



UNIVERZITET U NOVOM SADU
FAKULTET TEHNIČKIH NAUKA U
NOVOM SADU



UTICAJ MIKROSTRUKTURE NA PRELAZNU TEMPERATURU ADI MATERIJALA

DOKTORSKA DISERTACIJA

Mentor:
Prof. dr Leposava Šidānin

Kandidat:
Mr Dragan Rajnović

Novi Sad, 2015. godine

Zahvalnost

Profesorici Leposavi Šidanin na bezrezervnoj veri i pomoći.

Članovima Komisije na poverenju i podršci.

Supruzi Magdalen, sinu Marku i ćerki Katarini na odricanju, strpljenju i ljubavi.



УНИВЕРЗИТЕТ У НОВОМ САДУ • ФАКУЛТЕТ ТЕХНИЧКИХ НАУКА
21000 НОВИ САД, Трг Доситеја Обрадовића 6

КЉУЧНА ДОКУМЕНТАЦИЈСКА ИНФОРМАЦИЈА

Редни број, РБР:	
Идентификациони број, ИБР:	
Тип документације, ТД:	Монографска публикација
Тип записа, ТЗ:	Текстуални штампани материјал
Врста рада, ВР:	Докторска дисертација
Аутор, АУ:	Мр Драган Рајновић, дипл.инж.
Ментор, МН:	Проф. др Лепосава Шиђанин, професор емеритус
Наслов рада, НР:	Утицај микроструктуре на прелазну температуру АДИ материјала
Језик публикације, ЈП:	Српски
Језик извода, ЈИ:	Српски / Енглески
Земља публиковања, ЗП:	Р. Србија
Уже географско подручје, УГП:	АП Војводина
Година, ГО:	2015.
Издавач, ИЗ:	Ауторски репринт
Место и адреса, МА:	Нови Сад, Трг Доситеја Обрадовића 6
Физички опис рада, ФО: (поглавља/страна/ цитата/табела/слика/графика/прилога)	7 / 205 / 212 / 51 / 148 / – / –
Научна област, НО:	Машинско инжењерство
Научна дисциплина, НД:	Инжењерски материјали
Предметна одредница/Кључне речи, ПО:	аустемперовани нодуларни лив, АДИ материјал, микроструктура, енергија удара, прелазна температура
УДК	
Чува се, ЧУ:	Библиотека Факултета техничких наука, Нови Сад
Важна напомена, ВН:	
Извод, ИЗ:	У дисертацији је извршена карактеризација микроструктуре и механичких особина нелегираног аустемперованог нодуларног лива (АДИ материјала), као и утицаја микроструктуре на прелазну температуру у интервалу од -196 до $+100^{\circ}\text{C}$. Утврђено је да механичке особине АДИ-ја зависе од морфологије аусферитне микроструктуре и количине задржаног аустенита, тј. параметара аустемперовања. На основу механичких особина утврђен је и опсег процесирања у складу са стандардима ASTM, ISO и EN. Закључено је да прелазна температура АДИ материјала зависи од количине и стабилности задржаног аустенита. У вишем температурном опсегу (изнад сса. -25°C) доминантна је количина задржаног аустенита, док на нижим температурама, стабилност. Висока обогаћеност угљеником, стабилног задржаног аустенита спречава стварање мартензита на ниским температурама, а тиме и појаву кртости код АДИ-ја.
Датум прихватања теме, ДП:	13.05.2010.
Датум одбране, ДО:	2015.
Чланови комисије, КО:	Председник: Проф. др Катарина Герић, ред. проф. Члан: Проф. др Дамир Какаш, ред. проф. Члан: Др Зијах Бурзић, научни саветник Члан: Др Оливера Ерић Цекић, доц. Члан, ментор: Проф. др Лепосава Шиђанин, проф. емеритус
	Потпис ментора



KEY WORDS DOCUMENTATION

Accession number, ANO :		
Identification number, INO :		
Document type, DT :	Monographic publication	
Type of record, TR :	Textual material, printed	
Contents code, CC :	Doctoral Thesis	
Author, AU :	Dragan Rajnovic, MSc	
Mentor, MN :	Prof. dr Leposava Sidjanin, professor emeritus	
Title, TI :	Microstructure influence on ductile to brittle transition temperature of ADI materials	
Language of text, LT :	Serbian	
Language of abstract, LA :	Serbian / English	
Country of publication, CP :	Republic of Serbia	
Locality of publication, LP :	AP Vojvodina	
Publication year, PY :	2015.	
Publisher, PB :	Authors reprint	
Publication place, PP :	Novi Sad	
Physical description, PD : <small>(chapters/pages/ref./tables/pictures/graphs/appendixes)</small>	7 / 205 / 212 / 51 / 148 / - / -	
Scientific field, SF :	Mechanical Engineering	
Scientific discipline, SD :	Engineering materials	
Subject/Key words, S/KW :	austempered ductile iron, ADI material, microstructure, impact energy, ductile to brittle transition temperature	
UC		
Holding data, HD :	Library of the Faculty of Technical Sciences	
Note, N :		
Abstract, AB :	<p>The object of this thesis was to characterize microstructure and mechanical properties of the unalloyed ADI material (Austempered Ductile Iron). In addition, the influence of microstructure on the ductile to brittle transition temperature (DBTT) by Charpy impact test in temperature interval from -196 to +100°C has been studied. The all properties obtained depend on the morphology of microstructure and the amount of retained austenite, i.e. on the austempering parameters. According to the mechanical properties and standard requirements (ASTM, ISO and EN) the processing window has been proposed, also. It was found that DBTT is influenced by amount and stability of retained austenite. In upper temperature range (above cca. -25°C) the most influence factor on DBTT is amount of retained austenite, while at the lower temperatures the stability is more prominent. Stability of high carbon retained austenite at lower temperatures prevents transformation to martensite and thus the embrittlement of ADI.</p>	
Accepted by the Scientific Board on, ASB :	13.05.2010.	
Defended on, DE :	2015.	
Defended Board, DB :	President: Prof. dr Katarina Geric, full professor	
	Member: Prof. dr Damir Kakas, full professor	
	Member: Dr Zijah Burzic, principal research fellow	Menthor's sign
	Member: Dr Olivera Erić Cekić, assistant professor	
	Member, Mentor: Prof. dr Leposava Sidjanin, professor emeritus	

SADRŽAJ

UVOD.....	1
1. PREGLED DOSADAŠNJIH ISTRAŽIVANJA	4
1.1 Livena gvožđa.....	4
1.2 Nodularni liv.....	7
1.3 ADI materijal.....	13
1.3.1 Polazni nodularni liv.....	13
1.3.2 Austemperovanje	16
1.3.3 Mikrostruktura	23
1.3.4 Stabilnost zadržanog austenita.....	27
1.3.5 Standardizacija.....	33
1.3.6 Mehaničke karakteristike.....	35
1.3.7 Primena.....	39
1.4 Prelazna temperatura	43
1.4.1 Određivanje prelazne temperature.....	43
1.4.2 Prelazna temperatura nodularnog liva	46
1.4.3 Prelazna temperatura ADI materijala.....	47
2. EKSPERIMENTALNA PROCEDURA.....	52
2.1 Izbor i dobijanje polaznog materijala – Nodularni liv.....	53
2.2 Ispitivanje hemijskog sastava	53
2.3 Uzorkovanje i izrada epruveta.....	54
2.4 Termički tretman	55
2.4.1 Austemperovanje	55
2.4.2 Feritizacija	56
2.5 Ispitivanje mikrostrukture.....	56
2.5.1 Priprema uzoraka	57
2.5.2 Ispitivanje svetlosnim mikroskopom.....	57
2.5.3 Ispitivanje skening elektronskim mikroskopom.....	57
2.5.4 Kvantitativna analiza mikrostrukture.....	58
2.5.5 Rendgenostrukturno ispitivanje difrakcijom x-zraka.....	58
2.6 Ispitivanje mehaničkih osobina	60
2.6.1 Ispitivanje zatezanjem.....	61
2.6.2 Ispitivanje tvrdoće.....	61
2.6.3 Ispitivanje energije udara.....	61
2.7 Određivanje prelazne temperature.....	65
2.7.1 Ispitivanje energije udara u temperaturnom intervalu od –196 do +100°C....	65
2.7.2 Matematički model zavisnosti energije udara od temperature	66

3.	REZULTATI	71
3.1	Karakterizacija polaznog nodularnog liva	71
3.1.1	Hemijski sastav polaznog nodularnog liva	71
3.1.2	Mikrostruktura polaznog nodularnog liva	71
3.1.3	Zatezne karakteristike polaznog nodularnog liva	71
3.1.4	Tvrdoća polaznog nodularnog liva	71
3.1.5	Energija udara polaznog nodularnog liva	73
3.1.6	Morfologija loma polaznog nodularnog liva	73
3.2	Karakterizacija feritnog nodularnog liva	75
3.2.1	Mikrostruktura feritnog nodularnog liva	75
3.2.2	Zatezne karakteristike feritnog nodularnog liva	75
3.2.3	Tvrdoća feritnog nodularnog liva	76
3.2.4	Energija udara feritnog nodularnog liva	77
3.2.1	Morfologija loma feritnog nodularnog liva	78
3.3	Karakterizacija ADI materijala	81
3.3.1	Mikrostruktura ADI materijala	81
3.3.2	Rendgenostrukturalna ispitivanja	87
3.3.3	Zatezne karakteristike ADI materijala	92
3.3.4	Tvrdoća ADI materijala	94
3.3.5	Energija udara ADI materijala	95
3.3.6	Morfologija loma ADI materijala	101
3.4	Karakterizacija u temperaturnom intervalu od -196 do $+100^{\circ}\text{C}$	107
3.4.1	Energije udara u temperaturnom intervalu od -196 do $+100^{\circ}\text{C}$	107
3.4.2	Matematički model zavisnosti energije udara od temperature i prelazna temperatura	125
3.4.3	Mikrostruktura ADI materijala nakon izlaganja sniženim temperaturama... ..	136
3.4.4	Rendgenostrukturalna ispitivanja ADI materijala nakon izlaganja sniženim temperaturama	144
3.4.5	Morfologija loma u temperaturnom intervalu od -196 do $+100^{\circ}\text{C}$	151
3.4.6	Primena matematičkog modela zavisnosti energije udara od temperature i prelazna temperatura u slučaju pojave krtog i duktilnog loma kod feritnog nodularnog liva	164

4.	DISKUSIJA	169
4.1	Osobine i karakteristike polaznog nodularnog liva	169
4.1.1	Hemijski sastav i mikrostruktura polaznog nodularnog liva	169
4.1.2	Mehaničke karakteristike i morfologija loma polaznog nodularnog liva	170
4.2	Osobine i karakteristike feritnog nodularnog liva	171
4.2.1	Mikrostruktura feritnog nodularnog liva	171
4.2.2	Mehaničke karakteristike i morfologija loma feritnog nodularnog liva	171
4.3	Osobine i karakteristike ADI materijala	172
4.3.1	Mikrostruktura ADI materijala	172
4.3.2	Mehaničke karakteristike ADI materijala	176
4.3.3	Morfologija loma ADI materijala	182
4.4	Ponašanje materijala u temperaturnom intervalu od -196 do $+100^{\circ}\text{C}$	184
4.4.1	Matematički model zavisnosti energije udara od temperature	184
4.4.2	Uticaj mikrostrukture na prelaznu temperaturu	185
5.	ZAKLJUČCI	192
6.	LITERATURA	197

UVOD

Neprekidan svetski trend u visoko tehnološko razvijenim zemljama je konstantno uvođenje novih naprednih materijala u upotrebu, kao i unapređivanje i osavremenjavanje postojećih materijala. Poseban značaj se stavlja na unapređenje tehnika, tehnologija i metoda proizvodnje radi dobijanja sve boljih i raznovrsnijih osobina. Tako, industrija železnih (čeličnih) materijala, iako jedna od najstarijih, i u ovo vreme ostvaruje značajne napretke posebno u proizvodnji novih klasa dvofaznih čelika, kao i specijalnih vrsta čelika visokih performansi čvrstoće i izdržljivosti. Zahtevi industrije su svaki dan sve veći, i predstavljaju sve veće iskušenje za istraživače.

U sklopu trenda konstantnog napretka, nalazi se i proizvodnja livenih gvožđa gde se posebno izdvaja proizvodnja nodularnog liva. Njegova proizvodnja, kao visoko kvalitetnog materijala je sve veća u odnosu na druge vrste livenih gvožđa i može se iskoristiti kao pokazatelj tehnološkog napretka u sferi proizvodnje livenog gvožđa pojedine zemlje. Međutim, osobine nodularnog liva je moguće još više unaprediti izotermnom transformacijom - austemperovanjem, pri čemu se novo proizvedeni materijal naziva ADI materijal (Austempered Ductile Iron). Ovo je jednostavan primer gde se od poznatog konvencionalnog materijala primenom postojećih tehnika, ali uz njihov pravilan izbor, dobija materijal vrhunskih karakteristika. Variranjem parametara austemperovanja i njihovom optimizacijom moguće je postići široku lepezu osobina od jednog početnog nodularnog liva. Zahvaljujući tome, ADI materijali poseduju: visoku čvrstoću, duktilnost, žilavost loma, otpornost na zamor i habanje, kao i dobru obradivost rezanjem. Širok dijapazon osobina, manja težina za 10% u odnosu na čelik i niži troškovi proizvodnje (do 50%) omogućili su sve veću primenu ADI materijala umesto delova koji su se dosad izrađivali od kovanog ili livenog čelika. Na osnovu toga, ADI materijal ima sve veću primenu u industriji automobila, kamiona, aviona, poljoprivrednih i železničkih mašina za izradu kolenastih vratila, reduktora, osovina, stajnih trapova aviona itd.

Izvanredne osobine ADI materijala su direktna posledica mikrostrukture nastale tokom austemperovanja. Mikrostruktura ADI materijala se naziva ausferit i sastavljena je od izotermno transformisanog stabilnog zadržanog austenita i ausferitnog ferita. Odnos količine zadržanog austenita i ausferitnog ferita, kao i njihova morfologija (fina ili gruba) definišu mehaničke osobine ADI materijala. Mikrostruktura je uslovljena prvenstvenom parametrima

austemperovanja (temperatura i vreme austenitizacije, i temperatura i vreme izotermne transformacije), kao i hemijskim sastavom. Pored toga, veličina i distribucija nodularnog grafita dodatno utiče na konačnu ausferitnu mikrostrukturu. Iz ovoga se može videti da se od jednog početnog nodularnog liva, u zavisnosti od njegovog hemijskog sastava, putem različitih parametara austemperovanja mogu ostvariti različite mikrostrukture, a samim tim i različite kombinacije osobina konačnog ADI materijala. Izbor odgovarajućih, odnosno optimalnih parametara austemperovanja i hemijskog sastava veoma je složen postupak i svaki ADI materijal predstavlja jedinstveni slučaj. Kako je svaka vrsta ADI materijala specifična, potpuna karakterizacija osobina od velikog je značaja za dalju inženjersku primenu.

