupljine je moguća i na graničnoj površini između pločica beinitnog ferita, kao i na međupovršini beinitnog ferita i zaostalog austenita.

Nakon stvaranja prskotina na graničnim površinama dolazi do njihovog daljeg rasta koalescencijom pogodno orjentisanih mikrošupljina. Ovakvo kretanje prskotine praćeno je znatnim stepenom plastične deformacije, a shodno tome i velikom količinom apsorbovane energije koja se troši na plastičnu deformaciju. Prskotina se na svom putu spaja sa grafitnim nodulama, pri čemu ne dolazi do loma grafitnih nodula, slika 3.46. Zapaženo je izvjesno deformisanje oblika nodule u pravcu širenja deformacije, slika 3.45, kao i ispadanje nodula iz ležišta, slika 3.47. Na osnovu toga proizilazi zaključak, da grafitne nodule predstavljaju samo barijeru na putu širenja deformacije.

Na mikrofotografijama koje su prikazane na slici 3.48 uočava se da je lom uglavnom duktilan kod sve tri temperature izotermnog poboljšavanja, s tim što se učešće krtog loma povećava kako se temperatura izotermnog poboljšavanja smanjuje.

Izotermno poboljšavanje duže od 360 minuta, doprinosi većoj krtosti uzoraka, tj. većem učešću krtog loma. Kratka vremena izotermnog poboljšavanja poakzala su isti efekat, slike 3.49-3.51. Ova pojava se objašnjava prisustvom martenzita, kao krte faze, u strukturi austemperovanog nodularnog liva. Naime, kratka vremena izotermnog poboljšavanja 1, 10 i 30 minuta nijesu se pokazala kao dovoljna za potpuno odvijanje beinitne transformacije što je prouzrokovalo prisustvo termički nestabilnog austenita koji se hlađenjem do sobne temperature transformisao u martenzit. Produžavanjem vremena držanja na temperaturi izotermnog poboljšavanja strukura postaje ausferitna, a lom je potpuno duktilan, slike 3.52-3.54.

Duktilan lom nastaje koalescencijom, tj. spajanjem mikrošupljina. Pri povećanju nivoa naprezanja, nastale mikrošupljine rastu i međusobno se spajaju, obrazujući širok front prskotine. Front širenja plastične deformacije u ovom slučaju nije ograničen. Ovaj mehanizam se jasno može uočiti sa mikrofotografija koje su date na slikama 3.55-3.58. Na mikrofotografiji prikazanoj na slici 3.59, uočava se da je kod uzoraka izotermno poboljšavanih na temperaturi 300°C prisutan i krti i duktilni tip loma. Mehanizam krtog loma, koji se odvija cijepanjem u potpunosti se razlikuje od onog karakterističnog za duktilni lom, što se može zapaziti na mikrofotografiji, slika 3.60. Šematski prikaz mehanizma po kojem se odvija duktilni, odnosno krti lom, dat je na slici 4.1 [85].



Slika 4.1 Šematski prikaz mehanizma loma kod austemperovanih nodularnih livova [85]

Rezultati fraktografske analize takođe ukazuju i na to da prisustvo segregacija igra veoma važnu ulogu pri lomu austemperovanih uzoraka. Naime, na mjestima gdje su prisutne segregacije javlja se krti lom, jer one doprinose slabljenju kohezije čvrstoće granica zrna. Ova pojava se uočava na mikrofotografijama, koje su prikazane na slikama 3.61-3.62. Na slici se jasno vidi prisustvo prskotine u međućelijskom prostoru, daleko od grafitnih nodula tj. na mjestima koja su najsklonija stvaranju segregacija.

Takođe se zapaža da na mjestima gdje su prisutni određeni uključci dolazi do povećanja krtosti materijala, jer njihovo prisustvo smanjuje kohezionu čvrstoću granice zrna, slika 3.63. U okolini uključaka, kao što se vidi na mikrofotografijama prisutan je krti lom, bez obzira što je područje oko potpuno duktilno. Prisustvo istaloženih karbida pri dužim vremenima izotermnog poboljšavanja pokazuje sličan efekat.

U poređenju sa nelegiranim austemperovanim livom, koji je bio predmet istraživanja u magistarskoj tezi [7], uočava se da je kod legiranih tipova segregacija češća što je doprinijelo većoj krtosti ovih materijala.



## 4.6 PROKALJIVOST

Prokaljivost austemperovanih nodularnih livova, ili tzv. austemperabilnost je izuzetno važan parametar o kome se mora voditi računa pri proizvodnji i primjeni ovih materijala. On definiše veličinu prečnika, koji se može austemperovati, a da se pri tome izbjegne pojava perlita u strukturi metalne osnove, koji bi u znatnoj mjeri pogoršao mehanička svojstva ovih livova [108].

Rezultati ispitivanja zavisnosti austemperabilnosti od sadržaja i kombinacije legirajućih dodataka, kao i od uslova termičkog tretmana austemperovanja, prikazani su dijagramski na slikama 3.64 i 3.65. Na dijagramima su date i vrijednosti koje se odnose na nelegirani tip austemperovanog liva.

Analizom dijagrama jasno se zapaža da legirajući elementi značajno povećavaju vrijednost kritičnog prečnika. Naime, pri istim uslovima termičkog tretmana austemperovanja ( $900^{\circ}\text{C}/120\text{min}$  i  $350^{\circ}\text{C}$ ) vrijednost kritičnog prečnika za nelegirani tip iznosi 8 mm, dok se za legirane tipove ta vrijednost kreće od 19-50 mm, zavisno od tipa legure. Takođe se može uočiti da kombinacija legirajućih elemenata ima veoma jak efekat. Naime, prokaljivost legure L3 ( $D_k=46\text{mm}$ ), legirane sa 0.8%Ni i 0.25%Mo i legure L4 ( $D_k=50\text{mm}$ ), legirane sa 0.8%Ni, 0.25%Mo i 0.30%Cu je znatno veća (više nego duplo) u poređenju sa prokaljivošću kod legura L1 ( $D_k=20\text{mm}$ ) i L2 ( $D_k=19\text{mm}$ ) koje su legirane sa 0.8%Ni, odnosno 0.25%Mo. Ovako jak uticaj legirajućih elemenata na prokaljivost, bilo da se dodaju individualno, a posebno kada se dodaju u kombinaciji objašnjava se njihovim uticajem na stabilizaciju austenita.

Uticaj temperature izotermne transformacije na vrijednost kritičnog prečnika prikazan je na dijagramima, slika 3.64. Povećanje temperature izotermnog poboljšavanja smanjuje veličinu kritičnog prečnika. To je posledica uticaja veličine temperature izotermnog poboljšavanja na kritičnu brzinu hlađenja sa temperature austenitizacije.

Na dijagramima prikazanim na slici 3.65 praćen je uticaj temperature austenitizacije na prokaljivost austemperovanih nodularnih livova. Uočava se linearna zavisnost u kojoj sa porastom temperature austenitizacije raste i veličina kritičnog prečnika koji se može austemperovati bez pojave perlita u strukturi. Ovakva zavisnost je posledica uticaja veličine temperature austenitizacije na količinu rastvorenog ugljenika u austenitu na toj temperaturi. Što je viša temperatura austenitizacije to je i veća količina ugljenika rastvorena u austenitu, pa samim tim je i njegova stabilnost veća.

Kao što se vidi na dijagramima, nelegirani tip nodularnog liva nije moguće izotermno poboljšavati nakon austenitizacije na temperaturi od  $850^{\circ}\text{C}$ , a da se u

strukturi ne javi perlit. Isti slučaj je i sa legurama L1 i L2, kada se nakon austenitizacije na temperaturi od  $850^{\circ}\text{C}$  vrši izotermno poboljšavanje na temperaturi od  $400^{\circ}\text{C}$ . Ova pojava je posledica male brzine hlađenja i nedovoljne stabilnosti austenita.

Izvodi se zaključak da temperatura austenitizacije ima mnogo jači efekat na prokaljivost austemperovanih nodularnih livova, u odnosu na temperaturu izoternog poboljšavanja. No, ipak najači efekat pokazuju legirajući elementi, naročito kada su dodati u kombinaciji, što je očigledno analizirajući predstavljene dijagrame.

Prisustvo legirajućih elemenata i temperatura austenitizacije utiču i na temperaturu početka martenzitne transformacije. Rezultati prikazani na slici 3.66 pokazuju da je uticaj temperature austenitizacije znatno izraženiji. Porast temperature austenitizacije snižava temperaturu početka martenzitne transformacije, jer povećava količinu ugljenika rastvorenu u austenitu. Ako se temperatura austenitizacije poveća sa  $850^{\circ}\text{C}$  na  $930^{\circ}\text{C}$ , početak martenzitne transformacije će se odigrati na temperaturi koja je za oko  $70^{\circ}\text{C}$  niža od one karakteristične za temperaturu austenitizacije od  $850^{\circ}\text{C}$ .

#### 4.7 KINETIKA IZOTERMNE TRANSFORMACIJE

Kinetika beinitne transformacije razmatrana je preko promjena mikrostrukturnih i mehaničkih svojstava legura pri određenim uslovima termičke obrade. S ciljem definisanja kinetike procesa korišćeni su rezultati mjerenja zapreminskog udjela zaostalog austenita, sadržaja ugljenika u austenitu nakon austemperovanja, zapreminskog udjela netransformisanog austenita i tvrdoće tretiranih legura nakon različitih termičkih tretmana.