Ponašanje ADI materijala u eksploataciji zavisice i od uslova rada kao i od sredine u kojima se koristi. Prilikom rada ADI materijal može biti izložen pored statičkog opterećenja i raznim drugim, poput udarnog opterećenja, zamora, habanja itd. Takođe, radna sredina može da se menja, visoke ili niske temperature, kontakt sa tečnostima, korozija i dr. Svi ovi uslovi mogu izazvati različito ponašanje ADI materijala, tako da je i poznavanje ponašanja ADI materijala u tim uslovima od izuzetnog značaja za inženjersku praksu.

U ovoj tezi, posebna pažnja je pored karakterizacije mikrostrukture posvećena i ponašanju ADI materijal pri udarnom opterećenju na niskim temperaturama, jer se od ADI materijala izrađuju delovi velikih mašina koji rade u svim atmosferskim uslovima. Poznato je da materijali sa zapreminski centriranom kubnom (ZCK) strukturom su osetljivi na snižene temperature, tj. postaju iznenada kruti, dok materijali sa površinski centriranom kubnom (PCK) strukturom su temperaturno neosetljivi i ostaju duktilni i na niskim temperaturama. Kako je ADI materijal sastavljen iz ausferitnog ferita sa ZCK strukturom i zadržanog austenita sa PCK strukturom, postavlja se pitanje kako će se ADI materijal sa ovom složenom mikrostrukturom ponašati ako je izložen udarnom opterećenju na sniženoj temperaturi. Jedna od osnovnih inženjerskih karakteristika pri izboru i primeni materijala na niskim temperaturama predstavlja prelazna temperatura, odnosno poznavanje krive zavisnosti energije udara od temperature. Na ovaj način (preko prelazne temperature) omogućen je brz izbor odgovarajućeg materijala koji zadržava svoju upotrebnu vrednost i na niskim temperaturama. Na osnovu ovog znanja, u doktorskoj tezi je postavljena osnovna hipoteza da će povećanje sadržaja zadržanog austenita sa PCK strukturom pozitivno uticati na ponašanje ADI materijala pri udaru na sniženim temperaturama, tj. na prelaznu temperaturu. U tom cilju izvršen je eksperimentalni rad, i postavljeni su pojedinačni ciljevi koji će doprineti širokom poznavanju ispitivanog ADI materijala kao i verifikaciji hipoteze.

U prethodnom periodu karakterizaciji ADI materijala u svetu je posvećena značajna pažnja, međutim kako je svaki ADI materijal specifičan još uvek nije uspostavljena sveobuhvatna korelacija između ausferitne mikrostrukture ADI materijala, mehaničkih karakteristika i parametara termičkog tretmana. Tako da još uvek postoji dalja potreba i mogućnost istraživanja i razvoja ADI materijala. Uspostavljanje ovih veza i razumevanje uticaja procesa termičkog tretmana na osobine i prelaznu temperaturu ADI materijala predstavlja originalni naučni cilj doktorske teze, odnosno doprinos proširenju naučnog znanja o ADI materijalima.

Shodno postavljenoj hipotezi, osnovni ciljevi istraživanja doktorskog rada su:

- Karakterizacija mikrostrukture i mehaničkih osobina nelegiranog ADI materijala u zavisnosti od termičkog tretmana.
- Uspostavljanje veze između mikrostrukture i mehaničkih karakteristika ADI materijala.
- Definisane klase dobijenih ADI materijala u skladu sa standardima SRPS EN 1564:2013, ISO 17804:2005 i ASTM A897M-06 i njihovo upoređenje.
- Funkcionalni opis promene energije udara sa snižavanjem temperature i izračunavanje prelazne temperature.
- Definisane uticaja mikrostrukture ADI materijala na prelaznu temperaturu.
- Posebno definisati značaj i uticaj zadržanog austenita i njegove transformacije, bez uticaja legirajućih elemenata, kao najvažnije faze koja stvara osnovnu ausferitnu mikrostrukturu usled koje ADI materijali poseduju širok dijapazon izvanrednih osobina.

1. PREGLED DOSADAŠNJIH ISTRAŽIVANJA

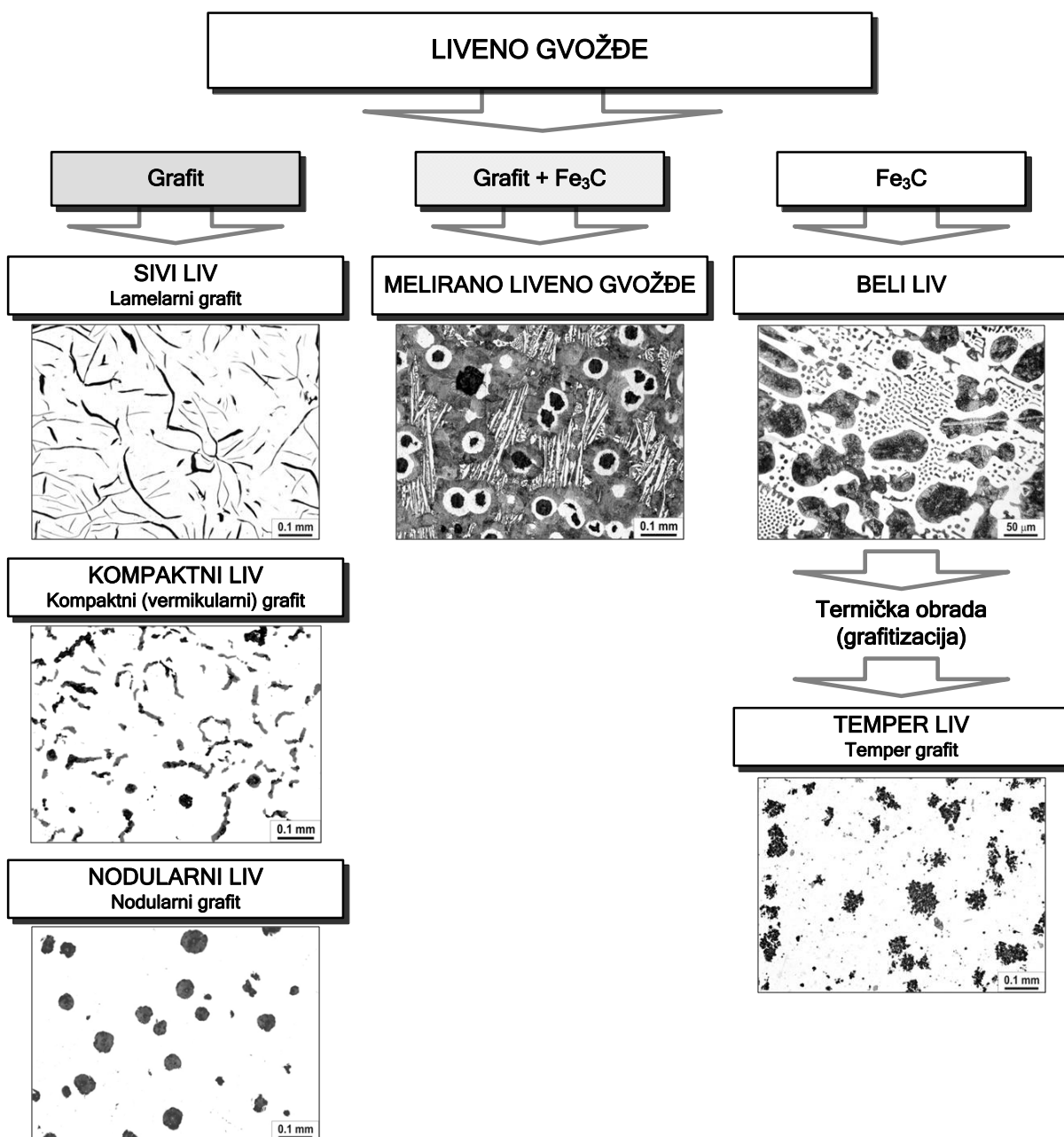
1.1 Livena gvožđa

Familija livenih gvožđa predstavlja široku grupu legura na bazi železa koje se dobijaju procesom livenja, slika 1.1. Najpoznatiji materijali iz ove grupe su sivi liv i nodularni liv, čija svetska proizvodnja u 2013. godini iznosi 47.8, odnosno 25 miliona tona. Ovaj obim proizvodnje predstavlja 70.7% svetske proizvodnje svih odlivaka (103 miliona tona ukupna proizvodnja odlivaka u 2013.g., od toga: 15% legure aluminijuma, 10.7% čelik, 1.7% legure bakra, 1% temper liv, i manje od 1% drugi obojeni metali) [1, 2]. Visoka zastupljenost livenih gvožđa se može pripisati njihovim dobrim osobinama, kao što su: niža temperatura očvršćavanja ($\sim 1150^{\circ}\text{C}$) u odnosu na čelik ($\sim 1500^{\circ}\text{C}$), niža cena, dobra livkost, dobra obradivost rezanjem, sposobnost prigušivanja vibracija, dobra toplotna provodnost, i širok dijapazon mehaničkih osobina [3].

Livena gvožđa obično sadrže $2\div 4\% \text{C}$ i $0.5\div 3\% \text{Si}$, kao i različite procenete sumpora i fosfora [3, 4]. Pored ovih elemenata, a cilju stvaranja željene mikrostrukture i dobijanja zahtevanih mehaničkih osobina livena gvožđa mogu se nisko ili visoko legirati i drugim elementima (Mn, Ni, Cu, Cr, Mo i dr.) [3, 4]. U zavisnosti od hemijskog sastava, prvenstveno sadržaja ugljenika i silicijuma, i od brzine hlađenja zavisi i mikrostruktura livenog gvožđa. U slučaju povećanog sadržaja Si i sporog hlađenja, eutektičkom reakcijom nastaje grafit, dok pri manjem sadržaju Si i u uslovima bržeg hlađenja nastaje cementit (Fe_3C) [3, 4]. Pored uticaja na formiranje grafita ili cementita (karbida), hemijski sastav i brzina hlađenja, utiču i na mikrostrukturu metalne osnove. U livenom stanju, mikrostruktura može da bude: feritna, feritno-perlitna, perlitna i austenitna; dok nakon termičke obrade mikrostruktura može biti i: martenzitna, međustepena struktura otpuštanja, beinitna i ausferitna. Takođe, u slučaju da liveno gvožđe sadrži veći procenat fosfora (uobičajeno za sivi liv) u metalnoj osnovi može da nastane i fosfidni eutektikum (stedit). Stedit se javlja u vidu mreže, kao pseudoeutektikum sastavljen iz ferita i Fe_3P ili kao trojni eutektikum ferit, Fe_3P i Fe_3C [4]. Prisustvo stedita povećava tvrdoću i otpornost na habanje sivog liva i od velikog je značaja za primenu delova u motornoj industriji [5-7].

Livena gvožđa se prvenstveno dele na osnovu prisustva grafita ili njegovog odsustva, odnosno kada se u strukturi javlja cementit. Dalja podela livenog gvožđa se vrši na osnovu oblika grafita. Osnovna podela livenih gvožđa u zavisnosti od prisustva ili odsustva grafita, kao i na osnovu njegovog oblika je data na slici 1.1.

Kao što je već rečeno u slučaju brzog hlađenja ili usled sniženog sadržaja silicijuma, kao i usled prisustva karbidotvornih elemenata (Cr, Mo, V, Bi, Te...) stvaranje grafita je otežano i ugljenik se izdvaja u vidu cementita. Mikrostruktura liva se u tom slučaju sastoji iz perlita, cementita i ledeburita ($P+Fe_3C+L_{II}$). Takvo liveno gvožđe, bez grafita, naziva se beli liv.



Slika 1.1 Podela livenih gvožđa

Usled prisustva karbida beli liv je veoma tvrd i krt, a njegova mašinska obrada je otežana. Međutim, zahvaljujući visokoj tvrdoći beli liv je otporan na habanje [8-11].

Kako je cementit u belom livu metastabilna faza, moguće ga je dugotrajnim žarenjem razložiti na grafit sa oblikom pahuljica (kokica). Ovakav grafit se naziva temper grafit, a dobijeni liv temper liv. Mikrostruktura metalne osnove temper liva zavisi od uslova hlađenja sa temperature grafitizacije i može biti feritna ili perlitna, dok u zavisnosti od atmosfere peći (oksidaciona ili redukciona) razlikujemo beli ili crni temper liv. Zahvaljujući obliku grafita, temper liv ima više mehaničke osobine od sivog liva, ali niže od nodularnog. Koristi se za izradu delova kod automobila i poljoprivrednih mašina, kao i za razne vrste fittinga [12].

Sledeća klasa livenih gvožđa je melirano liveno gvožđe, kod koga se istovremeno izdvajaju grafit i cementit. U novije vreme razvijena je klasa karbidnih livenih gvožđa kod kojih se zahvaljujući povišenom sadržaju karbidotvornih elemenata, pored grafita izdvajaju i legirani karbidi. Prisustvo legiranih karbida povećava otpornost prema habanju dok mekša osnova (grafit i feritna ili feritno-perlitna metalna osnova) omogućuje određen stepen dinamičke izdržljivosti [13]. U ovoj grupi materijala posebno se izdvajaju karbidna livena gvožđa koja se naknadno termički obrađuju kaljenjem i otpuštanjem ili austemperovanjem (CADI - Carbodic Austempered Ductile Iron) [13-16].