Pri kratkim vremenima izoternog poboljšavanja došlo je do povećanja zapreminskog udjela zaostalog austenita i prosječnog sadržaja ugljenika u njemu, dok su se udio netransformisanog austenita i vrijednosti tvrdoće smanjile. Ovakav pravac promjena ukazuje na odvijanje prve faze reakcije beinitne transformacije. Neznatne promjene u povećanju vrijednosti tvrdoće i smanjenju količine zaostalog austenita pri dugim vremenima izoternog poboljšavanja ukazuju na početak odvijanja druge faze reakcije beinitne transformacije. Pri nekim srednjim vremenima izoternog poboljšavanja evidentirane su izvjesne varijacije u vrijednostima pomenutih parametara. Ove varijacije su posledica stvaranja segregacija i njihovog uticaja na kinetiku beinitne transformacije. Promjene zapažene pri srednjim vremenima izoternog poboljšavanja ukazuju na uticaj segregacija na neravnomjernost odvijanja beinitne reakcije. One u stvari pokazuju da je u eutektičkoj čeliji prva faza reakcije beinitne transformacije kompletna i da se

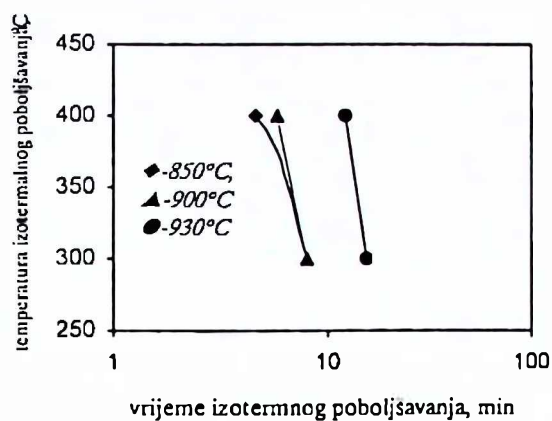
u njoj počela odvijati druga faza reakcije, a istovremeno u međučelijskim oblastima tek započinje transformacija.

#### 4.7.1 TRANSFORMACIJA U PODRUČJU GORNJEG BEINITA

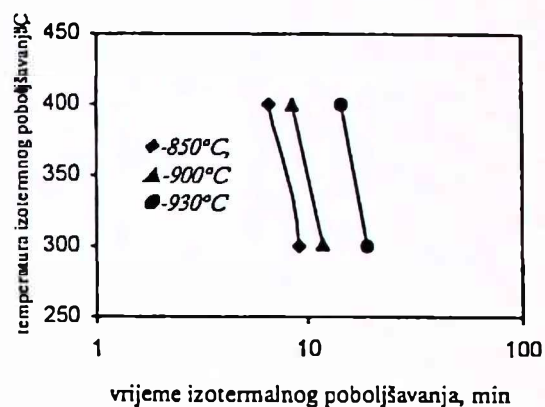
Kinetika prve faze reakcije beinitne transformacije utvrđena je mjerenjem tvrdoće uzoraka austemperovanih u području gornjeg beinita, slike 3.37-3.39. Izvršen je proračun vremena potrebnog da vrijednosti tvrdoće padnu za 100 mjernih jedinica iznad minimalne vrijednosti tj. platoa krive. Ovo vrijeme predstavlja glavni pokazatelj kinetike prve faze beinitne transformacije. Smatra se [48] da ono čini 60-80% vremena potrebnog za završetak prve faze reakcije transformacije. Zapažena vremena u funkciji temperature izoternog poboljšavanja grafički su prikazana na slici 4.2. Analizom prezentiranog dijagrama može se vidjeti da i nikal i molibden i bakar odlažu odvijanje prve faze reakcije što je u saglasnosti sa literaturnim navodima [48, 97].

Uticaj temperature austenitizacije na kinetiku transformacije praćen je posredno, preko uticaja na sadržaj ugljenika u austenitu. Na bazi rezultata koji su prezentirani na dijagramima, slike 3.24-3.26, može se uočiti da porast temperature austenitizacije od 850 do 930°C doprinosi povećanju sadržaja ugljenika u austenitu i njegovoj stabilizaciji. Ova promjena izaziva povećanje vremena potrebnog za potpuni završetak prve faze reakcije beinitne transformacije. Dakle, promjene u sadržaju ugljenika mogu se kontrolisati odgovarajućim izborom temperature austenitizacije. Kinetika beinitne transformacije pri kratkim vremenima izoternog poboljšavanja praktično ne zavisi od prisustva legirajućih elemenata.

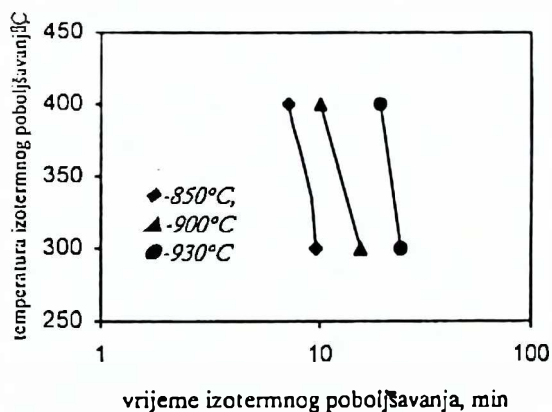
Potpunost prve faze beinitne transformacije je veoma važna jer ona definiše početak opsega procesiranja u okviru koga se postižu optimalne osobine. Smanjenje količine netransformisanog austenita, koje se može uočiti na slikama 3.20-3.22, služi za definisanje vremena početka optimalnog opsega procesiranja. Na dijagramima koji pokazuju zavisnost količine netransformisanog austenita u funkciji vremena izoternog poboljšavanja, zapaža se oštar pad krive kod svih legura. Nakon ovog slijedi pojava platoa krive, ili je pak u određenim slučajevima prisutan kontinuirani pad krive. Pri dugim vremenima izoternog poboljšavanja, onim dužim od 120 minuta prisustvo netransformisanog austenita je praktično zanemarljivo.



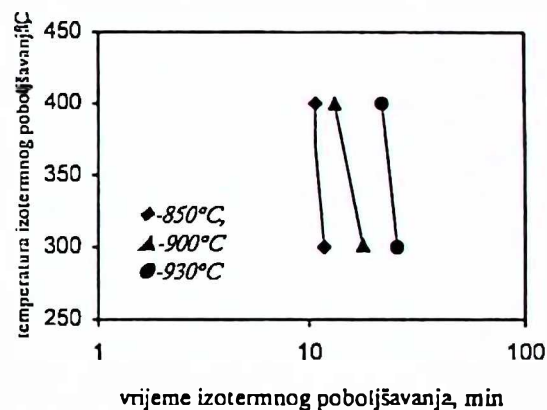
a) legura L1



b) legura L2



c) legura L3



d) legura L4

Slika 4.2 Vrijeme izotermnog poboljšavanja potrebno da tvrdoća padne za 100 jedinica iznad platoa krive, u funkciji temperature izotermnog poboljšavanja za različite legure

Kompletan završetak prve faze reakcije beinitne transformacije u eutektičkoj ćeliji može se utvrditi ekstrapolacijom krivih zavisnosti količine netransformisanog austenita od vremena izotermnog poboljšavanja. Ekstrapolacija krivih pokazuje da je za završetak prve faze reakcije (zapreminski udio netransformisanog austenita manji od 1%) potrebno vrijeme od 17-55 minuta. Slike 3.20-3.22, takođe, ukazuju da smanjenje temperature austenitizacije sa 930 na 850°C skraćuje vrijeme potrebno za završetak prve faze reakcije beinitne transformacije u eutektičkoj ćeliji.

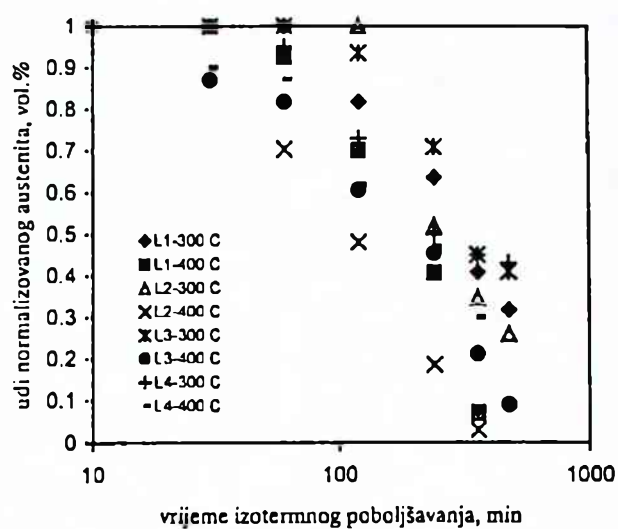


Smanjenje količine netransformisanog austenita može se zapaziti pri dužim vremenima izoternog poboljšavanja. Vrijeme potrebno za kompletan završetak prve faze reakcije beinitne transformacije u međučelijskim oblastima zavisi od temperature austenitizacije. Niža temperatura austenitizacije, nezavisno od temperature izoternog poboljšavanja, smanjuje sadržaj netransformisanog austenita u međučelijskim oblastima prije završetka prve faze procesa.

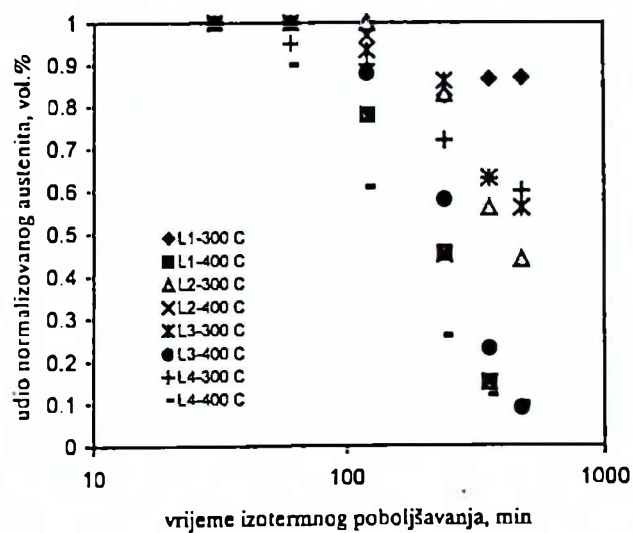
I pored činjenice da molibden segregira ka međučelijskim oblastima, u količini prisutnoj u tretiranim legurama, on je pokazao mali uticaj na energiju aktivacije za odvijanje prve faze procesa beinitne transformacije. Nikal ne segregira ka međučelijskim oblastima, što se odražava na kontinuirano smanjenje količine netransformisanog austenita. Položaj krivih prikazanih na slikama 3.20-3.22, ukazuje da nikal ima zanemarljiv uticaj na odlaganje završetka prve faze reakcije beinitne transformacije.

Kontinuirano smanjenje količine netransformisanog austenita pri dužim vremenima izoternog poboljšavanja promoviše difuziju ugljenika i time eliminiše mogućnost stvaranja martenzita u austemperovanoj strukturi.

Početak druge faze reakcije beinitne transformacije može se zapaziti na osnovu dijagrama koji pokazuju zavisnost količine zaostalog austenita u funkciji vremena izoternog poboljšavanja, slike 3.27-3.29. Druga faza reakcije, odnosno razlaganje austenita obogaćenog ugljenikom na beinit i karbide, veoma je osjetljiva na sadržaj legirajućih elemenata. To se može zapaziti na slici 4.3, koja pokazuje zavisnost zapremine normalizovanog austenita, u funkciji od vremena izoternog poboljšavanja za date uslove austemperovanja. Zapremina normalizovanog austenita predstavlja odnos zapreminskog udjela zaostalog austenita i njegove maksimalne vrijednosti. Analizom slike 4.3 može se uočiti da se sa porastom temperature izoternog poboljšavanja povećava brzina druge faze reakcije beinitne transformacije. Ova pojava, značajno, sužava područje na IR-dijagramu u okviru koga je moguće postići optimalne mehaničke osobine.



a) 850°C



b) 930°C

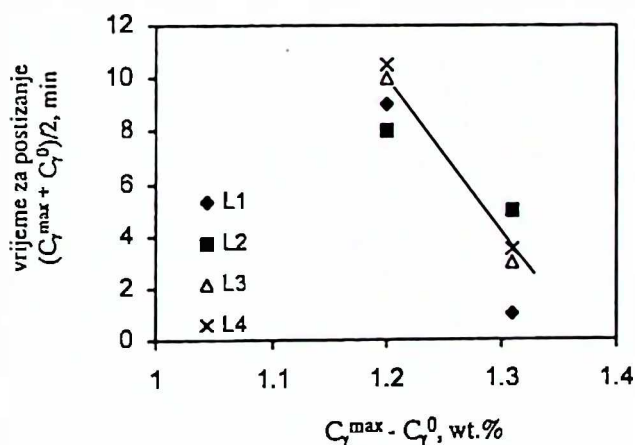
Slika 4.3 Promjena zapreminskog udjela normalizovanog austenita  $X_v/X_{max}$  u funkciji vremena izoternog poboljšavanja

#### 4.7.2 TRANSFORMACIJA U PODRUČJU DONJEG BEINITA

Rezultati mjerenja tvrdoće, pri različitim temperaturama izoternog poboljšavanja, ukazuju na činjenicu da se početak prve faze reakcije izoternog poboljšavanja u eutektičkoj čeliji odvija kasnije pri temperaturi od 300°C u poređenju sa višim temperaturama izoternog poboljšavanja. Maksimalne vrijednosti ukupnog sadržaja ugljenika u austenitnoj fazi su manje pri temperaturi od 300°C u poređenju sa vrijednostima koje se odnose na temperature 350 i 400°C, slike 3.30-3.31.

Odvijanjem prve faze reakcije beinitne transformacije jedan mali dio ugljenika se izdvaja na stvaranje karbida. Dijagrami prikazani na ovim slikama takođe pokazuju da se promjena ukupnog sadržaja ugljenika u ranoj fazi beinitne transformacije sporije mijenja pri temperaturi izoternog poboljšavanja od 300°C u odnosu na onu kod 350 i 400°C.

Da bi se odredila brzina odvijanja prve faze procesa beinitne transformacije u području donjeg beinita, u principu, nije moguće primijeniti isti metod kao kod analize kinetike procesa u području gornjeg beinita. Razlog leži u poremećaju koji je prisutan u proračunu masenog bilansa ugljenika, a izazvan je formiranjem male količine karbida pri izoternoj transformaciji na temperaturi od 300°C. Ova pojava se prevazilazi upotrebom intermedijatne vrijednosti sadržaja ugljenika za mjerenje brzine početka prve faze izotermne transformacije. Intermedijatna vrijednost sadržaja ugljenika predstavlja srednju vrijednost između  $C_{\gamma}^0$  i  $C_{\gamma}^{\max}$ . Proračunate vrijednosti date su na slici 4.4.



Slika 4.4 Vrijeme potrebno za postizanje sadržaja austenita od  $(C_{\gamma}^{\max} + C_{\gamma}^0)/2$  u funkciji pokretačke sile date kao,  $C_{\gamma}^{\max} - C_{\gamma}^0$  pri temperaturi izoternog poboljšavanja od 300°C (legure su austenitizovane na 850 i 900°C)

Analizom slike 4.4, može se zapaziti da intermedijatni sadržaj ugljenika ima jak uticaj na pokretačku silu, izraženu preko razlike u koncentraciji ugljenika, za odvijanje transformacije u području donjeg beinita. Inicijalna brzina kojom se odvija prva faza procesa izotermne transformacije, prvenstveno, zavisi od pokretačke sile i praktično ne zavisi od sadržaja dodatnih legirajućih elemenata. Dijagrami na slikama 3.20-3.22 pokazuju da je zaostala količina netransformisanog austenita nakon izoternog poboljšavanja na temperaturi od 300°C manja u odnosu na onu pri 350 i 400°C za iste uslove austenitizacije. Ovo je posledica veće aktivacione energije za odvijanje izotermne transformacije pri nižoj temperaturi izoternog poboljšavanja. Sniženje temperature austenitizacije pri konstantnoj temperaturi izoternog poboljšavanja pokazuje isti efekat.

Odvijanje prve faze izotermne transformacije u eutektičkoj čeliji zahtijeva duže vrijeme, posebno pri temperaturi austenitizacije od 930°C. Sniženje temperature austenitizacije skraćuje vrijeme potrebno za dostizanje nivoa od 1% netransformisanog austenita u međučelijskim oblastima. Ovaj nivo se ranije dostiže na temperaturi izoternog poboljšavanja od 300°C u odnosu na isti kod 350 i 400°C.

Sadržaj legirajućih elemenata pokazuje značajan uticaj na drugu fazu reakcije beinitne transformacije pri izoternom poboljšavanju na 300°C. Ovaj uticaj se uočava na dijagramima prikazanim na slikama 3.27-3.29, koji pokazuju da se smanjenje količine zaostalog austenita odvija sporije kod legura L3 i L4 u odnosu na legure L1 i L2. Druga faza reakcije beinitne transformacije se odvija sporije pri izoternom poboljšavanju na 300°C u poređenju sa brzinom odvijanja ove reakcije na temperaturama 350 i 400°C. Nije zapažen jasan uticaj temperature austenitizacije na drugu fazu reakcije beinitne transformacije, pri temperaturi izoternog poboljšavanja od 300°C, kao što se nije mogao zapaziti ni pri temperaturama od 350 i 400°C. Ova pojava je u skladu sa analiziranim literaturnim navodima [44, 48, 56, 57].

#### 4.7.3 OPTIMALNI OPSEG PROCESIRANJA

Optimalni opseg procesiranja definiše vremenski interval u okviru koga je moguće postići optimalnu kombinaciju mehaničkih osobina za datu leguru u definisanim uslovima austemperovanja. Početak i kraj ovog opsega se utvrđuju na osnovu količine netransformisanog austenita u prvoj fazi reakcije beinitne transformacije i pojave beinitnih karbida u drugoj fazi ove reakcije.



Kao kriterijum za definisanje početka optimalnog opsega procesiranja ( $t_1$ ) poslužilo je vrijeme potrebno za postizanje količine netransformisanog austenita u vrijednosti od 1%, što je u skladu sa literaturnim navodima. Ovaj kriterijum je utvrđen mjerenjima izvršenim pomoću kvantitativnih metalografskih ispitivanja.

Kriterijum koji definiše kraj optimalnog opsega procesiranja ( $t_2$ ) je vrijeme potrebno za postizanje 90% od maksimalne količine zaostalog austenita. Ovaj kriterijum je utvrđen mjerenjima pomoću difrakcije X-zraka. Na dijagramima, koji pokazuju zavisnost količine zaostalog austenita u funkciji vremena izotermnog poboljšavanja, konstruisana je horizontalna linija 10%, ispod nivoa koji pokazuje maksimalnu količinu zaostalog austenita. Na mjestima gdje ta linija presijeca krivu dobijene su vrijednosti  $t_{\min}$  i  $t_{\max}$ , šema data na slici 1.8. Vrijednosti  $t_2$  su zatim proračunate na osnovu jednačine (1.1) (Vidi stranu broj 18).

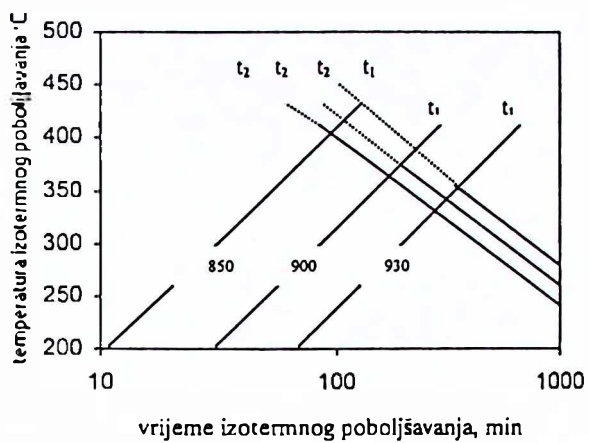
Na slici 4.5 prikazane su varijacije vrijednosti  $t_1$  i  $t_2$  za tretirane legure, a koje su utvrđene na osnovu gore navedene procedure, pri različitim režimima termičke obrade austemperovanjem.