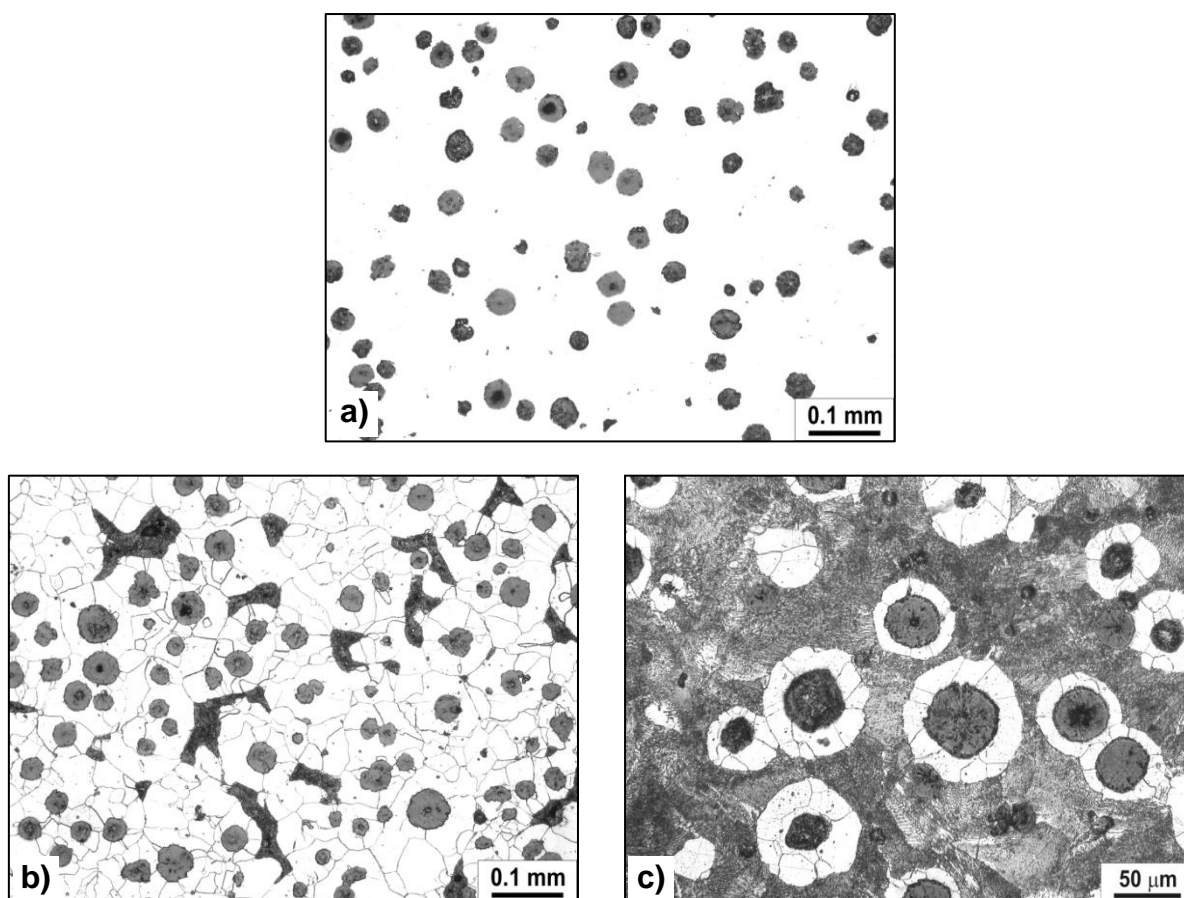
Treća grupa livenih gvožđa, predstavlja grupa u kojoj se izdvaja grafit. Ova grupa je po svojoj zastupljenosti u proizvodnji i najveća. Kod ove klase livenih gvožđa podela se vrši prema obliku grafita, tako da se razlikuje sledeće vrste livenog gvožđa: sivi liv - sa grafitom u obliku lamela; kompaktni ili vermikularni liv - sa oblikom grafita u vidu zadebljanih, zaobljenih štapića; i nodularni liv - sa sfernim (kuglastim) oblikom grafita. Mehaničke osobine ovih livova prvenstveno zavise od oblika grafita, dok unutar pojedine vrste liva osobine zavise od mikrostrukture metalne osnove i veličine grafita [3, 4, 12, 17].

Najzastupljenije liveno gvožđe je sivi liv sa svetskom proizvodnjom od 47.8 miliona tona u 2013. godini (47% proizvodnje svih vrsta odlivaka, i 65% proizvodnje livenih gvožđa) [1, 2]. Sivi liv očvršćava pri eutektičkoj koncentraciji ili veoma blizu te koncentracije (~4.3% ugljeničnog ekvivalenta - C.E.). U zavisnosti od postignutih uslova očvršćavanja (eutektičke koncentracije i brzine hlađenja) razlikovaće se i lamelarna morfologija grafita u sivom livu, koja se prema standardu EN ISO 945:2008 razvrstava u pet klasa: A, B, C, D i E. U zavisnosti od vrste, rasporeda i količine grafita, kao i od mikrostrukture metalne osnove nakon livenja, zavise i mehaničke osobine sivog liva [7, 18]. Veća zatezna čvrstoća se postiže sa povećanjem udela perlita u metalnoj osnovi [19]. S druge strane, finije grafitne lamele povećavaju čvrstoću i duktilnost, a krupnije lamele krtost [20]. U principu, duktilnost, odnosno izduženje pri lomu nije osobina koja se garantuje za sivi liv, tako da spadaju u krte materijale. Međutim, iako poseduje niske mehaničke osobine, sivi liv se široko primenjuje zbog malih troškova proizvodnje, dobre livkosti, dobre obradivosti rezanjem, dobre toplotne provodnosti, i posebno zbog odlične sposobnosti prigušenja vibracija i visoke otpornosti na pritisno opterećenje [19]. Od sivog liva se izrađuju manje opterećeni delovi kao što su postolja mašina, kućišta menjača, vodovodne cevi i armature, ali i više opterećeni delovi poput: kočioni doboši motornih vozila, cevi pod pritiskom, za delove izložene habanju i visokom pritisku (karike), za delove kompresora, turbina i blokova motora [21-23].

Kompaktni (vermikularni) liv predstavlja vrstu livenog gvožđa kod kojega se grafit javlja u vidu zadebljanih, zaobljenih štapića (crvića) i mestimično u nodularnom (kuglastom ili sfernom) obliku. Kako je kompaktni liv u početku dobijen tokom nepotpuno sprovedene nodulacije kod proizvodnje nodularnog liva, on se nazivao i kvazilamelarni ili pseudonodularni liv. Međutim, zahvaljujući svojim osobinama koje ga smeštaju između sivog liva (viša zatezna čvrstoća i duktilnost) i nodularnog liva (jednostavniji postupak dobijanja) prepoznat je kao posebna vrsta livenih gvožđa (ISO 16112:2006 i EN 16079:2011) [24]. Zbog nižih troškova proizvodnje kompaktni liv sve više zamenjuje delove koji su se pre izrađivali od temper liva. Kompaktni liv koristi se za delove koji su izloženi promenljivim mehaničkim opterećenjima, delove motora SUS, brodskih dizel motora, traktora i transportnih mašina.

1.2 Nodularni liv

Nodularni liv je vrsta livenog gvožđa u kome grafit ima oblik nodula, tj. kuglica ili sfera. Tipični izgled mikrostrukture nodularnog liva sastavljene od nodularnog grafita i metalne osnove prikazan je na slici 1.2.



Slika 1.2 Nodularni liv: a) nodularni grafit - polirana površina; b) pretežno feritna metalna osnova - nagriženo; c) pretežno perlitna metalna osnova - nagriženo

Nodularni (kuglasti ili sferni) oblik grafita smanjuje koncentraciju napona unutar materijala i omogućava postizanje visokih vrednosti čvrstoće i izduženja. Ove mehaničke osobine su najbolje od svih livenih gvožđa i omogućuju široku primenu nodularnih livova u inženjerstvu [25, 26]. Iz tog razloga, nodularni liv je drugi materijal po zastupljenosti u livačkoj proizvodnji. U 2013. godini proizvodnja nodularnog liva je dostigla vrednost od 25 miliona tona, što predstavlja 34% svetske proizvodnje livenih gvožđa, a 24% proizvodnje svih vrsta odlivaka [1]. Zastupljenost nodularnog liva u livnicama Srbije je na manjem nivou od svetskog proseka i iznosi 17% svih odlivaka, odnosno 15 182 tone. Ako se ovo uporedi sa drugim evropskim zemljama [1], može se uočiti da visoko razvijene zemlje poput Austrije, Finske, Španije, Švajcarske, Norveške, Velike Britanije i Francuske imaju proizvodnju nodularnog liva veću od proizvodnje sivog liva, dok se u Nemačkoj, koja je najveći proizvođač odlivaka u Evropi taj odnos iznosi 2.38 miliona tona sivog liva naspram 1.54 miliona tona nodularnog liva (nodularni liv predstavlja 30% proizvodnje svih odlivaka u Nemačkoj). U Sjedinjenim američkim državama, proizvodnja nodularnog liva od 4.25 miliona tona, takođe prevazilazi proizvodnju sivog liva i predstavlja 35% proizvodnje svih odlivaka [1, 2]. Sve ovo jasno ukazuje, da je proizvodnja nodularnog liva, visoko tehnološka proizvodnja. Značaj nodularnog liva kao visoko tehnološkog materijala je posebno istaknut poslednjih godina, sve većom upotrebom i proizvodnjom ADI materijala, za koje nodularni liv predstavlja polaznu sirovinu.

Nodularni oblik grafita se ostvaruje najčešće dodavanjem magnezijuma u rastopljeni liv, pri čemu se morfologija i količina nodula prvenstveno reguliše dodavanjem inokulanata pre procesa kristalizacije. Broj nastalih nodula i njihova veličina, kao i mikrostruktura metalne osnove su faktori koji definišu mehaničke osobine nodularnog liva. Standardne klase nodularnog liva u našoj zemlji su specificirane standardom SRPS EN 1563:2013 „Livarstvo — Liveno gvožđe sa kuglastim grafitom (nodularni liv)“, odnosno identičnim polaznim standardom EN 1563:2011 “Founding - Spheroidal graphite cast irons”.

Nodularni liv je poznat još is stare Kine gde je korišten pre 2500 godina (prvi odlivci iz perioda 770÷221 p.n.e.) za proizvodnju alata visokog kvaliteta [27]. Savremeni nodularni liv je ponovo otkriven 1943.g. u istraživačkim laboratorijama International Nickel Company (INCO), kada je Keith D. Millis dodao magnezijum sivom livu i sasvim slučajno dobio prvi nodularni (kuglasti) grafit [28]. Odmah potom, postupak dobijanja nodularnog liva je i patentiran, US patent 2,486,760 iz 1949.g. [29]. Istovremeno, Henton Morrogh iz BCIRA (British Cast Iron Research Association) je na AFS (American Foundrymen’s Society) konvenciji, objavio uspešno korištenje cerijuma za nodulaciju grafita [28]. Od tog vremena počinje popularizacija i sve veće korištenje nodularnog liva.

Osobine i karakteristike

Osobine nodularnog liva zavise prvenstveno od dva uticajna faktora: grafitnih nodula i mikrostrukture metalne osnove. Kontrola ova dva faktora se ostvaruje polaznim hemijskim sastavom i primenjenom tehnologijom livenja.

Hemijski sastav

Nodularni liv nije definisan hemijskim sastavom već su standardizovane njegove mehaničke osobine. Međutim, da bi se postigao liv zadovoljavajućeg kvaliteta mora se koristiti i odgovarajući (preporučeni) hemijski sastav. Preporučene vrednosti hemijskog sastava za proizvodnju dobrog nodularnog liva, date su u tabeli 1.1. Hemijskim sastavom (pri konstantnim ostalim promenljivama) utiče se na gustinu liva, na proces očvršćavanja i na konačnu mikrostrukturu, a samim tim i na konačne mehaničke osobine.

Tabela 1.1 Preporučeni hemijski sastav nodularnog liva u mas.% (ASTM A897M-06)

%C	%Si	%Mn	%S	%P	%Mg
3.60±0.20	2.50±0.20	0.35±0.05	0.02 max	0.04 max	(%S×0.76)+0.025±0.005

Ako se uporedi dati sastav sa hemijskim sastavom ostalih livenih gvožđa, može se primetiti da se zahteva veća čistoća liva, odnosno niske vrednosti fosfora, a posebno sumpora. Sumpor negativno utiče na stvaranje nodularnog grafita, jer se vezuje sa magnezijumom u vidu jedinjenja Mg_2S i sprečava njegov uticaj na formiranje sfernog oblika olakšavajući nastajanje lamelnog grafita [7, 18].

Pored elemenata datih u tabeli 1.1, nodularni liv se može legirati i sa Cu, Ni, Cr, Mo itd., koji se prvenstveno dodaju u cilju poboljšanja mehaničkih osobina ili modifikacije mikrostrukture (austenitni ili nerđajući nodularni liv ili nodularni liv sa karbidima povećane otpornosti na habanje).

Grafit

Oblik grafita u nodularnom livu je sferni, kuglasti ili opšte poznat kao nodularni grafit, slika 1.2a. Zahvaljujući nodularnom obliku grafita, nodularni liv poseduje odlične mehaničke osobine. Nodule grafita smanjuju koncentraciju napona, za razliku od lamelnog grafita gde lamele predstavljaju zareze u materijalu i omogućuju lakši lom materijala.

Dobijanje nodularnog oblika grafita, a samim tim i nodularnog liva, odvija se u tri faze: odsumporavanje, noduliranje i inokulacija. Odsumporavanje se vrši kako bi se procenat sumpora smanjio ispod 0.02%, jer sumpor vezuje magnezijum u Mg_2S i na taj način sprečava nodulaciju. Noduliranje se vrši sa malim koncentracijama magnezijuma ili ređe cerijuma ili lantanijuma [26, 30, 31]. Nodulatori omogućuju rast grafita u vidu spirale do konačnog sfernog (kuglastog) oblika. Inokulanti (obično sadrže 50÷85%Si i male količine Ca, Al, Sr, Ba i dr.) i pomažu stvaranje centara kristalizacije čime se olakšava i ubrzava proces stvaranja nodula.

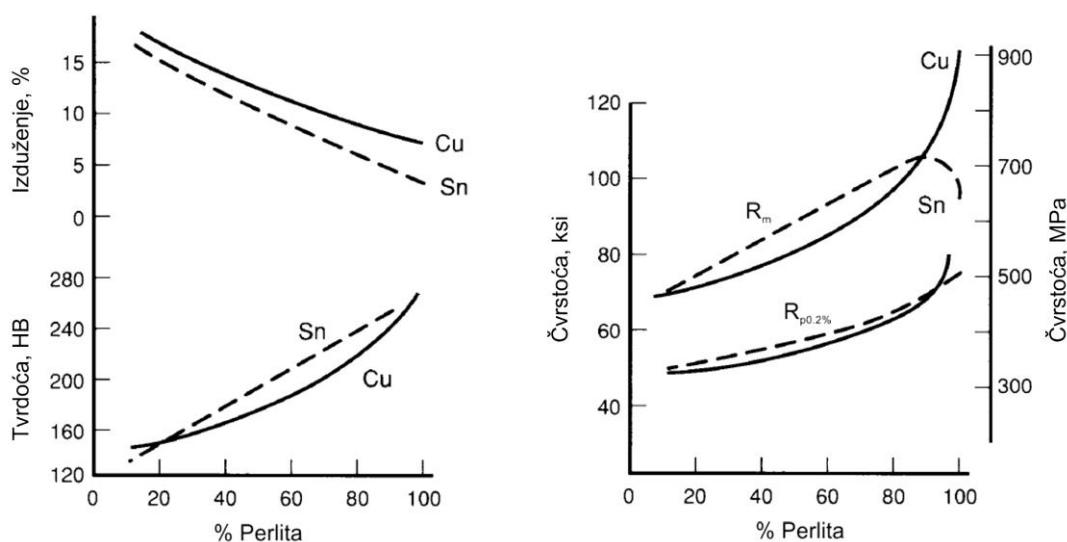
Morfologija grafita kod nodularnog liva se opisuje kvantitativnim faktorima: stepenom sferoidizacije, brojem nodula i njihovom veličinom, kao i zapreminskim udelom grafita. Smatra se da dobar nodularni liv poseduje stepen sferoidizacije koji je veći od 90%, dok standard ASTM A897M-06 preporučuje minimalnu nodularnost od 80% i broj nodula od $100/mm^2$ za proizvodnju ADI materijala. Smanjenje nodularnosti utiče na pad vrednosti napona tečenja i zatezne čvrstoće, kao i izduženja, te zato treba težiti što većim vrednostima.

Broj nodula (izražen kao broj nodula po mm^2), takođe utiče na mehaničke osobine, ali u manjoj meri nego stepen sferoidizacije [25]. Uticaj broja nodula na mehaničke osobine se prvenstveno ogleda preko uticaja na mikrostrukturu. Više nodula uzrokuje smanjenje količine perlita u nodularnom livu, dobija se homogenija struktura, i smanjuje se segregacije pojedinih elemenata smanjenjem međucelijskog rastojanja. Pored toga, sitnije nodule imaju veći stepen sferoidizacije, jer nodule u početku pravilnije rastu, što povoljno utiče na zateznu čvrstoću, napon tečenja i izduženje [32].