Dobijeni optimalni opseg procesiranja koji se odnosi na temperaturu od 300°C relativno je širok, dok je za temperaturu od 400°C znatno uži, pa čak i zatvoren. Do zatvaranja optimalnog opsega procesiranja na temperaturi od 400°C došlo je kod legure L2 i kod kompleksno legiranih livova L3 i L4.

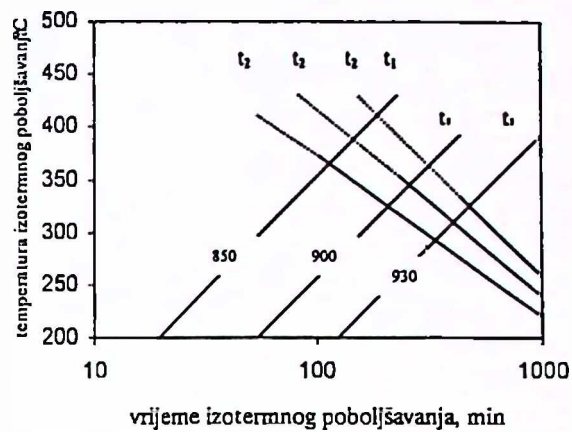
Sniženje temperature austenitizacije, kao što je već rečeno, povećava aktivacionu energiju za odvijanje beinitne transformacije i tako pomjera optimalni opseg procesiranja ka kraćim vremenima izotermnog poboljšavanja, što se jasno može zapaziti na slici 4.5. Takođe se može zapaziti da sniženje temperature austenitizacije ne samo da pomjera optimalni opseg procesiranja ka kraćim vremenima izotermnog poboljšavanja, već dovodi i do njegovog otvaranja pri višim temperaturama izotermnog poboljšavanja.

Najširi optimalni opseg procesiranja postignut je kod legure L1, legirane sa 0.8% nikla i to nakon austenitizacije od 850°C i izotermnog poboljšavanja na temperaturi od 300°C. Pokazalo se da preostale tri legure imaju sličan optimalni opseg procesiranja.

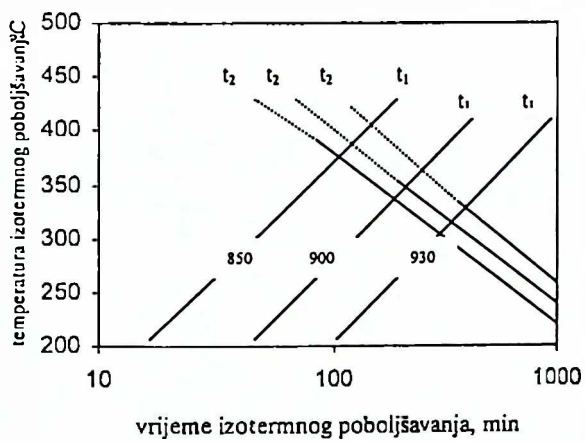
Analizom dijagrama koji se odnosi na leguru L2, legiranu sa 0.25% molibdena, može se zapaziti da je optimalni opseg procesiranja pomjeren ka dužim vremenima izotermnog poboljšavanja u odnosu na ostale legure. To se objašnjava činjenicom da molibden pomjera područje beinitne reakcije ka dužim vremenima. Zbog malog sadržaja molibdena, koji je ipak u dozvoljenim granicama, ova razlika u odnosu na preostale tri legure nije bila velika.



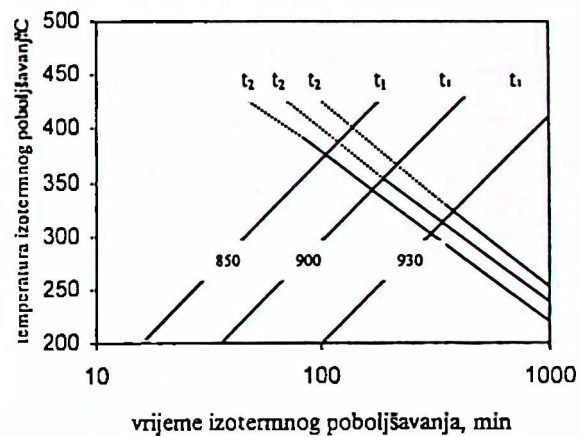
a) legura L1



b) legura L2



c) legura L3



d) legura L4

Slika 4.5 Optimalni opseg procesiranja legura pri različitim uslovima austemperovanja

## 5 ZAKLJUČCI

U okviru ove disertacije realizovana je proizvodnja četiri legirana tipa nodularnog liva, odnosno, jedan legiran sa 0.8% nikla, drugi sa 0.25% molibdena, treći kombinacijom 0.8% nikla i 0.25% molibdena i četvrti kombinacijom 0.8% nikla, 0.25% molibdena i 0.3% bakra. Nakon dobijanja legura, izvršena je njihova termička obrada u različitim uslovima austemperovanja. Težište istraživanje je dato opsežnom ispitivanju mikrostrukture, mehaničkih karakteristika, karakteru loma, prokaljivosti i konačno kinetici beinitne transformacije.

Detaljnom analizom svih faza procesa, zapažanjem dometa uticajnih parametara i na osnovu dobijenih rezultata uspostavljen je korelativni odnos između hemijskog sastava legura, režima termičke obrade, kinetike procesa sa mehaničkim, strukturnim svojstvima legura.

Zaključci sprovedenog istraživanja u okviru ove doktorske teze su dati u sledećem pregledu:

### 1 Kvantitativna analiza

- 1.1 Rezultati kvantitativne analize legura ukazali su da se faktor oblika grafitnih nodula kretao u granicama od 0.88 do 0.92.
- 1.2 Veličina grafitnih nodula bila je uglavnom ujednačena. Nešto krupnije nodule zapažene su kod legure L1, legirane sa 0.8% nikla.
- 1.3 Broj grafitnih nodula po jedinici površine je bio, takođe, dosta ujednačen i kretao se od 120 do 140 po jedinici površine, dok je njihovo učešće u strukturi iznosilo u prosjeku 13%.
- 1.4 Kompjuterska analiza slike mikrostrukture je pokazala da polazno, liveno stanje legura karakteriše feritno-perlitna struktura. Kod legure L4, legirane sa 0.8% nikla, 0.25% molibdena i 0.3% bakra zapažen je nešto veći procenat perlita (41%) u strukturi osnovnog metala.

### 2 Segregacije

- 2.1 Energodisperziona analiza je pokazala da nikel i bakar segregiraju "negativno" tokom očvršćavanja, tako da su veće koncentracije nikla i bakra detektovane u blizini grafitnih nodula u odnosu na centar eutektičke ćelije.

Nasuprot njima, molibden i mangan su imali pozitivan tok segregiranja, pa su veće koncentracije molibdena i mangana zapažene u međucelijskim oblastima.

- 2.2 Analizom je, takođe, utvrđeno da je austenitizacija od 120 minuta na temperaturi od 930°C, bila nedovoljna za potpuno rastvaranje karbida.
- 2.3 Mikrostrukturnim istraživanjima zapaženo je prisustvo segregacija, ali ne u obimu koji bi značajnije narušio mehanička svojstva legura. Zbog jake sklonosti molibdena ka stvaranju segregacija, najveće prisustvo netransformisanih područja zapaženo je kod legure L2, legirane sa 0.25% Mo.
- 2.4 Temperatura austenitizacije nije pokazala vidan uticaj na prisustvo segregacija. Segregacije su rezultat procesa očvršćavanja legura, pa postupak austenitizacije nije mogao dovesti do neke značajnije preraspodjele legirajućih elemenata. Temperatura austenitizacije pokazuje jak uticaj na raspodjelu ugljenika.
- 2.5 Izotermno poboljšavanje, kao što se i očekivalo, pokazalo je zanemarljiv efekat na prisustvo segregacija.

### 3 Struktura

- 3.1 Temperatura austenitizacije tretiranih legura pokazala je vidan uticaj na morfologiju beinitnog ferita u strukturi. Mikrostruktura, karakteristična za uzorake koji su austenitizovani na temperaturi 930°C, "grublja" je u odnosu na mikrostrukturu uzoraka austenitizovanih na temperaturama 850 i 900°C. U strukturi uzoraka, koji su austenitizovani na temperaturi 850°C zapaženo je prisustvo proeutektoidnog ferita.
- 3.2 Temperatura izoternog poboljšavanja pokazala je veoma jak uticaj na morfologiju beinitnog ferita u strukturi austemperovanih uzoraka. Pri izotermnoj transformaciji na temperaturi 300°C dobijena je igličasta struktura beinitnog ferita sa različitim udjelima ferita, martenzita i zaostalog austenita. Sa povišenjem temperature izoternog poboljšavanja na 350 i 400°C dobijenu strukturu karakteriše prisustvo pločastog beinitnog ferita i velike količine zaostalog austenita.
- 3.3 Vrijeme izoternog poboljšavanja nije značajnije uticalo na morfologiju nastalog beinitnog ferita. Duže vrijeme izoternog poboljšavanja samo je doprinijelo izvjesnom "zgušnjavanju" pločica beinitnog ferita.



- 3.4 Nikal, molibden i bakar nijesu pokazali vidan uticaj na morfologiju nastalog beinitnog ferita.
- 3.5 Porast temperature austenitizacije sa 850 na 930°C doprinio je povećanju količine zaostalog austenita u strukturi.
- 3.6 Porast temperature izotermnog poboljšavanja sa 300 do 400°C značajno povećava količinu zaostalog austenita.
- 3.7 Na temperaturi izotermnog poboljšavanja od 350 i 400°C dostignuta je gotovo ravnotežna vrijednost ukupnog sadržaja ugljenika u austenitu kod svih uzoraka. Na temperaturi od 300°C dobijene su nešto niža vrijednosti u odnosu na ravnotežnu, što je ukazalo na izvjesno prisustvo karbida u strukturi na početku prve reakcije beinitne transformacije.
- 3.8 Prisustvo i sadržaj legirajućih elemenata nije vidno uticao na maksimalan sadržaj ugljenika u austenitu.
- 3.9 Kod uzoraka koji su izotermno poboljšavanih na temperaturi od 400°C, zaostali austenit, prisutan u vidu blokova se pokazao kao mehanički nestabilan i pod uticajem naprezanja došlo je do njegove transformacije u martenzit.
- 3.10 Vrijeme držanja na temperaturi izotermne transformacije pokazalo je značajan uticaj na količinu zaostalog austenita. Nakon kratkog vremena izotermnog poboljšavanja veliki procenat austenita imao je nizak sadržaj ugljenika koji ga je učinio termički nestabilnim i hlađenjem do sobne temperature došlo je do njegove transformacije u martenzit. Produžavanjem vremena držanja na izotermnoj temperaturi povećavao se sadržaj ugljenika u austenitu. Hlađenjem do sobne temperature struktura se sastoji od beinitnog ferita i visokougljeničnog austenita. Dugim držanjem na temperaturi izotermne transformacije počinje druga faza reakcije beinitne transformacije, i pojave karbida u strukturi.

## 4 Tvrdća

- 4.1 Povišenje temperature austenitizacije sa 900 na 930°C, pri konstantnoj temperaturi i vremenu izotermnog poboljšavanja neznatno je imalo uticaja na vrijednosti tvrdoće tretiranih legura. Prisutvom proeutektoidnog ferita u strukturi uzoraka koji su austenitizovani na temperaturi od 850°C, za iste uslove izotermnog poboljšavanja dobijene su nešto niže vrijednosti tvrdoće.

- 4.2 Temperatura izoternnog poboljšavanja pokazala je znatan uticaj na vrijednosti tvrdoće. Pri nižim temperaturama izoternnog poboljšavanja dobijene su veće vrijednosti tvrdoće u odnosu na one kod legura koje su tretirane na višim temperaturama.
- 4.3 Povećanjem vremena držanja na temperaturi izoternnog poboljšavanja od 1 do 30 minuta došlo je do znatnog smanjenja vrijednosti tvrdoće. Razlozi su kinetčke prirode, jer ovaj pad odgovara smanjenju količine netransformisanog austenita koji se hlađenjem do sobne temperature transformisao u martenzit. Daljim produžavanjem vremena izoternnog poboljšavanja vrijednosti tvrdoće su bile uglavnom konstantane. Blagi porast je zapažen pri veoma dugim vremenima tokom odvijanja druge faze rekacije izotermne transformacije.
- 4.4 Najveće vrijednosti tvrdoće dobijene su kod legure L2, nešto niže kod legure L4, a najniže kod legura L3 i L1.

## 5 Udarne žilavost

- 5.1 Pri temperaturi austenitizacije od 930°C, optimalna udarna žilavost je postignuta pri izotermnom tretmanu na temperaturi od 300°C, a pri nižim temperaturama austenitizacije, 850 i 900°C, optimalna udarna žilavost je postignuta pri višim temperaturama izoternnog poboljšavanja, 350 i 400°C.
- 5.2 Krive koje pokazuju uticaj vremena izoternnog poboljšavanja na vrijednosti udarne žilavosti, u svim uslovima termičkog tretmana austemperovanja, imale su isti tok. Naime, vrijednosti udarne žilavosti su se povećavale sa produžavanjem vremena izoternnog poboljšavanja dostižući maksimalnu vrijednost. Nakon toga daljim produžavanjem poboljšavanja došlo je do pada ovih vrijednosti. Takođe je zapaženo da je pri temperaturi austenitizacije od 930°C bilo potrebno duže vrijeme izoternnog poboljšavanja da bi se postigla maksimalna vrijednost udarne žilavosti.
- 5.3 Austenitizacija na temperaturi 900°C i izotermno poboljšavanje na temperaturi od 350°C u trajanju od 120 do 360 minuta pokazali su se kao najbolja kombinacija parametara termičkog tretmana austemperovanja u postizanju optimalnih vrijednosti udarne žilavosti kod sve četiri tretirane legure.
- 5.4 Najniže vrijednosti udarne žilavosti postignute su kod legure L2, koja je legirana sa 0.25%Mo, a najviše kod legure L4, koja je legirana kombinacijom 0.8%Ni, 0.25%Mo i 0.30%Cu.

## 6 Zatezne karakteristike

- 6.1 Najveće vrijednosti zatezne čvrstoće ( $R_m=1200-1500 \text{ N/mm}^2$ ) i granice popuštanja ( $R_{p0.2}=1000-1300 \text{ N/mm}^2$ ) kod tretiranih legura postignute su nakon izotermnog poboljšavanja na temperaturi od  $300^\circ\text{C}$ . Izotermnim poboljšavanjem na temperaturi od  $400^\circ\text{C}$  postignuta je najveća duktilnost ( $A=12\%$ ).
- 6.2 Niske vrijednosti čvrstoće i brz lom zapaženi su pri kratkim vremenima izotermnog poboljšavanja. Izotermno poboljšavanje duže od 120 minuta nije značajno uticalo na vrijednosti zatezne čvrstoće i granice popuštanja. Tok promjena čvrstoće bio je indentičan za sve legure, jedino je intenzitet tih promjena varirao zavisno od sadržaja legirajućih elemenata.
- 6.3 Optimalna kombinacija čvrstoće i duktilnosti kod sve četiri legure postignuta je nakon austenitizacije 120 minuta na temperaturi od  $900^\circ\text{C}$  i izotermnim poboljšavanjem na  $350^\circ\text{C}$  u intervalu od 120-240 minuta.

## 7 Žilavost loma

- 7.1 Kod sve četiri tretirane legure najveće vrijednosti žilavosti loma postignute su izotermnim poboljšavanjem na temperaturi od  $300^\circ\text{C}$ , nakona austenitizacije na  $900^\circ\text{C}$  u trajanju od 120 minuta.
- 7.2 Produženje vremena držanja na temperaturi izotermnog poboljšavanja sa 1 na 60 minuta uslovilo je izrazito povećanje vrijednosti žilavosti loma. U vremenskom intervalu između 60 i 360 minuta, vrijednosti žilavosti loma su uglavnom bile konstantne. Daljim produžavanjem vremena držanja na temperaturi izotermnog poboljšavanja dolazi do blagog pada toka krive. Ovakav tok je bio karakterističan za sve četiri legure.
- 7.3 Najniže vrijednosti žilavosti loma dobijene su za leguru L2, legiranu sa  $0.25\%\text{Mo}$ .

## 8 Karakter loma

- 8.1 Pokazalo se da temperatura austenitizacije nije imala značajan efekat na karakter loma austemperovanih legura.

- 8.2 Globalno gledano, uzorci tretirani na višim temperaturama izotermnog poboljšavanja pokazali su veliki udio plastične deformacije prije loma, tj. lom kod takvih uzoraka je bio duktilniji. Sa sniženjem temperature izotermne transformacije kod svih legura zapaženo je izvjesno povećanje udjela krtog loma. Najkrtijim su se pokazali, sirovi, termički neobrađeni uzorci.
- 8.3 Veoma kratka i veoma duga vremena izotermnog poboljšavanja doprinijela su povećanju krtosti legura.
- 8.4 Duktilni lom se uglavnom odvijao stvaranjem mikropokrskotina na mjestima gdje je prisutna dekohezija granične površine, a dalji rast se odvijao mehanizmom koalescencije, odnosno spajanjem nastalih mikrošupljina.
- 8.5 Prisustvo segregacija i nemetalnih uključaka uticalo je na smanjenje žilavosti, te je uslovalo veću krtost uzoraka, odnosno povećanje udjela krtog loma.

## 9 Prokaljivost

- 9.1 Legirajući elementi značajno su doprinijeli povećavaju vrijednost kritičnog prečnika. Vrijednost kritičnog prečnika, nakon austenitizacije 120 minuta na temperaturi 900°C i izotermnog poboljšavanja na temperaturi od 350°C, za nelegirani tip iznosila je 8 mm, dok se za legirane tipove ta vrijednost kretala od 19-50 mm ( $D_{kL1}=20\text{mm}$ ;  $D_{kL2}=19\text{mm}$ ;  $D_{kL3}=46\text{mm}$ ;  $D_{kL4}=50\text{mm}$ ). Prokaljivost legure L3, legirane sa 0.8%Ni i 0.25%Mo i legure L4, legirane sa 0.8%Ni, 0.25%Mo i 0.30%Cu, kao što se vidi, bila je znatno veća u poređenju sa prokaljivošću legura L1 i L2 legiranih sa 0.8%Ni, odnosno 0.25%Mo.
- 9.2 Porast temperature izotermnog poboljšavanja uticao je do smanjenja vrijednosti kritičnog prečnika, dok je porast temperature austenitizacije imao suprotan efekat.

## 10 Kinetika procesa

- 10.1 Sniženje temperature austenitizacije uzoraka doprinijelo je većoj brzini izotermne transformacije pri svim temperaturama izotermnog poboljšavanja.
- 10.2 Legirajući elementi, u količini prisutnoj u tretiranim legurama, pokazali su veoma mali uticaj na vrijeme početaka beinitne reakcije. Nešto veći uticaj pokazao je molibden u leguri L2.
- 10.3 Sadržaj legirajućih elemenata imao je značajan uticaj na početak druge faze reakcije beinitne transformacije pri izotermnom poboljšavanju na 300°C.



Druga faza reakcije beinitne transformacije se odvija sporije pri izotermnom poboljšavanju na 300°C u poređenju sa brzinom odvijanja ove reakcije na temperaturama 350 i 400°C.