Mikrostruktura metalne osnove

Mikrostruktura metalne osnove je pored grafita najznačajniji faktor koji definiše mehaničke osobine nodularnog liva. Nakon livenja, mikrostruktura je najčešće feritna, feritno/perlitna (slika 1.2b i c), potpuno perlitna ili u specijalnim slučajevima (kod visoko legiranog nodularnog liva) i austenitna. Pored toga, u mikrostrukturi se mogu nalaziti i slobodni karbidi, koji u koncentraciji većoj od prihvatljive (obično 3%) povećavaju krtost liva. Mikrostruktura nodularnog liva se dalje može transformisati termičkom obradom pri čemu možemo da imamo: martenzit, otpušteni martenzit, međustepenu mikrostrukturu i ausferitnu mikrostrukturu.

Zavisnost mehaničkih osobina (čvrstoće, izduženja i tvrdoće) od zapreminskog udela perlita u mikrostrukturi metalne osnove prikazana je na slici 1.3 [25]. Povećanjem količine perlita, povećava se čvrstoća i tvrdoća, dok izduženje opada. S druge strane, ferit povećava duktilnost nodularnog liva.



Slika 1.3 Uticaj količine perlita na mehaničke osobine nodularnog liva (odgovarajuća količina perlita je dobijena legiranjem sa Sn ili Cu) [25]

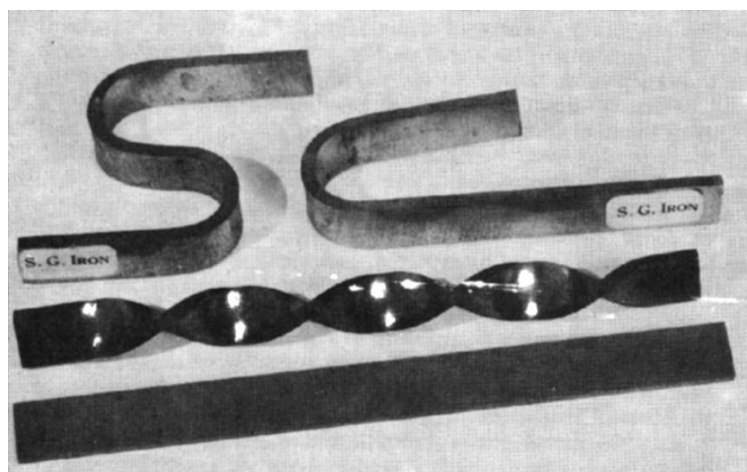
Mehaničke karakteristike

Nodularni liv poseduje najbolje mehaničke osobine u odnosu na ostala livena gvožđa u livenom stanju. Zatezna čvrstoća (prema min. standardnim vrednostima) kreće se od 350 MPa uz izduženje od 22%, a dostiže preko 900 MPa, uz zadržavanje minimalnog izduženja od 2%, tabela 1.2 (klase nodularnog liva prema SRPS EN 1563:2013). Primer visoke duktilnosti nodularnog liva, odnosno mogućnosti njegove velike plastične deformacije prikazan je na slici 1.4, sa koje se vidi nodularni liv uvijen u spiralu i savijen do ugla od 180° bez loma.

Tvrdoća se kod standardizovanog nodularnog liva, prema SRPS EN 1563:2013 informativno daje u dijapazonu od 130 do 360 HB. S druge strane žilavost loma se nalazi u opsegu od 30 MPam^{1/2}, za perlitni liv, pa do 90 MPam^{1/2} kod feritne mikrostrukture, dok se energija udara određena na Šarpijevim epruvetama bez zareza kreće od 15 pa do 120 J, respektivno. Osim, navedenog opsega zateznih karakteristika nodularni liv ima i dobru otpornost na zamor (odnos $\sigma_d/R_m \approx 0.35$) [33, 34], habanje [35-37] i poseduje dobru obradivost rezanjem [25, 38].

Tabela 1.2 Klase ADI materijala prema SRPS EN 1563:2013

Oznaka materijala		Zatezna čvrstoća, R _m [MPa], min.	Konvencionalni napon tečenja, R _{p0.2%} [MPa], min.	Izduženje A, [%] min.
Slovna	Brojčana			
EN-GJS-350-22-LT	5.3100	350	220	22
EN-GJS-350-22-RT	5.3101	350	220	22
EN-GJS-350-22	5.3102	350	220	22
EN-GJS-400-18-LT	5.3103	400	240	18
EN-GJS-400-18-RT	5.3104	400	250	18
EN-GJS-400-18	5.3105	400	250	18
EN-GJS-400-15	5.3106	400	250	15
EN-GJS-450-10	5.3107	450	310	10
EN-GJS-500-7	5.3200	500	320	7
EN-GJS-600-3	5.3201	600	370	3
EN-GJS-700-2	5.3300	700	420	2
EN-GJS-800-2	5.3301	800	480	2
EN-GJS-900-2	5.3302	900	600	2

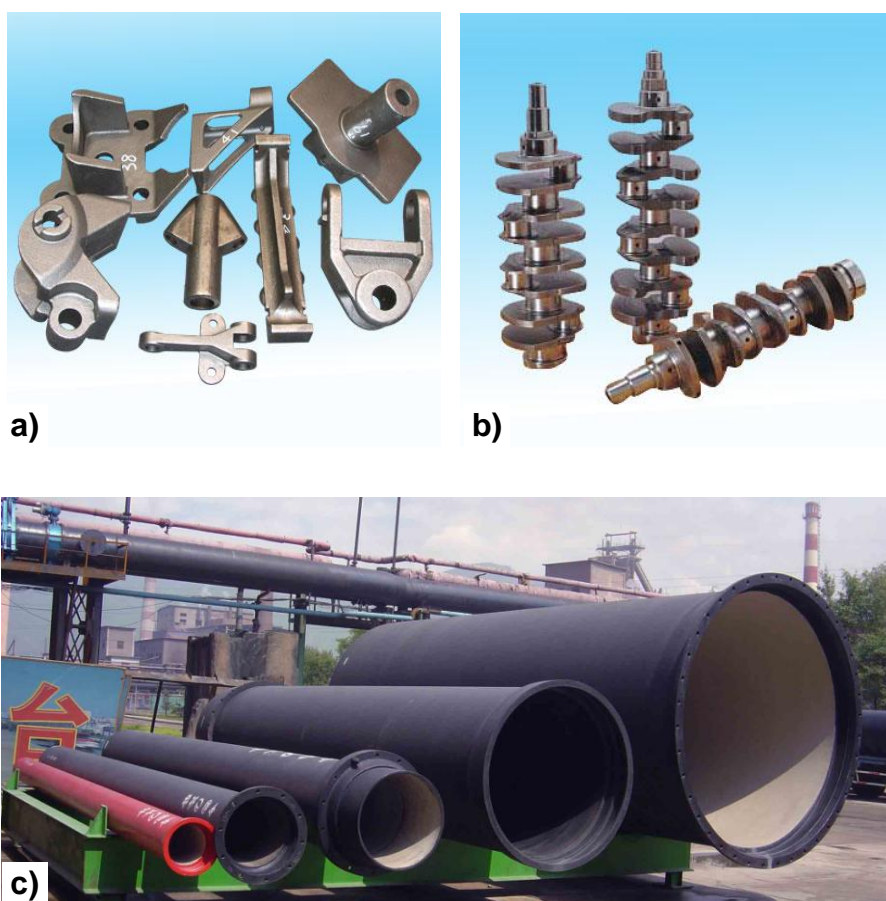


Slika 1.4 Plastično deformisana traka od nodularnog liva, uvijanjem u spiralu i savijanjem [39]

Primena

Nodularni liv se široko koristi u auto industriji za izradu raznih delova, kao što su: kolenasta vratila, klipnjače, bregaste osovine, delovi motora itd. [40]. Primena nije ograničena samo na automobilsku industriju, već se nodularni liv široko koristi i u mašinogradnji za delove mašina za valjanje, presovanje, kovanje, za postolja mašina, kućišta pumpi i turbina i sl. Takođe, od njega se rade zupčanici, zamajci, cevi, čaure, kokile, ekscentar ploče, delovi kliznih ležajeva i drugih zglobnih veza izloženih trenju i visokim pritiscima. Zbog dobre otpornosti na habanje ovog liva, zbog prisustva grafitnog filma, koristi se i za elemente koji su izloženi uslovima visokog abrazivnog habanja, trenja i otežanog podmazivanja. Pored delova mašina i uređaja nodularni liv se standardno koristi i za izradu raznih tipova cevi (za pijaću i otpadnu vodu) kao i odgovarajuće spojeve i ventile. Njihova proizvodnja iznosi cca. 30% ukupne proizvodnje nodularnog liva [41]. Težina i veličina odlivaka od nodularnog liva kreće se u širokom opsegu, može biti manja od 28 g do više od 200 t, a presek zida odlivka može biti 2 mm pa sve do 500 mm [42-47].

Na slici 1.5 prikazani su razni delovi koji se najčešće proizvode od nodularnog liva.

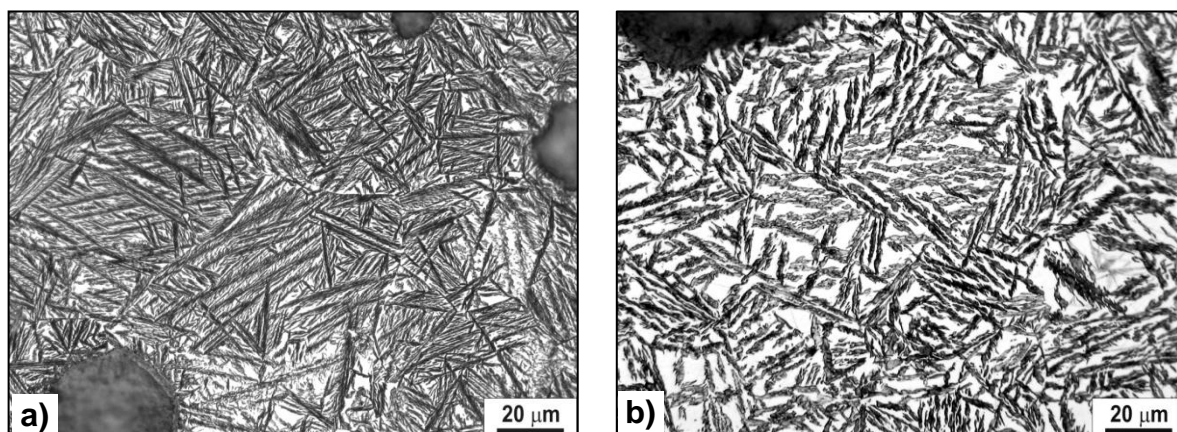


Slika 1.5 Delovi proizvedeni od nodularnog liva

- a) razni delovi za spajanje, pričvršćivanje i nošenje;
- b) kolenasta vratila (radilice);
- c) cevi od nodularnog liva

1.3 ADI materijal

ADI (Austempered Ductile Iron) materijal je vrsta nodularnog liva koja poseduje jedinstvenu mikrostrukturu - ausferit, slika 1.6. Ausferit se dobija izotermnim poboljšanjem - austemperovanjem, pri čemu se nastala mikrostruktura sastoji iz smeše ausferitnog ferita i zadržanog, izotermno transformisanog, ugljenikom obogaćenog, stabilnog, austenita [40, 48, 49].



Slika 1.6 Ausferitna mikrostruktura ADI materijala

a) donje područje izotermne transformacije; b) gornje područje izotermne transformacije

Austemperovanje se sastoji iz austenitizacije, gde se austenit početno obogaćuje ugljenikom, i izotermne transformacije pri kojoj nastaje ausferitni ferit i zadržani austenit, stabilan na sobnoj temperaturi zbog dodatnog obogaćivanja ugljenikom ($1.8 \div 2.2\%C$). Promenom parametara austemperovanja (temperature i vremena austenitizacije i izotermne transformacije) utiče se na dobijenu ausferitnu mikrostrukturu, a time i na mehaničke osobine [40, 49-51]. Zahvaljujući različitim mikrostrukturama, od jednog početnog nodularnog liva može se dobiti široka lepeza ADI materijala sa izvanrednom kombinacijom čvrstoće, žilavosti, otpornosti na zamor ili habanje.

Pored toga, ADI materijal ima za 10% manju specifičnu gustinu u odnosu na čelik, kao i niže troškove proizvodnje do 50% (80 do 160\$ po kolenastom vratilu [52]) u odnosu na čelične otkovke, tako da se sve više primenjuje kao zamena za delove koji su se dosad izrađivali od kovanog ili livenog čelika.

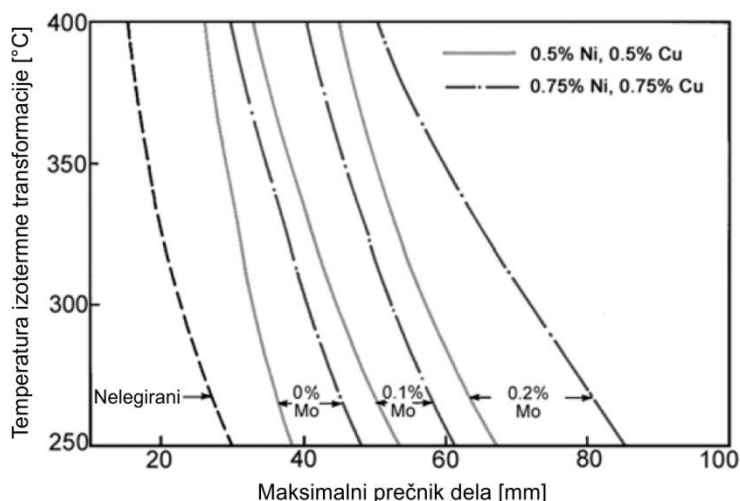
1.3.1 Polazni nodularni liv

Za dobijanje ADI materijala kao polazna osnova koristi se nodularni liv. Kako bi se ostvario visok kvalitet ADI materijala i karakteristike polaznog nodularnog liva takođe moraju biti visoke. Pod tim se smatra, da nodularni liv poseduje visok stepen sferoidizacije preko 90% (prema ASTM A879M-06 preko 80%), da je broj nodula veći od 100 n/mm^2 i da ima ujednačenu mikrostrukturu, bez uključaka i slobodnih karbida [25]. Ovo su sve preporuke, jer izbor polaznog materijala je obaveza proizvođača i stvar dogovora sa kupcem,

zato što se uz pravilan termički tretman zahtevane klase ADI materijala mogu proizvesti i od polaznog nodularnog liva nižeg kvaliteta.

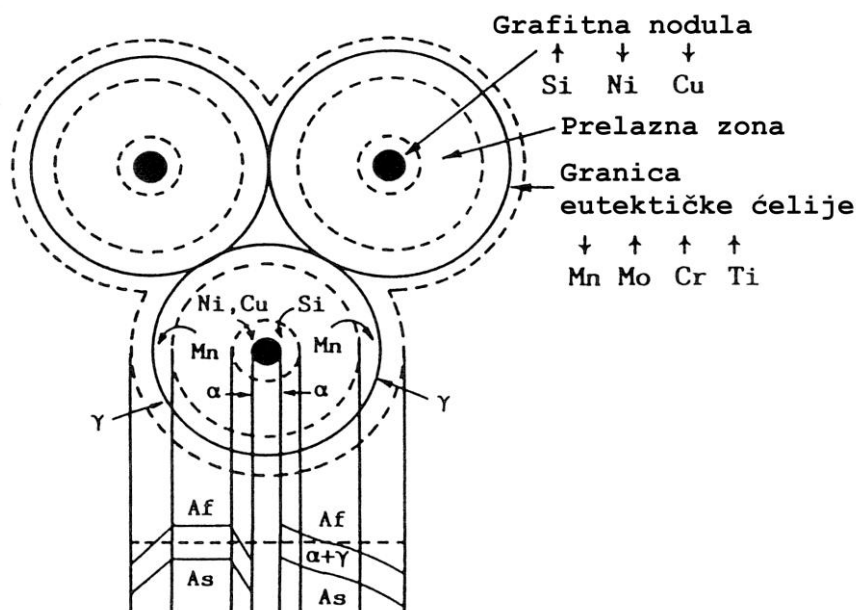
Hemijski sastav polaznog nodularnog liva

Preporučeni hemijski sastav ADI materijala je Fe-3.6C-2.5Si-0.35Mn-0.04Mg uz nizak sadržaj fosfora (max 0.04%) i sumpora (max 0.02%) i odgovara hemijskom sastavu datom za nodularni liv (vidi tabelu 1.1, ASTM A879M-06). Pored ovih elemenata nodularni liv za proizvodnju ADI materijala se uobičajeno legira i sa: do 0.8% Cu, do 2% Ni i do 0.3% Mo [53]. Glavni razlog dodavanja legirajućih elemenata je povećanje prokaljivosti, odnosno dobijanje austemperovanih odlivaka većih dimenzija (slika 1.7), i zbog poboljšanja mehaničkih osobina [49, 50, 54]. U cilju povećanja prokaljivosti, nodularni liv se može legirati i sa Cr i V ili veći procenti Mn. Međutim, legiranje sa Cr i V ili većim procentima Mn nije uobičajeno u industrijskoj praksi, jer ovi elementi lako grade stabilne karbide.



Slika 1.7 Kombinovani efekat Ni, Cu i Mo na prokaljivost [40]

Prilikom legiranja nodularnog liva može doći do segregacije legirajućih elemenata usled neravnog procesa očvršćavanja oko i između grafitnih nodula. Pojedini elementi (Si, Cu, Ni) segregiraju ka grafitnim nodulama, dok drugi (Mo, Mn, Cr, V) segregiraju ka granici eutektičkih ćelija [53, 55-59], slika 1.8. Kako elementi utiču na povećanje i smanjenje temperature austenitizacije i izotermne transformacije, tako i njihov nejednak raspored u zonama između nodula može da izazove neravnomernu izotermnu transformaciju (pojedini regioni su se transformisali u ausferit, pojedini još nisu završili transformaciju, a pojedini su je završili i počeli transformaciju u ferit i karbide). Iz tog razloga, treba težiti što manjoj segregaciji elemenata povećanjem broja nodula [60] ili kombinovanju legirajućih elemenata koji segregiraju prema nodulama i onih koji segregiraju u međuprostor između nodula.



Slika 1.8 Segregacija hemijskih elemenata u nodularnom livu i njihov uticaj na temperaturu austenitizacije (↑ hem. element povećava temp. A_1 i A_3 ; ↓ hem. element snižava temp. A_1 i A_3) [57]

Mikrostruktura polaznog nodularnog liva

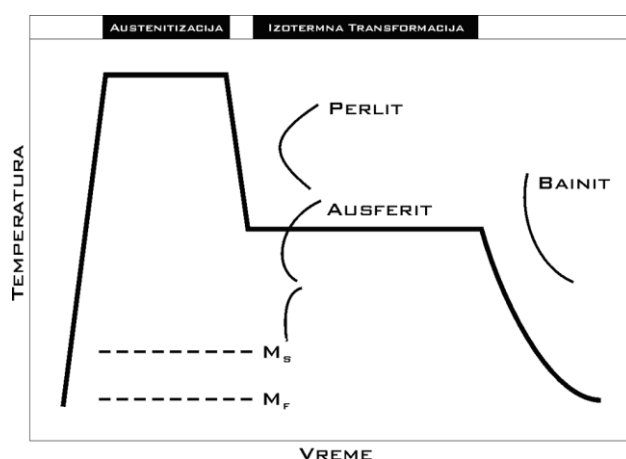
Mikrostruktura polaznog nodularnog liva takođe, u većoj ili manjoj meri utiče na proces dobijanja ADI materijala [40, 61]. Uticaj mikrostrukture se ogleda kroz dva faktora: uticaja mikrostrukture metalne osnove, i uticaja grafitnih nodula.

U slučaju da je polazna struktura perlitna, potrebna su kraća vremena austenitizacije kako bi se osnova ravnomerno zasitila ugljenikom. S druge strane, feritnu mikrostrukturu je potrebno duže zagrevati kako bi se polazna osnova ravnomerno zasitila ugljenikom iz grafitnih nodula [40, 49]. Međutim, feritna mikrostruktura je povoljnija za mašinsku obradu pre austemperovanja i za dimenzionu stabilnost odlivaka nakon austemperovanja. Iz tog razloga, u mnogim livnicama je praksa da se delovi pre austemperovanja feritiziraju žare kako bi se dobila ponovljivost polazne mikrostrukture [40].

Veći broj nodula omogućuje kraće vreme austenitizacije usled manjeg rastojanja između nodula, čime se olakšava obogaćivanje metalne osnove ugljenikom [62, 63]. Takođe, visok broj nodula smanjuje segregaciju legirajućih elemenata, ujednačava mikrostrukturu, i pogoduje formiranju finije ausferitne mikrostrukture sa kraćim i tanjim iglicama ausferitnog ferita [62-66]. Niska nodularnost grafita (stepen sferoidizacije), kao i pojava nepravilnih nodula ili zadebljanja negativno utiče na sve mehaničke osobine ADI materijala, jer grafit predstavlja mesta inicijacije i širenja prslina [67-71]. Iz tog razloga, u standardima se mogu naći preporuke o stepenu sferoidizacije koji treba da je veći od 90% (SRPS EN 1564:2013 i ISO 17804:2005) [25, 40], ili veći od 80% (ASTM A879M-06). Stoga, pri dobijanju ADI materijala treba težiti da početni nodularni liv ima broj nodula veći od 100 n/mm^2 i što veći stepen sferoidizacije.

1.3.2 Austemperovanje

Austemperovanje je termička obrada kojom se iz polaznog nodularnog liva dobija ADI materijal (SRPS EN 1564:2013) i ono u osnovi predstavlja izotermno poboljšanje. Austemperovanje se u osnovi sastoji iz zagrevanja do temperature austenitizacije, austenitizacije, brzog hlađenja (kaljenja) do temperature izotermne transformacije, izotermne transformacije i konačnog hlađenja na sobnu temperaturu. Od navedenih delova austemperovanja, najvažniji su austenitizacija i izotermna transformacija. Izgled jednog standardnog procesa austemperovanja je data na slici 1.9.



Slika 1.9 Šema termičkog tretmana - austemperovanja - pri kome se dobija ADI materijal

Austenitizacija omogućava nastanak potpuno austenitne faze, koja se obogaćuje ugljenikom iz polazne perlitne metalne osnove i dodatno iz grafitnih nodula. Austenitizacija se obično sprovodi u temperaturnom intervalu od 850÷950°C u trajanju do 2h. U zavisnosti o temperature i vremena austenitizacije, kao i polaznog hemijskog sastava, zavisi i sadržaj ugljenika u austenitu koji dostiže vrednost od 0.6 do 1.2% [72-74].

Nakon austenitizacije vrši se brzo hlađenje do temperature izotermne transformacije. Brzina hlađenja (kaljenja) mora biti dovoljna, kako bi se izbeglo nastajanje perlita u mikrostrukturi, slika 1.9. Kaljenje se obično vrši u izotermnim sonim kupatilima koja mogu dovoljno brzo da ohlade nodularni liv i da ga potom održavaju na temperaturi izotermne transformacije [25, 26, 40, 50].

Izotermna transformacija se obično vrši u temperaturnom intervalu 250÷400°C, počevši od nekoliko minuta pa do nekoliko sati. Parametri izotermne transformacije se biraju na osnovu željenih osobina ADI materijala, odnosno potrebne mikrostrukture koja daje zahtevane osobine.

Izotermna transformacija odvija se u dva stadijuma:

Stadijum I

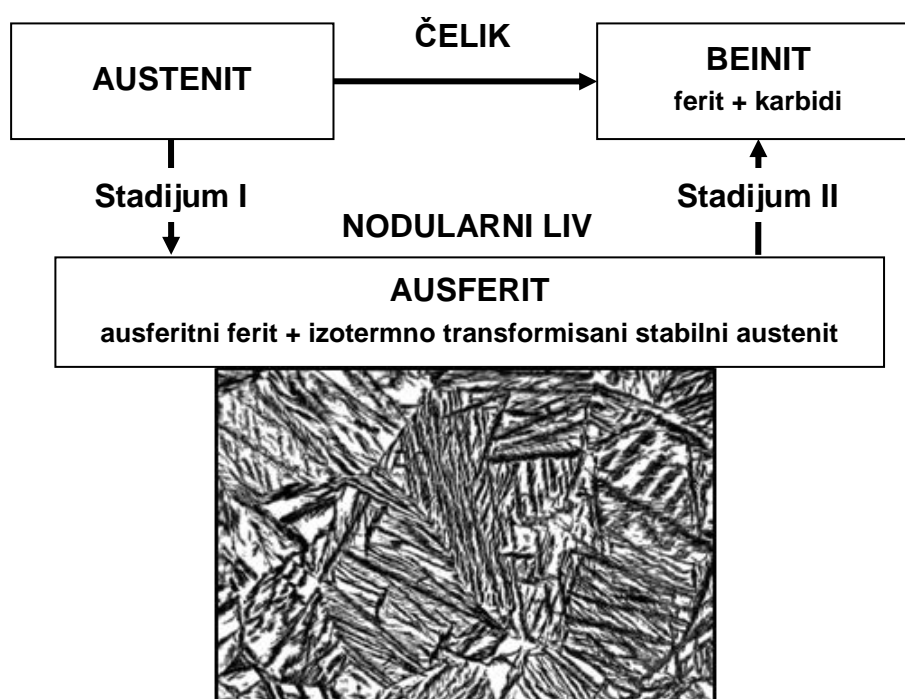


Stadijum II



gde je: γ_o - visoko temperaturni austenit (početni), α_{AF} - ausferitni ferit, γ_{HC} - zadržani austenit (ugljenikom obogaćeni), α_{RF} - ravnotežni ferit

Tokom prvog stadijuma, dolazi do formiranja pločica i snopova ausferitnog austenita u austenitnoj osnovi koja se dodatno obogaćuje ugljenikom istisnutim iz feritnih pločica. Time se austenit progresivno obogaćuje ugljenikom i postaje stabilan na sobnoj temperaturi. Takav zadržani austenit, visoko-obogaćen sa ugljenikom ($1.8 \div 2.2\%$), naziva se izotermno transformisani stabilni austenit (γ_{HC}), dok se nastali ferit naziva ausferitni ferit [48]. Konačna mikrostruktura nakon prvog stadijuma izotermne transformacije predstavlja smešu ausferitnog ferita i izotermno transformisanog stabilnog austenita i standardizovana je pod nazivom ausferit ($\alpha_{AF} + \gamma_{HC}$), slika 1.10. Kraj prvog stadijuma izotermne transformacije predstavlja onaj trenutak kada u mikrostrukтури, nakon hlađenja do sobne temperature, više ne dolazi do pojave martenzita (tj. količina martenzita je zanemarljiva).



Slika 1.10 Transformacija mikrostrukture tokom izotermne transformacije nodularnog liva i čelika

Drugi stadijum izotermne transformacije počinje kada se usled dužeg zadržavanja na temperaturi izotermne transformacije prekoračuje optimalno vreme zadržavanja, te dolazi do transformacije ugljenikom obogaćenog austenita u termo-mehaničko stabilniji ferit i karbide [40, 49, 50]. Nastala mikrostruktura je slična mikrostrukтури gornjeg beinita koja nastaje izotermnom transformacijom kod čelika [75]. Izdvajanje karbida negativno utiče na duktilnost materijala i poželjno ga je izbeći [67, 76-79].

Period između kraja stadijuma I i početka stadijuma II, u kome se dobija ausferitna struktura, naziva se „processing window“, odnosno optimalni opseg procesiranja. Kako je unutar optimalnog opsega procesiranja dobijena ausferitna mikrostruktura moguće je ostvariti i željenu kombinaciju mehaničkih osobina. Iz tog razloga opseg procesiranja je predmet intenzivnog istraživanja. Najpoznatija su istraživanja Elliott-a *et. al.* [50, 60, 80, 81] gde je optimalni opseg procesiranja definisan kao područje u kome se postižu mehaničke osobine

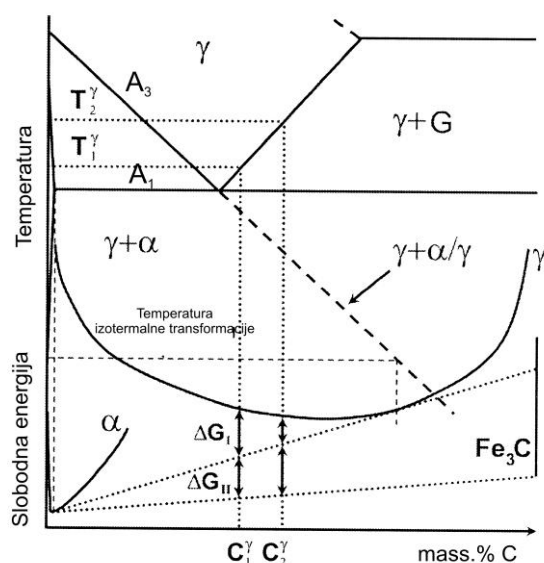
ADI materijala definisane standardom ASTM A897-90. Granice opsega procesiranja su u tom slučaju: t_1 - početak opsega - vreme nakon koga u strukturi ima manje od 3% izotermno netransformisanog metastabilnog austenita (ili martenzita), a t_2 - kraj opsega - kao trenutak kada maksimalni zapreminski udeo izotermno transformisanog stabilnog austenita opadne za 10% ($\gamma_{HC}/\gamma_{HC}^{\max}=0.9$) [80].