- 10.4 Povišenjem temperature izoternog poboljšavanja povećava se brzina odvijanja druge faze reakcije beinitne transformacije.
- 10.5 Snižanjem temperature austenitizacije pomjera se optimalni opseg procesiranja ka kraćim vremenima izoternog poboljšavanja i "otvara" se pri višim temperaturama izoternog poboljšavanja, odnosno dolazi do proširivanja vremenskog intervala u okviru koga se postižu optimalne osobine.
- 10.6 Najširi optimalni opseg procesiranja postignut je kod legure L1, legirane sa 0.8% nikla i to nakon austenitizacije od 850°C i izoternog poboljšavanja na temperaturi od 300°C.
- 10.7 Optimalni opseg procesiranja kod legure L2, legirane sa 0.25%Mo, pomjeren je u izvjesnoj mjeri ka dužim vremenima izoternog poboljšavanja u odnosu na ostale legure.

## 6 LITERATURA

1. **E. Dorazil:**  
"High strength bainitic ductile cast iron", *Found. Manag. Tech.*, Vol. 11, 1986, pp. 36-45.
2. **R. C. Voight and C. R. Loper:**  
"Austempered ductile iron-process control and quality assurance". *Proceedings of the 1<sup>st</sup> International Conference on Austempered Ductile Iron (Chicago)*, Metals Park, American Society of Metals, 1984, pp. 83-103.
3. **R. C. Voight and C. R. Loper:**  
"Austempered ductile iron-process control and quality assurance", *J. Heat Treat.*, Vol. 3, 1984, pp. 291-309.
4. **R.C. Voight:**  
"Austempered ductile iron-processing and properties", *Int. Cast Met.*, Vol. 2, 1989, pp. 71-93.
5. **R.A. Harding:**  
"Effect of metallurgical process variables on austempered ductile irons", *Met. and Mater.*, Vol. 2, 1986, pp. 65-72.
6. **P. White:**  
"The effect of alloying additions and heat treatment variables on the structure and properties of medium section austempered ductile iron (ADI) castings" *BCIRA Research and Cast Metals Practica*, BCIRA Report 1787, Vol. 37, 1989, pp. 381-392.
7. **B. Bošnjak:**  
"Poboljšanje mehaničkih osobina nodularnog liva NL-60 izotermalnim kaljenjem", *Magistarski rad*, 1997, Univerzitet Crne Gore, Podgorica.
8. **H. Morrogh, and W. J. Williams:**  
"The production of nodular graphite structures in cast iron", *J. Iron and Steel Inst.*, Vol. 158, 1948, pp. 306-322.
9. **W. Holman and R. R. Moore:**  
"Fatigue tests of nodular iron made with nickel magnesium alloy", USA, *International Harvester Co.*, 1952, (Internal. report).

**10. M. Johansson:**

"Austenitic-bainitic ductile iron", *ASM Trans.*, Vol. 85, 1977, pp. 117-122.

**11. N. Lottridge:**

"Nodular iron rear axle hypoid ring and pinion gears". *General Motors Corp. Central Foundry Division*, Saginaw, Michigan, 1978, (Internal. report).

**12. R. Harding:**

"Austempered ductile iron castings-advantages, production, properties and specifications", *BCIRA Research and Cast Metals Practica*, BCIRA report, Vol. 56, 1991, pp. 356-369.

**13. J. F. Janowak and R. B. Gundlach:**

"Approaching austempered ductile iron properties by controlling cooling in the foundry". *J.Heat Treat.*, Vol. 4, 1985, pp. 25-31.

**14. R. Harding:**

"The Production, Properties and Applications of Austempered Ductile Iron", *Proceed. New technology in heat treatment*, 2<sup>nd</sup> September, TMS, 1986, pp. 112-126.

**15. J.R. Keough:**

"The development, processing and application of austempered ductile iron". *Proceed. Int. World Conference on Austempered Ductile Iron*, 12-14 March, American Society for Metals, Bloomingdale, Illinois, USA, 1991, pp. 638-658.

**16. K. Hornung and W. Hauke:**

"Cast iron materials for highly stressed automobile components such as gears" *VDI-Zeitschrift*, Vol. 123, 1981, pp. 16-24 (In German).

**17. R. J. Christ:**

"The status of world-wide specifications for austempered ductile iron", *Proceed. Int. World Conference on Austempered Ductile Iron*, 12-14 March, American Society for Metals, Bloomingdale, Illinois, USA, 1991, pp. 549-566.

**18. R. Harding:**

"Standards and specifications for austempered ductile irons", *BCIRA Research and Cast Metals Practica*, BCIRA report 1825, Vol.53, 1991, pp. 336-347.

**19. J. Race and L. Stott:**

"Practical Experience in the Austempering of Ductile Iron", *Heat Treat. of Met.*, Vol. 4, 1991, pp. 105-109.

- 
20. **S. Dymski and T. Szykowny:**  
"Investigation of bainitic isothermal transformation products in unalloyed ductile iron", *Mat. Sci. Tech.*, Vol. 12, 1996, pp. 385-395.
21. **Su Hua-Quin:**  
"Some problems in application of austempered ductile iron in China", *Proceed. Int. World Conference on Austempered Ductile Iron*, 12-14 March, American Society for Metals, Bloomingtondale, Illinois, USA, 1991, pp. 388-407.
22. **K. Okazaki:**  
"Application of ADI to automotive parts", *Proceed. Int. World Conference on Austempered Ductile Iron*, 12-14 March, American Society for Metals, Bloomingtondale, Illinois, USA, 1991, pp.288-299.
23. **J. A. Sikora and H. A. Dall'o:**  
*Proceed. Int. World Conference on Austempered Ductile Iron*, 12-14 March, American Society for Metals, Bloomingtondale, Illinois, USA, 1991, pp. 75-89.
24. **K. Boiko:**  
"Austempering in oil: Lampot and Getrag gears up", *Heat Treat.*, Vol. 17, 1985, pp. 22-24.
25. **J. Panasiewicz, C. Grupke and J. Huth:**  
"Chrysler's experience with austempered ductile iron crankshafts", *Proceed. Int. World Conference on Austempered Ductile Iron*, 12-14 March, American Society for Metals, Bloomingtondale, Illinois, USA, 1991, pp. 176-194.
26. **R. Harding:**  
"Prospects for the Exploitation of Austempered Ductile Irons", *Proceed. 2<sup>nd</sup> International Conference on ADI*, 17-19 March, Ann Arbor, American Society for Metals, Michigan, 1986, pp. 175-184.
27. **W. Hayes:**  
"Process of making an austempered ductile iron article", USA Patent 4-880, 477 Field, 14 June 1988.
28. **R. Harding:**  
"High performance austempered ductile iron castings as engine components", *Engine Design International*, Vol. 2, 1994, pp.65-69.
29. **W. J. Cho:**  
"Application of austempered ductile iron for connecting rods in diesel engines", *Paper presented at Int. Mach. E. Seminar*, October, 1992, pp. 255-263.



30. **R. D. Forrest:**

"The challenge and opportunity presented to the SG iron industry by the development of austempered ductile iron", *BCIRA Research and Cast Metals Practica*, BCIRA report 1700, Vol. 37, 1987, pp. 255-266.

31. **R. A. Harding:**

"The latest developments in austempered ductile irons", *BCIRA Research and Cast Metals Practica*, BCIRA report 1827, Vol. 76, 1991, pp. 111-123.

32. **R. A. Harding:**

"Recent European Developments in ADI prodaction", *Found. Trade J.*, Vol. 9, 1993, pp. 192-194.

33. **J. Nath and Y. P. Telang:**

"Case studies of Cas Tuf components as replecment for cast or wrought steel". *Proceedings of the International Conference on Austempered Ductile Iron*, ASM, Ann Arbor, 1986, pp.123-128.

34. **R. Elliott:**

"The Role of Research in Promoting Austempered Ductile Iron", *Heat Treat. of Met.*, Vol. 3, 1997, pp. 55-59.

35. **R. Harding:**

"ADI - a New Material for New Markets", *Castings Buyer*, Vol. 1, 1987, pp. 8-9.

36. **J. R. Keough:**

"An ADI market primer. Part I", *Found. Managm. and Tech.*, Vol. 123, 1995, pp. 28-31.

37. **J. R. Keough:**

"An ADI market primer. Part II. *Found. Managm. and Tech.*, Vol. 123, 1995, pp. 27-31.

38. **R. Harding:**

"Heat treatment plant for austempering ductile (SG) iron", *BCIRA Research and Cast Metals Practica*, BCIRA report 1650, Vol. 54, 1986, pp. 78-86.

39. **E. S. Davenport, C. E. Bain:**

"Transformation of austenite at constant subcritical temperature", *ASM Trans.*, Vol. 90, 1930, pp.117-130.

- 
40. **J. Dodd, R. B. Gundlach and J. A. Lincoln:**  
"Advances in process technology and new applications of austempered ductile iron". *Paper presented at the BCIRA conference "Developments for Future Foundry Prosperity"*, University of Worwic, 2-4 April 1984, Birmingham, BCIRA, 1984, paper 15.
41. **J. Dodd, R. B. Gundlach and J. A. Lincoln:**  
"High strength, high ductility of ductile cast irons", *Cast. Eng. and Found. World*, Vol. 16, 1984, pp. 15-22.
42. **B. V. Kovacs:**  
"On the terminology and structure of ADI", *AFS Trans.*, Vol. 102, 1994, pp. 417-420.
43. **J. Mallia, M. Greach, and R. E. Smallman:**  
"Effect of silicon content on transformation kinetics of austempered ductile iron", *Mat. Sci. Tech.*, Vol. 14, 1998, pp. 452-460.
44. **A. S. Hamid and R. Elliott:**  
"Austempering of an Mn-Mo-Cu alloyed ductile iron. Part 1 - Austempering kinetics and processing window", *Mater. Sci. Tech.*, Vol. 12, 1996, pp. 679-689.
45. **J. F. Janowak, R. B. Gundlach, G. T. Eldis, and K. Rohring:**  
"Technical Advances in Cast Iron Metallurgy", *AFS Int. Cast Met. J.*, Vol. 7, 1983, pp. 52-62.
46. **Chan Tung Chen and Tien Shou Lei:**  
"The processing window for austempering ductile iron", *Mat. Trans. JIM*, Vol. 40, 1999, pp. 82-85.
47. **D. J. Moore, T. N. Rouns and K. B. Rundman:**  
"Effect of manganese on the structure and properties of austempered ductile iron: a processing window concept", *AFS Trans.*, Vol. 94, 1986, pp. 255-264.
48. **A. S. Hamid and R. Elliott:**  
"Influence of austenitising temperature on austempering of an Mn-Mo-Cu alloyed ductile iron. Part-1- Austempering kinetics and processing window", *Mat. Sci. Tech.*, Vol. 12, 1996, pp. 1021-1031.
49. **H. Bayati, R. Elliott, and G. W. Lorimer:**  
"Influence of austenitising temperature on austempering kinetics of high manganese alloyed ductile cast iron", *Mat. Sci. Tech.*, Vol. 11, 1995, pp. 776-786.