Austenitizacija

Početna faza austemperovanja je austenitizacija gde se vrši transformacija polazne osnove nodularnog liva u austenit, kao i njegovo obogaćivanje ugljenikom. U zavisnosti od hemijskog sastava polaznog nodularnog liva, pomoću uslova austenitizacije (temperatura i vreme) definiše se početni stepen obogaćivanja austenita ugljenikom i aktivaciona energija za odvijanje prvog stadijuma izotermne transformacije. Tokom austenitizacije dolazi do stvaranja i rasta klica austenita. Rast klica je zavistan od brzine difuzije ugljenika, koja je opet funkcija međudifuzionog rastojanja i prisustva legirajućih elemenata [82-84].

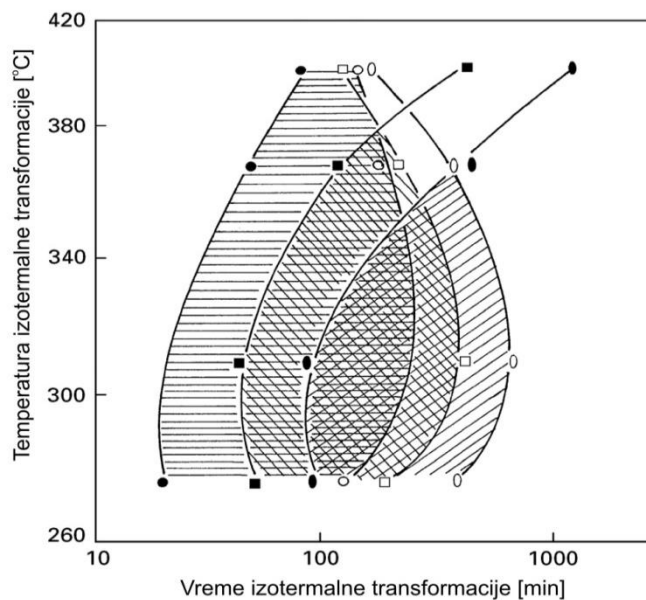
Vreme potrebno za obogaćivanje austenita ugljenikom je kraće za početnu perlitnu mikrostrukturu u odnosu na pretežno feritnu kod koje je potrebno duže vreme [85]. Meier *et al.* [86] su konstatovali da je za pretežno perlitnu mikrostrukturu dovoljno već 10 minuta da se postigne maksimalno zasićenje austenita ugljenikom. Razlika u potrebnom vremenu austenitizacije proizilazi iz rasporeda ugljenika u polaznom livu. U perlitnoj mikrostrukturi ugljenik je ravnomerno raspoređen, dok polazna feritna mikrostruktura tek treba da se obogati ugljenikom iz grafitnih nodula. Takođe, što je gustina nodula veća to je kraće i vreme austenitizacije, jer su međudifuzionog rastojanja manja. Legirajući elementi predstavljaju prepreku za kretanje atoma ugljenika (posebno oni koji segregiraju oko nodula, poput bakra) čime se produžuje vreme austenitizacije [87].

Temperatura austenitizacije utiče na maksimalnu rastvorljivost (zasićenje) austenita ugljenikom tokom austenitizacije, kao i na brzinu difuzije. Više temperature austenitizacije omogućuju postizanje većeg zasićenja ugljenikom za kraće vreme. S druge strane niže temperature austenitizacije daju veću aktivacionu energiju za odvijanje prvog stadijuma dalje izotermne transformacije, slika 1.11 [88]. Za datu temperaturu izotermne transformacije, viša temperatura austenitizacije (T^{γ_2}) izaziva smanjenje aktivacione energije (ΔG_1) prvog stadijuma reakcije. Ovo je uslovljeno većim sadržajem ugljenika u austenitu (C^{γ_2}), koji stabilizuje austenit i na taj način smanjuje brzinu njegove transformacije u ausferitni ferit. Smanjenje temperature austenitizacije sa T^{γ_2} na T^{γ_1} ima suprotan efekat. Količina ugljenika u austenitu se smanjuje (C^{γ_1}), ali se zato povećava slobodna energija za izotermnu transformaciju (ΔG_1). Veća aktivaciona energija, povećava broj klica ferita i brzinu njihovog rasta. Legirajući elementi na temperaturu austenitizacije utiču putem uticaja na rastvorljivost ugljenika u austenitu. Silicijum i nikel smanjuju rastvorljivost, dok mangan i molibden imaju suprotan efekat, tako da nodularni liv sa visokim sadržajem Si i Ni treba austenitizovati na višim temperaturama u odnosu na liv koji sadrži Mn i Mo [74, 89-91].



Slika 1.11 Šematski prikaz Fe-C-Si faznog dijagrama (za konstantni sadržaj Si) i krivih slobodne energije za: ferit - α , austenit - γ i cementit - Fe_3C [88]

Temperatura austenitizacije utiče i na optimalni opseg procesiranja prilikom dalje izotermne transformacije. Primer uticaja je dat na slici 1.12 [92], gde povećanje temperature austenitizacije sa 870°C na 950°C pomera optimalni opseg procesiranja ka dužim vremenima izotermne transformacije uz zatvaranje opsega na višim temperaturama.



Slika 1.12 Uticaj temperature austenitizacije na optimalni opseg procesiranja ADI materijala legiranog sa 3.5% C, 2.6% Si, 0.48% Cu, 0.96% Ni, 0.27% Mo i 0.25% Mn, Vreme austenitizacije 2h, na temperaturi od 870°C (▨), 900°C (▩) i 950°C (▧) [92]

Pored potpune austenitizacije koja se ostvaruje na temperaturama višim od linije A_3 (vidi sliku 1.11) koristi se i podkritična ili delimična austenitizacija u temperaturnom intervalu između A_1 i A_3 . Tokom delimične austenitizacije početna mikrostruktura nije u potpunosti

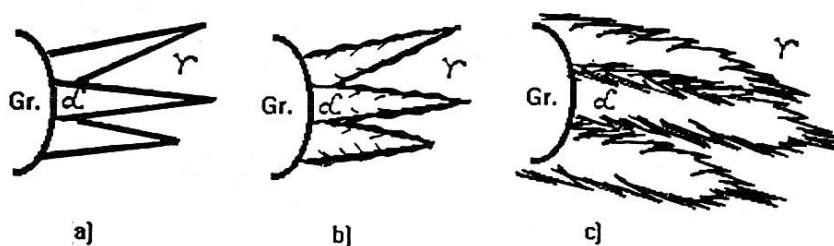
transformisana u austenitnu, već se deo mikrostrukture nalazi u obliku ferita. Nakon izotermne transformacije, austenit će se transformisati u ausferit, dok će ferit ostati netransformisan (pro-eutektoidni ferit) [93-95]. Kontrolom udela ausferitne i feritne mikrostrukture moguće je dobiti ADI materijale povećane duktilnosti, ali i manje čvrstoće [96, 97]. Obično se najniže standardne klase ADI materijala proizvode nakon delimične austenitizacije (ASTM A897M-06, klasa 750/500/11) i imaju mešovitu (dvojnu) mikrostrukturu.

Izotermna transformacija

Nakon austenitizacije, izotermnom transformacijom nastaje ausferitna mikrostruktura ADI materijala. Ausferit nastaje stvaranjem feritnih snopova unutar prethodnih austenitnih zrna. Tokom nastanka ferita, višak ugljenika se istiskuje iz ferita i dodatno obogaćuje zadržani austenit tako da on postaje stabilan na sobnoj temperaturi. U zavisnosti od temperature na kojoj se transformacija odvija, javlja se i različita morfologija ausferitnog ferita, odnosno ausferitne mikrostrukture. U donjem području, nižih temperatura izotermne transformacije (cca. 250÷330°C) nastaje acikularna (igličasta) morfologija ausferita sa finijim i izduženim snopovima ausferitnog ferita (vidi sliku 1.6a), dok u gornjem području (cca. 330÷400°C) nastaje pločasta morfologija ausferita sa širim i kraćim snopovima ausferitnog ferita (vidi sliku 1.6b). Pored uticaja na morfologiju ausferitne mikrostrukture, temperatura izotermne transformacije utiče i na količinu zadržanog austenita i sadržaj ugljenika u zadržanom austenitu. Više temperature izotermne transformacije unutar optimalnog opsega procesiranja daju veći zapreminski udeo zadržanog stabilnog austenita, ali niže obogaćenog ugljenikom. Na nižim temperaturama javlja se manji sadržaj zadržanog austenita, ali sa većim sadržajem ugljenika [50].

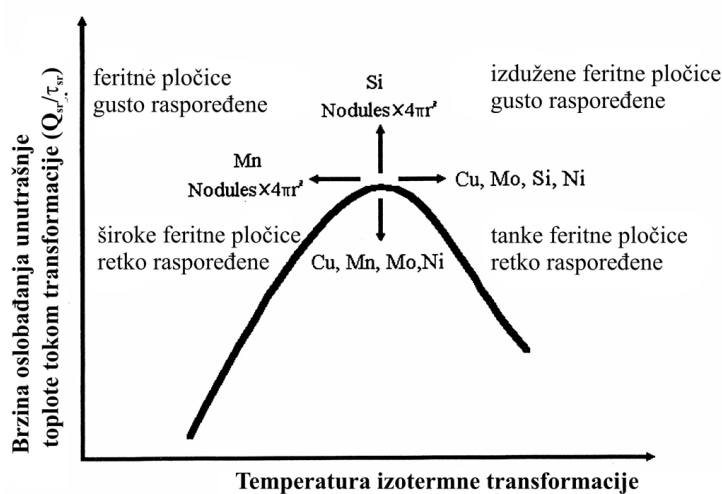
Kao što je ranije navedeno, izotermna transformacija se odvija u dva stadijuma. Prvi stadijum izotermne transformacije obuhvata stvaranje feritnih pločica na graničnoj površini grafitnih nodula i metalne osnove, potom njihovo širenje uz pojavu poprečnih grana (nastanak snopova) i konačnu fazu neznatnog širenja i nastajanja snopova uz smanjenje filma zadržanog austenita, slika 1.13 [98].

Smatra se da je nastanak ausferitnog ferita bezdifuzioni proces transformacije, koji se odvija mehanizmom smicanja [75, 99-102], dok je dalji rast nastalih pločica i stvaranje snopova uslovljeno difuzijom ugljenika [98, 99].



Slika 1.13 Nastanak i rast feritnih pločica i snopova [98]

Prema ispitivanjima Chang-a i Shih-a [98], niže temperature izotermne transformacije rezultuju većim podhlađenjem i manjim stepenom difuzije ugljenika. U takvim uslovima, stvaranje feritne faze je termodinamički povoljnije u odnosu na njen rast (za šta je potreban veći stepen difuzije ugljenika). Intenzivno stvaranje feritnih klica, rezultuje finijom i gušćom morfologijom ausferitnog ferita sa velikim brojem izduženih i tankih iglica. Više temperature transformacije, pogoduju difuziji ugljenika (veći stepen difuzije) i rastu feritnih pločica. Morfologija ferita se menja i postaje više pločasta sa širim i kraćim snopovima. Pored toga, na višim temperaturama transformacije proces stvaranja feritnih klica je usporen, tako da je ukupan broj snopova manji, usled čega struktura izgleda „grublja“ (coarse). Sa opštim zaključcima Chang-a i Shih-a [98] slažu se i najnovija istraživanja kinetike nastanka ausferitnog ferita u ADI materijalima sprovedena od strane Meier *et. al.* [86], Grny *et. al.* [99], kao i Amran-a i saradnika [103, 104]. Zavisnost morfologije ausferita od brzine reakcije (brzine oslobađanja unutrašnje toplote) i temperature izotermne transformacije data je na slici 1.14 [98]. Kao što se može videti sa slike 1.14, pored uticaja temperature izotermne transformacije na morfologiju ausferitne mikrostrukture, značajan uticaj imaju i legirajući elementi. Uticaj legirajućih elemenata se ogleda preko uticaja na proces difuzije ugljenika i stabilizacije austenita [98, 99, 104, 105]. Na ovaj način se otežava u većoj ili manjoj meri proces izotermne transformacije austenita u ferit.

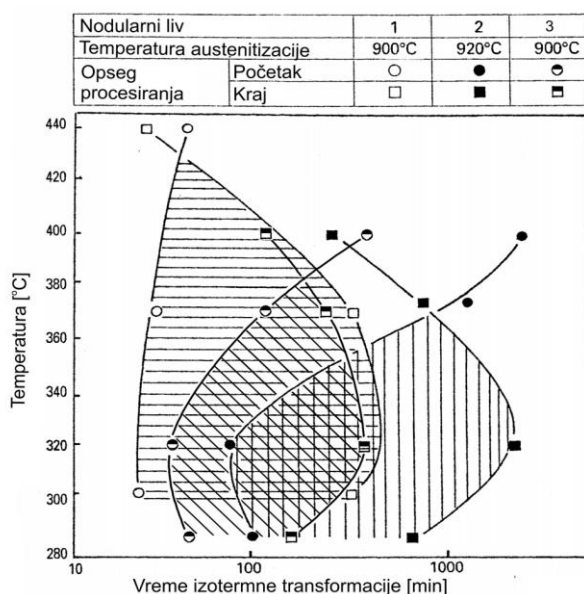


Slika 1.14 Zavisnost morfologije ausferita od brzine reakcije (brzine oslobađanja unutrašnje toplote) i temperature izotermne transformacije [98]

Pored istiskivanja ugljenika u zadržani austenit, dolazi i do nastanka različitih prelaznih ϵ , η , i χ karbida unutar feritnih snopova na svim temperaturama izotermne transformacije [76-78, 106-108]. Takođe, na nižim temperaturama izotermne transformacije izdvajaju se karbidi tipa Fe_3C tokom prvog stadijuma transformacije [78, 107, 109]. Međutim, količina karbida tokom prvog stadijuma transformacije je niska i ne utiče značajno na mehaničke osobine, čak može imati i pozitivan efekat u vidu ojačavanja i postizanja visokih vrednosti čvrstoće na nižim temperaturama transformacije.

Drugi stadijum izotermne transformacije otpočinje pri dužim vremenima zadržavanja, kada dolazi do transformacije ugljenikom obogaćenog austenita u termo-mehaničko stabilniji ferit i karbide. Nastanak velike količine karbida, posebno na graničnoj površini ferit/austenit, uz smanjenje količine zadržanog austenita u mikrostrukturi, ima za posledicu drastičan pad mehaničkih osobina [67, 76-79]. Proces raspada austenita na temperaturi izotermne transformacije je prvenstveno difuzionog karaktera [110-112], pri čemu do raspada lakše dolazi na višim temperaturama usled jače izražene difuzije ugljenika kao i zbog niže aktivacione energije [113]. Kao i u slučaju I stadijuma izotermne reakcije, uticaj legirajućih elemenata se ogleda preko uticaja na usporavanje procesa difuzije ugljenika [99, 104].

Iz prethodno navedenog proizilazi da najveći uticaj na izbor temperature i vremena izotermne transformacije imaju legirajući elementi. Oni definišu trenutak početka I i II stadijuma izotermne transformacije, kao i vreme potrebno za odvijanje pojedinih stadijuma. Legirajući elementi utiču i na povećanje ili smanjenje temperature izotermne transformacije na kojoj se dobijaju željene osobine. Pored toga, legirajući elementi segregiraju, lokalno menjajući hemijski sastav i dodatno usložnjavajući proces odvijanja izotermne transformacije. Iz tog razloga, veliki broj radova [50, 67, 74, 81, 83, 89, 91, 104, 114-120] je ispitivao uticaj legirajućih elemenata na proces austemperovanja ADI materijala, a samim tim i na njegove konačne mehaničke osobine. Sinergetski efekat različitih legirajućih elemenata na proces austemperovanja je najlakše uočiti preko posmatranja optimalnog opsega procesiranja, slika 1.15 [50, 92]. Kombinacije elemenata, Mn-Ni-Cu ili Mn-Ni-Mo odlažu početak prvog stadijuma i pogoduju stvaranju finih feritnih pločica, retko raspoređenih u osnovi zadržanog austenita. Pored toga, kombinacijom Cu i Ni [98] sa elementima koji segregiraju u međučelijskom prostoru, kao što su Mn i Mo [92, 105], postiže se uravnotežena izotermna transformacija po celom preseku.



Slika 1.15 Uticaj kombinacije legirajućih elemenata na opseg procesiranja ADI materijala nakon austenitizacije u trajanju od 2h [50, 92]:

NL 1: 3.60%C, 2.80%Si, **0.02%Mn**, **1.02%Ni**, -%Mo **0.90%Cu**, 0.04%Mg

NL 2: 3.52%C, 2.64%Si, **0.67%Mn**, -%Ni, **0.25%Mo**, **0.25%Cu**, 0.04%Mg;

NL 3: 3.50%C, 2.60%Si, **0.25%Mn**, **0.96%Ni**, **0.27%Mo**, **0.48%Cu**, 0.04%Mg;

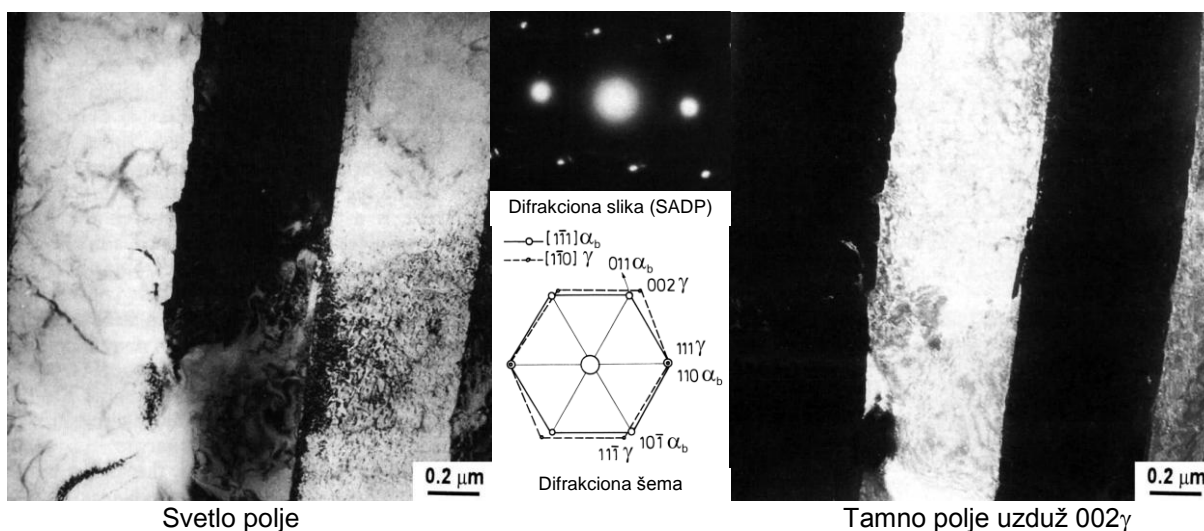
1.3.3 Mikrostruktura

Morfologija i sastav mikrostrukture ADI materijala direktno zavise od parametara austemperovanja (austenitizacije i izotermne transformacije). U zavisnosti od proizvedene mikrostrukture zavisice i mehaničke osobine. Pored toga, u zavisnosti od hemijskog sastava, potrebno je definisati odgovarajuće parametre austemperovanja kako bi se na kraju postigla željena mikrostruktura, a samim tim i konačne osobine ADI materijala. Iz tog razloga, u nastavku je dat pregled mogućih mikrostrukura kod ADI materijala.

Pod mikrostrukturom ADI materijala podrazumeva se mikrostruktura koja se sastoji iz grafitnih nodula i metalne osnove.

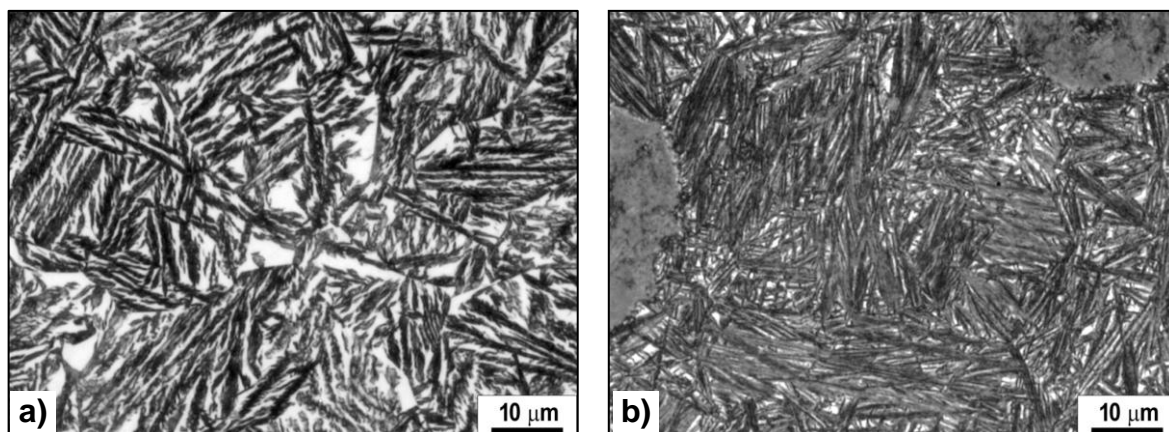
Opis morfologije grafita (stepen sferoidizacije, broj nodula veličina nodula i zapreminski udeo grafita), kao i njihov uticaj na osobine i proces dobijanja ADI materijal dat je u ranijim poglavljima (vidi 1.2 Nodularni liv - Grafit; i 1.3.1 Polazni nodularni liv - Mikrostruktura polaznog nodularnog liva) i neće se razmatrati ponovo, već će se pažnja posvetiti mikrostrukтури metalne osnove.

Mikrostruktura metalne osnove naziva se ausferit i nastaje tokom izotermne transformacije nodularnog liva. Ausferit se sastoji iz pločica ausferitnog ferita i zadržanog, izotermno transformisanog (ugljenikom visoko-obogaćenog, $1.8 \div 2.2\%C$), stabilnog austenita [48], slika 1.16. Ausferit je očekivana i poželjna mikrostruktura ADI-ja.



Slika 1.16 Ausferit - Mikrostruktura ADI materijala (TEM - Transmisioni elektronski mikroskop) [76]

Pločice ausferitnog ferita i zadržanog austenita formiraju snopove koje se nalaze u austenitnoj osnovi, slika 1.17. U zavisnosti od temperature izotermne transformacije, razlikuju se dve morfologije ausferita: i) pločasta morfologija sa širim i kraćim snopovima ausferitnog ferita (slika 1.17a) nastala u gornjem području izotermne transformacije (cca. $330 \div 400^\circ C$); ii) acikularna (igličasta) morfologija ausferita sa finijim i izduženim snopovima ausferitnog ferita (slika 1.29b) nastala u donjem području (cca. $250 \div 330^\circ C$).



Slika 1.17 Ausferitna mikrostruktura ADI materijala

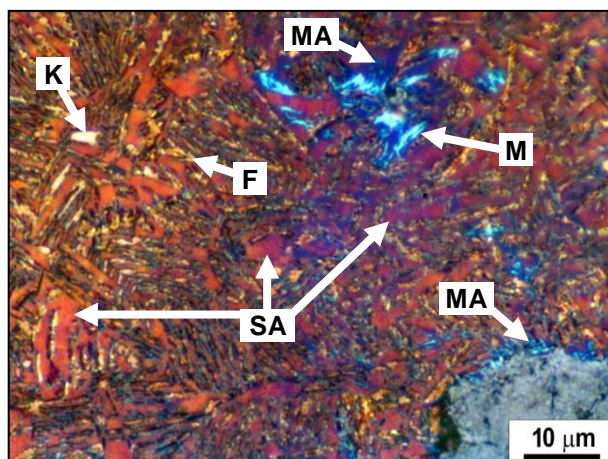
a) gornje područje izotermne transformacije; b) donje područje izotermne transformacije

U zavisnosti od sadržaja ugljenika u zadržanom austenitu razlikuju se tri tipa [48]:
 i) izotermno transformisani (ugljenikom visoko-obogaćenog, $1.8\div 2.2\%C$), stabilni austenit;
 ii) izotermno transformisani, (ugljenikom nisko-obogaćeni, $1.2\div 1.6\%$), metastabilni austenit; i
 iii) izotermno netransformisani (ugljenikom neobogaćeni, $0.6\div 1.2\%$) metastabilni austenit.

Metastabilni zadržani austeniti su u principu nepoželjne faze u ausferitnoj mikrostrukturi, jer se nakon hlađenja na sobnu temperaturu mogu transformisati u martenzit. Pod izotermno netransformisanim metastabilnim austenitom smatra se onaj zaostali austenit koji se nije dodatno obogatio ugljenikom tokom izotermne transformacije, već je zadržao početnu količinu ugljenika posle austenitizacije, od $0.6\div 1.2\%C$. Nakon hlađenja na sobnu temperaturu on se vrlo lako transformiše u martenzit. Izotermno transformisani (ugljenikom nisko-obogaćeni) metastabilni austenit je onaj austenit koji je učestvovao u izotermnoj transformaciji, dodatno se obogatio ugljenikom, ali u niskom procentu od $1.2\div 1.6\%C$. On je takođe nepoželjan, međutim on se tek pri niskim temperaturama ili pri mehaničkim naprezanjima (obrada rezanjem ili plastičnom deformacijom) transformiše u martenzit [121-127].

Izotermno transformisani metastabilni austenit je morfološki veoma sličan stabilnom austenitu i na svetlosnom mikroskopu ih je moguće razlikovati samo ako se primeni specijalna tehnika termičkog nagrizanja [108, 128-130]. Na slici 1.18, prikazan je izgled mikrostrukture jednog ADI materijala nakon termičkog bojenja: stabilni zadržani austenit (od crvene boje sa većim sadržajem ugljenika, preko bordo i ljubičaste do plave sa manjim sadržajem ugljenika), metastabilni zadržani austenit (plave do svetlo plave boje), ausferitni ferit (bež do oker-žute), martenzit (izrazito svetlo plave boje) i slobodni karbidi (bele boje).

Ferit nastao izotermnom transformacijom se naziva ausferitni ferit i u vidu pločica i snopova nalazi se u ausferitu pomešan sa zadržanim austenitom. Pored ausferitnog ferita u mikrostrukturi ADI materijal mogu da se jave i slobodni pro-eutektoidni ferit (slika 1.19) u vidu grube pločaste strukture i beinitni ferit.

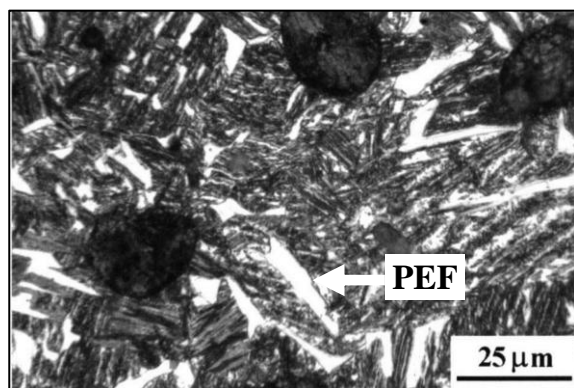


Slika 1.18 Mikrostruktura ADI materijala nakon termičkog bojenja: stabilni zadržani austenit (SA), metastabilni zadržani austenit (MA), ausferitni ferit (F), martenzit (M) i slobodni karbidi (K).

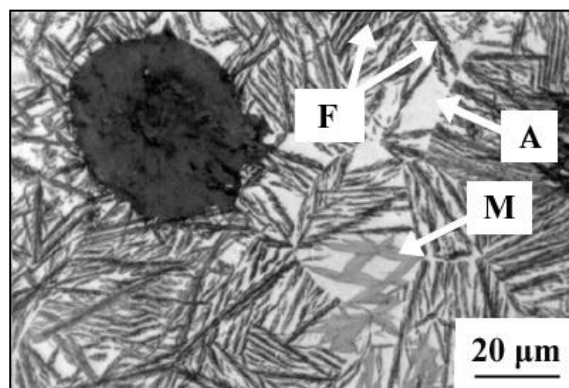
Pro-eutektoidni ferit nastaje prilikom podkritične, odnosno nepotpune austenitizacija [93-97], dok beinitni ferit nastaje kada se usled duge izotermne transformacije ausferit počne raspadati na beinitnu mikrostrukturu koja je sastavljena od karbida i beinitnog ferita [78, 118, 119]. Izgled ausferitnog ferita zavisi od temperature i vremena izotermne transformacije pri čemu se javlja dijapazon morfologija od acikularne (fino igličaste) pa sve do pločaste.

Martenzit se takođe može nalaziti u mikrostrukturi ADI materijala. Martenzit nastaje pri kratkim vremenima izotermne transformacije ili usled transformacije metastabilnog austenita izloženog mehaničkim naprezanjima ili niskim temperaturama [39, 124, 125, 131-134], slika 1.20.

Slobodni karbidi (slika 1.18) ostaju prisutni u strukturi ako su bili prisutni i u početnom nodularnom livu, a vreme i temperatura austenitizacije nije bila dovoljna da ih u potpunosti razloži. Perlit se javlja ako brzina hlađenja nakon austenitizacije nije bila dovoljno velika ili kod masivnih komada u centralnom delu gde je brzina hlađenja takođe smanjena, odnosno materijal ima malu prokaljivost.