50. **N. Darwish and R. Elliott:**

"Austempering of low manganese ductile irons. Part 2. Influence of austenitising temperature", *Mat. Sci. Tech.*, Vol. 9, 1993, pp. 586-602.

51. **A. S. Hamid and R. Elliott:**

"Influence of austenitising temperature on austempering of an Mn-Mo-Cu alloyed ductile iron. Part 2-Mechanical properties", *Mat. Sci. Tech.*, Vol.13, 1997, pp. 24-30.

52. **B. Radulović:**

"Uticaj povećanog sadržaja aluminijuma i silicijuma na svojstva nodularnog liva i njegovu stabilnost na povišenim temperaturama", doktorska disertacija, 1989, Tehnološko-metalurški fakultet, Beograd.

53. **Z. K. Fan and R. E. Smallman:**

"Some obserbations the Fracture of Austempered Ductile Iron", *Scr. Metall. Mater.*, Vol. 31, 1994, pp. 137-142.

54. **G. N. J. Gilbert:**

"The effects of changes in alloy content and casting thickness on mechanical properties of austempered ductile irons (ADI) austempered at 375°C-same observations", *BCIRA Research and Cast Metals Practica*, BCIRA report 1746, Vol. 47, 1986, pp. 342-356.

55. **J. Mallia and M. Greach:**

"Effect of silicon content on impact properties of austempered ductile iron", *Mat. Sci. Tech.*, Vol. 13, 1997, pp. 408-418.

56. **H. Bayati and R. Elliott:**

"Austempering process in high manganese alloyed ductile cast iron", *Mater. Sci. Tech.*, Vol. 11, 1995, pp. 118-129.

57. **N. Darwish, R. Elliott:**

"Austempering of low manganese ductile irons. Part 1. Processing window" *Mater. Sci. Technol.*, Vol. 9, 1993, pp. 572-581.

58. **D. M. Moore, T. N. Rouns and K. B. Rundman:**

"The Effect of Heat Treatment, Mechanical Deformation and Alloying Elements on Additions on the Rate of Bainite Formation", *J. Heat.Treat.*, Vol. 4, 1985, pp. 7-24.

- 
59. **S. F. Rossi and B. K. Gupta:**  
"Austempering of Automobile Components", *Met. Progr.*, Vol. 119, 1981, pp. 25-31.
60. **A. S. Hamid and R. Elliott:**  
"Austempering of an Mn-Mo-Cu alloyed ductile iron. Part 2-Structure-mechanical property relationship", *Mat. Sci. Tech.*, Vol. 12, 1996, pp. 780-787.
61. **N. Darwish and R. Elliott:**  
"Austempering of low manganese ductile irons Part. 3 Variation of mechanical properties with heat treatment conditions", *Mat. Sci. Tech.*, Vol. 9, 1993, pp. 882-889.
62. **J. Aranzabal, I. Gutierrez and J. J. Urcolo:**  
"Influence of heat treatments on microstructure of austempered ductile iron", *Mat. Sci. Tech.*, Vol. 10, 1994, 728-737.
63. **H. Bayati and R. Elliott:**  
"Relationship between structure and mechanical properties in high manganese alloyed ductile iron", *Mat. Sci. Tech.*, Vol. 11, 1995, pp. 284-293.
64. **H. Bayati and R. Elliott:**  
"Role of austenite in promoting ductility in an austempered ductile iron", *Mat. Sci. Tech.*, Vol. 13, 1997, pp. 319-326.
65. **G. N. J. Gilbert:**  
"Martensite formation in austempered ductile irons (ADI)-its adverse effects on mechanical properties and their prevention by prolonged austempering and re-treatment", *BCIRA Research and Cast Metals Practica*, BCIRA report 1446, Vol. 47, 1986, pp. 114-123.
66. **R. Elliott and A. Roebuck:**  
"Foundry and science in partnership", *Foundryman*, Vol. 1, 1999, pp. 130-133.
67. **A. Nazarboland and R. Elliott:**  
"Influence of heat treatment parameters on stopped austempering of 0.37%Mn-Mo-Cu ductile iron", *Mat. Sci. Tech.*, Vol. 13, 1997, pp. 223-232.
68. **L. Sidjanin, R. E. Smallman, and S. M. Boutoraby:**  
"Microstructure and fracture of aluminium austempered ductile iron investigated using electron microscopy", *Mat. Sci. Tech.*, Vol. 10, 1994, pp. 711-719.



- 
69. **E. Dorazil:**  
"High strength austempered ductile cast iron", Prantice Hall, 1991, London.
70. **M. Gagne:**  
"The influence of manganese and silicon on the microstructure and tensile properties of austempered ductile irons", *AFS Trans.*, Vol. 92, 1984, pp. 801-811.
71. **R. B. Gundlach and J. F. Janowak:**  
"Austempered ductile cast iron combine strength with toughness and ductility", *Met. Prog.*, Vol. 12, 1985, pp. 231-236.
72. **J. F. Janowak and R. B. Gundlach:**  
"Development of a ductile iron for commercial austempering", *AFS Trans.*, Vol. 86, 1983, pp. 377-388.
73. **F. Jonovak and P.A. Morton:**  
"A guide to mechanical properties possible by austempering 1.5%Ni 0.3%Mo", *AFS Trans.*, Vol. 88, 1985, pp. 123-135.
74. **M. Greach and J. M. Young:**  
"Effect of austenitising temperature on tensile properties of Cu-Ni austempered ductile iron", *Mat. Sci. Tech.*, Vol. 6, 1990, pp. 415-421.
75. **H. Bayati, R. Elliott, and G. W. Lorimer:**  
"Stepped heat treatment for austempering high manganese alloyed ductile iron", *Mat. Sci. Tech.*, Vol. 11, 1995, pp. 1007-1013.
76. **J. M. Velez, A. A. Garboggini and A. P. Tschipitschin:**  
"Effect of silicon on kinetics of bainitic reaction in austempered ductile cast iron", *Mat. Sci. Tech.*, Vol. 12, 1996, pp. 329-337.
77. **L. Šidānin:**  
"Cast Iron- A Real Advanced Material", *Proceedings The Ray Smallman Symposium-Towards the millennium a materials perspective*, 27 April 1995, University of Birmingham, The Institute of Materials, London, 1996, pp. 335-351.
78. **A. Nazarboland and R. Elliott:**  
"The relationship between austempering parameters, microstructure and mechanical properties in Mo-Mn-Cu alloyed ductile iron". *Int. J. Cast Metals Resrch*, Vol. 9, 1997, pp.295-308.

- 
79. **L. Sidjanin and R. E. Smallman:**  
"Metallography of bainitic transformation in austempered ductile iron", *Mat. Sci. Tech.*, Vol. 8, 1992, pp. 1095-1103.
80. **L. Sidjanin, R. E. Smallman and J. M. Young:**  
"Electron microstructure and mechanical properties of silicon and aluminium ductile iron", *Acta metall. Mater.*, Vol. 42, 1993, pp. 3149-3156.
81. **J. M. Prado, A. Pujol, J. Cullell and J. Tartera:**  
"Dry sliding wear of austempered ductile iron", *Mat. Sci. Tech.*, Vol. 11, 1995, pp. 294-298.
82. **P. Prasad and S. K. Putatunda:**  
"Comparative study of fracture toughness of austempered ductile irons with upper and lower ausferrite microstructures", *Mat. Sci. Tech.*, Vol. 14, 1998, pp. 1257-1265.
83. **E. Dorazil and M. Holzmann:**  
"Fracture behaviour of austempered ductile iron", *BCIRA Research and Cast Metals Practica*, BCIRA report 1233, Vol. 50, 1990, pp. 421-435.
84. **L. Bartosiewicz, I. Singh, F. A. Alberts, A. R. Krause, and S. K. Putatunda:**  
"The influence of chromium on mechanical properties of austempered ductile cast iron", *J. Mat. Eng. Perform.*, Vol. 4, 1995, pp. 90-101.
85. **L. Sidjanin, M. Novović and R. Smallman:**  
"Metallographic Investigations of ADI materials", *Practical Metallography*, Vol. 33, 1996, pp. 1-16.
86. **M. Bahmai, R. Elliott and N. Varaham:**  
"The austempering kinetics and mechanical properties of an austempered Cu-Ni-Mo-Mn alloyed ductile iron", *J. Mat. Sci.*, Vol. 9, 1997, pp. 593-604.
87. **R. Voight:**  
"Microstructural analysis of austempered ductile cast iron using scanning electron microscopy", *AFS Trans.*, Vol. 91, 1983, pp. 253-262.
88. **R. A. Harding:**  
"Control of the retained austenite content of ADI", *BCIRA Research and Cast Metals Practica*, BCIRA report 1822, Vol. 52, 1991, pp. 337-351.

- 
89. **F. R. Wilson and R. A. Harding:**  
"The measurement of the retained-austenite content of austempered ductile iron", *BCIRA Research and Cast Metals Practica*, BCIRA report 1256, Vol. 37, 1989, pp. 254-266.
90. **J. M. Schissler and J. Laverna:**  
"Segregation Effects on the Formation of Austempered Ductile Iron", *Proceedings of the 1<sup>st</sup> International Conference on Austempered Ductile Iron (Chicago)*, Metals Park, American Society of Metals, 1984, pp. 345-358.
91. **E. Dorazil, B. Barta, E. Munsterava, L. Stransky and A. Huvar:**  
"High Strength Bainitic Ductile Cast Iron", *AFS Int. Cast Met. J.*, Vol. 7, 1982, pp. 52-62.
92. **E. Dorazil, B. Barta and E. Munsterava:**  
"High strength bainitic nodular cast iron alloyed with manganese and copper", *Slevarenstvi*, Vol. 27, 1979, pp. 49-53 (BISITS Translation BISI 18634).
93. **T. N. Rouns and K. B. Rundman:**  
"The effect of manganese on the structure and properties of austempered ductile irons: a processing window", *AFS Trans.*, Vol. 95, 1987, pp. 851-874.
94. **Susil K. Putatunda and Iqbal Singh:**  
"Fracture toughness of unalloyed austempered ductile cast iron", *J. Test. Eval.*, Vol. 23, 1995, pp. 325-332.
95. **Jakuto Nyusu:**  
"Mechanical Characteristics of Austempered Ductile Iron", *JACT News*, Vol. 18, 1987, pp. 18-21.
96. **S. Yuzadini and R. Elliott:**  
"Mo alloyed austempered ductile irons". *Proceed. TMS Conference, Processing of ultrahigh carbon steels and cast irons*, Indianapolis, USA, TMS, 1997, pp. 603-620.
97. **R. Elliott:**  
"Reaction kinetics and the prediction of austempered microstructure", *Proceed. MCS3-96*, Keynote Lecture, Beijing, 1996, pp. 13-18.
98. **M. Nili Ahmadabadi and T. Ohide:**  
"Effect of Mn content on the mechanical properties of ductile iron treated by successive austempering", *Proceed. Heat Treatment and Surface Engineering, IFHT 95*, Isfahan, Iran, 1995, pp. 231-237.

99. **H. Bayati and R. Elliott:**  
"Stepped austempering heat treatment of a 0.67%Mn-Mo-Cu ductile iron" *Mat. Sci. Tech.*, Vol. 13, 1997, pp. 117-124.
100. **C. C. Reynolds, W. T. Whittington and H. F. Taylor:**  
"The influence of alloying elements on the hardenability", *AFS Trans.*, Vol. 63, 1955, pp. 116-122.
101. **R. Q. Barr and J. F. Jonowak:**  
"Austempered nodular cast iron", *Molyb. Mosaic*, Vol. 5, 1982, pp. 1-4.
102. **ASTM A897M:**  
*Annual Book of ASTM Standards*, Easton, MD, USA, Philadelphia, Vol. 01.02., 1990, pp. 337-340.
103. **B.D.Cullity:**  
"Elements of X-ray diffraction", Reading, MA, Addison-Wesley, London, 1978, pp. 350-368.
104. **K.B. Rundman, R.C. Klug:**  
"An X-ray and metallographic study of an austempered ductile cast iron", *AFS Trans.*, Vol. 90, 1982, pp. 499-508.
105. **C. Kim:**  
"X-ray method of measuring retained austenite in heat treated white cast irons", *J. Heat Treat.*, Vol. 1, 1979, pp. 43-51.
106. **Y. H. Lee, R. C. Voight:**  
"Use of hardenability data to determine alloy requirements for austempered ductile irons", *AFS Trans.*, Vol. 97, 1989, pp. 915-929.
107. **K. W. Andrews:**  
*Journal Iron Steel Institute*, 1965, Vol. 203, pp.721-732.
108. **C. R. F. Azevedo, A. A. Garboggini and A. P. Tschipitschin:**  
"Effect of austenite grain refinement on morphology of product of bainitic reaction in austempered ductile iron", *Mat. Sci. Tech.*, Vol.9, August 1993, p.705.



## PODACI POTREBNI ZA DIGITALIZACIJU DOKTORSKE DISERTACIJE

Ime i prezime autora: **BRANKA BOŠNJAK**

Godina rođenja: **1970**

E-mail: **bosnjakb@ucg.ac.me**, **brankapzp@gmail.com**

Organizaciona jedinica Univerziteta Crne Gore:  
**METALURŠKO-TEHNOLOŠKI FAKULTET**

Naslov doktorske disertacije:

***Uticaj nikla, molibdena i bakra na svojstva austemperovanih nodularnih livova***

Prevod naslova na engleski jezik:

***Influence of nickel, molybdenum and copper on the characteristic of austempered ductile irons***

Datum odbrane: **27.03.2001.**

Signatura u Univerzitetskoj biblioteci<sup>1</sup>:

Naslov, sažeci, ključne riječi (priložiti dokument sa podacima potrebnim za unos doktorske disertacije u Digitalni arhiv Univerziteta Crne Gore):

Izjava o korišćenju (priložiti potpisanu izjavu):

Napomena:

---

<sup>1</sup> Podatak o signaturi (lokaciji) može ispuniti biblioteka organizacione jedinice/Univerzitetska biblioteka

**PODACI POTREBNI ZA UNOS DOKTORSKE DISERTACIJE U DIGITALNI  
ARHIV UNIVERZITETA CRNE GORE**

Prevod naslova disertacije na engleski jezik:

***Influence of nickel, molybdenum and copper on the characteristic of  
austempered ductile irons***

Mentor i članovi komisija (za ocjenu i odbranu):

**prof. dr Branko Radulović (mentor), Univerzitet Crne Gore**

**prof. dr Boško Perović, Univerzitet Crne Gore**

**prof. dr Kiro Pop Tonev, Univerzitet u Skoplju**

**prof. dr Leposava Šiđanin, Univerzitet u Novom Sadu**

**prof. dr Velimir Radmilović, University of California, Berkeley**

Sažetak<sup>2</sup>:

Sažetak na engleskom (njemačkom ili francuskom) jeziku:

Ključne riječi:

**Austemperovani nodularni liv, austemperovanje, ausferit, beinitni ferit,  
zaostali austenit, beinitna transformacija, optimalni opseg procesiranja**

---

<sup>2</sup> Ukoliko je predviđeni prostor za polja Sažetak, Sažetak na engleskom jeziku, Ključne riječi i Ključne riječi na engleskom jeziku nedovoljan, priložiti ih u posebnom prilogu.

Ključne riječi na engleskom jeziku:

**Austempered ductile iron, austempering, austemperability, ausferrite, bainitic ferrite, retained austenite, bainitic transformation, processing windows**

Naučna oblast/uža naučna oblast:

**Metalurgija, Metalni materijali**

Naučna oblast/uža naučna oblast na engleskom jeziku:

**Metallurgy, Metallic Materials**

Ostali podaci:

## IZJAVA O KORIŠĆENJU

Ovlašćujem Univerzitetsku biblioteku da u Digitalni arhiv Univerziteta Crne Gore unese doktorsku disertaciju pod naslovom

***Uticaj nikla, molibdena i bakra na svojstva austemperovanih nodularnih livova***

koja je moj autorski rad.

Doktorska disertacija, pohranjena u Digitalni arhiv Univerziteta Crne Gore, može se koristiti pod uslovima definisanim licencom Kreativne zajednice (Creative Commons), za koju sam se odlučio/la<sup>3</sup>.

Autorstvo

Autorstvo – bez prerada

Autorstvo – dijeliti pod istim uslovima

Autorstvo – nekomercijalno

Autorstvo – nekomercijalno – bez prerada

**Autorstvo – nekomercijalno – dijeliti pod istim uslovima**

  
Potpis autora

U Podgorici, 27.06.2022.



**Autorstvo**

Licenca sa najširim obimom prava korišćenja. Dozvoljavaju se prerade, umnožavanje, distribucija i javno saopštavanje djela, pod uslovom da se navede ime izvornog autora (onako kako je izvorni autor ili davalac licence odredio).

Djelo se može koristiti i u komercijalne svrhe.

**Autorstvo – bez prerada**

Dozvoljava se umnožavanje, distribucija i javno saopštavanje djela, pod uslovom da se navede ime izvornog autora (onako kako je izvorni autor ili davalac licence odredio). Djelo se ne može mijenjati, preoblikovati ili koristiti u drugom djelu.

Licenca dozvoljava komercijalnu upotrebu djela.

**Autorstvo – dijeliti pod istim uslovima**

Dozvoljava se umnožavanje, distribucija i javno saopštavanje djela, pod uslovom da se navede ime izvornog autora (onako kako je izvorni autor ili davalac licence odredio). Ukoliko se djelo mijenja, preoblikuje ili koristi u drugom djelu, prerade se moraju distribuirati pod istom ili sličnom licencom.

Ova licenca dozvoljava komercijalnu upotrebu djela i prerada. Slična je softverskim licencama, odnosno licencama otvorenog koda.

**Autorstvo – nekomercijalno**

Dozvoljavaju se prerade, umnožavanje, distribucija i javno saopštavanje djela, pod uslovom da se navede ime izvornog autora (onako kako je izvorni autor ili davalac licence odredio).

Komercijalna upotreba djela nije dozvoljena.

**Autorstvo – nekomercijalno – bez prerada**

Licenca kojom se u najvećoj mjeri ograničavaju prava korišćenja djela. Dozvoljava se umnožavanje, distribucija i javno saopštavanje djela, pod uslovom da se navede ime izvornog autora (onako kako je izvorni autor ili davalac licence odredio). Djelo se ne može mijenjati, preoblikovati ili koristiti u drugom djelu.

Komercijalna upotreba djela nije dozvoljena.

**Autorstvo – nekomercijalno – dijeliti pod istim uslovima**

Dozvoljava se umnožavanje, distribucija, javno saopštavanje i prerada djela, pod uslovom da se navede ime izvornog autora (onako kako je izvorni autor ili davalac licence odredio). Ukoliko se djelo mijenja, preoblikuje ili koristi u drugom djelu, prerada se mora distribuirati pod istom ili sličnom licencom.

Djelo i prerade se ne mogu koristiti u komercijalne svrhe.