Slika 1.19 Ausferitna mikrostruktura ADI materijala sa pro-eutektoidnim feritom (PEF-bela područja) [97]

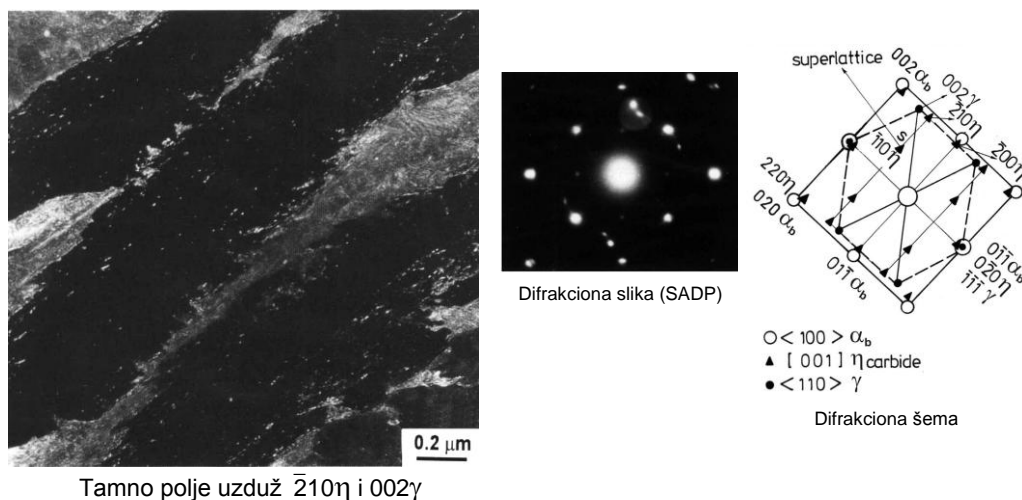


Slika 1.20 Mikrostruktura ADI materijala sa prisutnim martenzitom (M) [39]

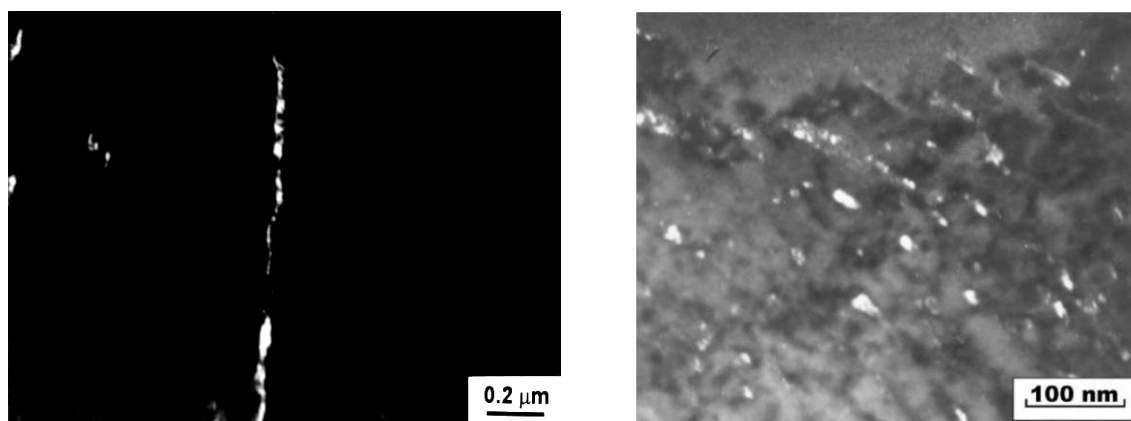
U zavisnosti od parametara austemperovanja, može doći i do izlučivanja prelaznih karbida. Povećanjem vremena transformacije dolazi do izlučivanja ortorombičnog η -karbida u ausferitnom feritu [76, 77, 106, 110], slika 1.21.

Dalje povećanje vremena izotermne transformacije izaziva razlaganje ugljenikom obogaćenog austenita i stvaranje χ -karbida, kao nepoželjne faze, na graničnoj površini ausferitni ferit/zadržani austenit, slika 1.22 [76, 77, 108, 110, 135].

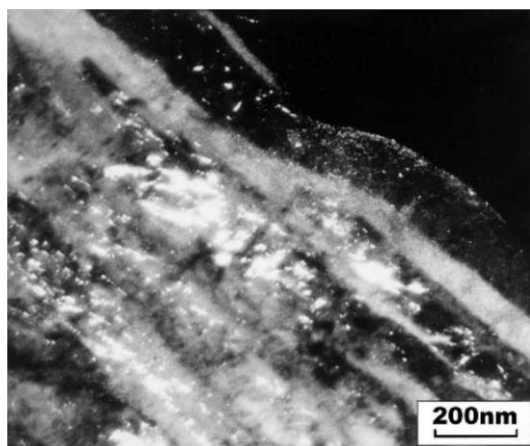
Pri nižim temperaturama izotermne transformacije, na 300°C i 250°C, u trajanju od 1÷3h, uočeno je prisustvo ε -karbida unutar ausferitnog ferita (slika 1.23) i karbida tipa cementita Fe_3C (slika 1.24), respektivno [76, 77, 108, 110, 132].



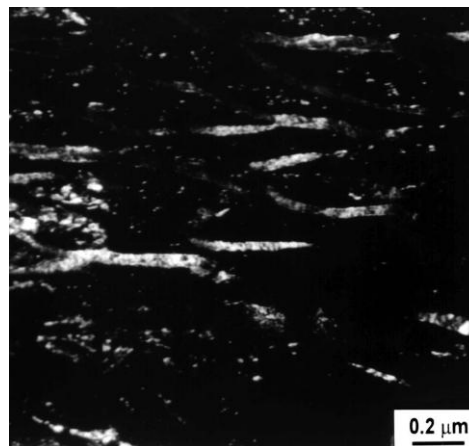
Slika 1.21 η - karbidi u nelegiranom ADI materijalu [76]



Slika 1.22 χ - karbidi: a) slika duž $(402)\chi$ refleksije kod ADI materijala (350°C/2h) [108];
 b) slika duž $(\bar{4}01)\chi$ refleksije kod ADI materijala (315°C/2h) [110]



Slika 1.23 ϵ - karbidi u legiranom ADI materijalu (315°C/2h) [110]



Slika 1.24 Fe_3C - karbidi u nelegiranom ADI materijalu (250°C/3h) [108]

1.3.4 Stabilnost zadržanog austenita

Transformacija visoko temperaturnog austenita u ausferitni ferit i zadržani austenit, odnosno u njihovu smešu - ausferit, predstavlja osnovu na kojoj se zasniva dobijanje ADI materijala sa kombinacijom izvanrednih mehaničkih osobina. Prvi stadijum transformacije, na izotermnoj temperaturi, predstavlja nastanak ausferitnog ferita bezdifuzionim procesom (poput nastanka martenzita) putem mehanizma smicanja [75, 99, 100, 102], dok je dalji rast nastalih pločica i stvaranje snopova ausferitnog ferita uslovljeno difuzijom ugljenika [98, 99]. Tokom nastanka ausferitnog ferita, ugljenik biva istisnut u okolni austenit, gde u kombinaciji sa elementima koji otežavaju formiranje karbida (kao što su silicijum ili aluminijum) stabilise austenit na sobnoj temperaturi. U donjem području izotermne transformacije nastaje niža količina zadržanog austenita visoko-obogaćenog ugljenikom, dok u gornjem području nastaje veća količina zadržanog austenita, ali sa nižim procentom ugljenika [50, 72, 86, 101, 104, 136].

U slučaju da je stabilnost zadržanog austenita narušena, dolazi do njegove transformacije, raspada ausferitne mikrostrukture i konačnog narušavanja mehaničkih osobina. Iz ovoga proizilazi da je za zadržavanje željenih mehaničkih osobina ADI materijala, stabilnost zadržanog austenita od presudnog značaja. I dok je prvi stadijum izotermne reakcije detaljno proučavan, mehanizmu transformacije zadržanog austenita je posvećena mnogo manja pažnja.

Transformacija zadržanog austenita može da se odvija pri različitim temperaturnim, vremenskim i naponskim uslovima, tako da razlikujemo:

- i) transformaciju na izotermnoj temperaturi (II stadijum izotermne transformacije) ili na temperaturama većim od izotermne (žarenje);
- ii) transformaciju usled dejstva napona ili plastične deformacije; i
- iii) transformaciju na temperaturama nižim od sobne.

Ove transformacije ne moraju da budu negativne, već naprotiv mogu da dovedu i do poboljšanja određenih osobina.

Transformacija na izotermnoj temperaturi (II stadijum izotermne transformacije) ili na temperaturama većim od izotermne (žarenje)

Nakon postizanja optimalnog opsega procesiranja, pri dužim vremenima izotermne transformacije, otpočinje drugi stadijum transformacije i dolazi do raspada zadržanog austenita na ravnotežni ferit i karbide. Do ove transformacije doći će i ako se ADI ponovo zagreje na temperaturu izotermne transformacije i time nastavi proces koji je prekinut hlađenjem na sobnu temperaturu, kao i u slučaju zagrevanja na temperature više od izotermne (žarenje).

Smatra se da na temperaturama izotermne transformacije do raspada austenita dolazi usled taloženja različitih prelaznih karbida i konačno cementita, ali bez učešća supstitucijskih i atoma železa [75, 137]. Mehanizam uključuje difuziju ugljenika, ali ne i ostalih atoma. Nukleacija karbida je prvenstveno smicajnog karaktera. Takođe, taloženje može da se ostvari u uslovima gde je brzina difuzije železa i rastvorenih atoma mnogo manja u odnosu na brzinu taloženja [137]. Do taloženja karbida može doći na graničnoj površini ferit/austenit i eventualno unutar tankog filma zadržanog austenita [109]. Usled nastanka karbida, zadržani austenit se osiromašuje ugljenikom, gubi svoju stabilnost i transformiše u ferit.

Na temperaturama većim od temperature izotermne transformacije ADI materijala, proces raspada austenita je ubrzan. Stvaranje karbida je takođe praćeno mehanizmom smicanja, ali i difuzijom [110, 111, 112]. Sa povećanjem temperature žarenja prelazni karbidi ϵ i η uočeni na sobnoj temperaturi nestaju i u mikrostrukтури su prisutni siliko-karbidi i cementit [110, 112].

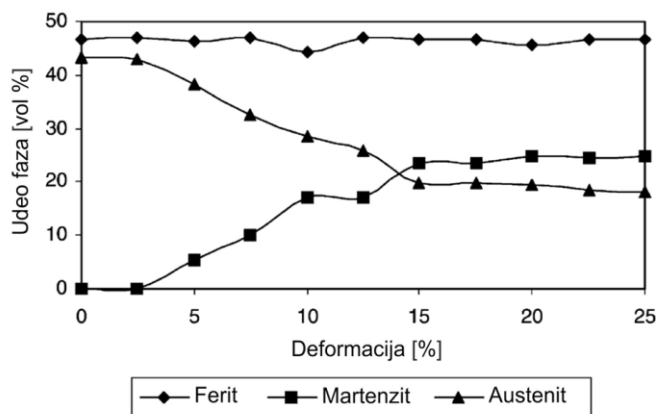
Transformacija usled dejstva napona ili plastične deformacije

Zadržani austenit se može transformisati i u martenzit ako je ADI materijal izložen dejstvu napona ili plastične deformacije. Taj mehanizam je poznat pod nazivom TRIP mehanizam - Transformation Induced Plasticity. Pored transformacije austenita u martenzit, od strane Aranzabal *et. al.* [131, 133] i Kobayashi-ja [138, 139] uočeno je i stvaranje dvojnika u austenitu usled plastične deformacije. Martenzit prvenstveno nastaje na aktivnim ravnima dvojnikanja, kao dvojnikovani martenzit. Takođe, u pojedinim slučajevima dolazi do nastanka martenzita i na preseku dvojnika i tada martenzita nije dvojnikovani, nego martenzit koji je nastao mehanizmom klizanja [131]. Mehanizam nastanka martenzita u ADI materijalu je sličan mehanizmu u austenitnim čelicima [140-142].

U zavisnosti od delovanja napona i deformacije razlikuju se dva slučaja pojave TRIP mehanizma: SITRAM (Strain Induced Transformation) - kada je transformacija nastala prvenstveno usled deformacije; i SATRAM (Stress Assisted Transformation) - kada transformacija nastaje prvenstveno usled smicajnog naprežanja izazvanog spoljnim dejstvom napona [125, 134].

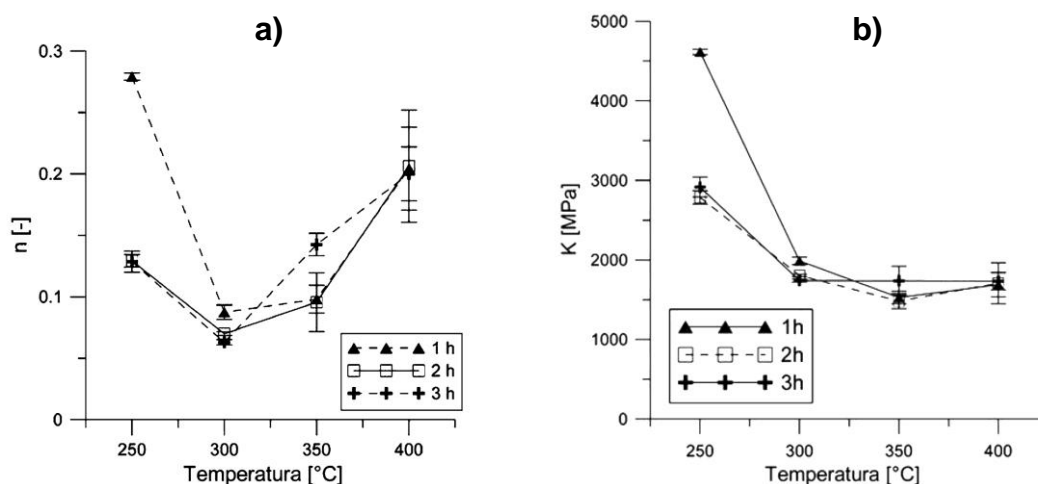
Do nastanka martenzita u ADI materijalu lakše dolazi u metastabilnom zadržanom austenitu čija je stabilnost manja usled manjeg sadržaja ugljenika (1.2÷1.6%C) u odnosu na stabilni zadržani austenit [123, 143]. Legirajući elementi, takođe mogu da otežaju ili olakšaju transformaciju zadržanog austenita u martenzit u zavisnosti da li više ili manje stabilišu zadržani austenit [127]. Druschitz *et. al.* [144] su utvrdili da visok ili nizak sadržaja nikla uz

nizak mangan (manji od cca. 0.3%) povećavaju stabilnost, dok visok mangan (veći od cca. 0.9%) uz nizak nikel (<0.5%) olakšavaju transformaciju u martenzit. Primer promena sadržaja austenita i martenzita sa stepenom deformacije za ADI materijal legiran sa 0.80%Cu, 0.23%Mo i 0.39%Ni, austenitizovan na 920°C/80 min i izotermno transformisan na 400°C/90 min prikazana je na slici 1.25 [124]. Slična promena udela austenita i martenzita prilikom deformacije je uočena i u drugim radovima [123, 126].



Slika 1.25 Promena udela faza u zavisnosti od stepena deformacije [124]

Smatra se da nastanak martenzita većinom ima povoljan uticaj na mehaničke osobine ADI materijala. Usled nastanka martenzita dolazi do porasta indeksa deformacionog ojačavanja, odnosno materijal postaje jači, slika 1.26 [126]. Takođe, transformacija zadržanog austenita u površinskom sloju u martenzit, povećava otpornost prema habanju [145-149], kao i otpornost prema kavitaciji [121, 122]. Međutim, velike količine martenzita smanjuju energiju udara i žilavost loma materijala [80, 132, 133, 138, 139].



Slika 1.26 Uticaj temperature izotermne transformacije na: a) indeks deformacionog ojačavanja - n ; b) koeficijent čvrstoće - K [126]

Transformacija na temperaturama nižim od sobne

Obogaćivanje zadržanog austenita ugljenikom tokom izotermne transformacije omogućuje postizanje njegove stabilnosti snižavanjem temperature na kojoj se odvija martenzitna reakcija - M_s [134]. Međutim, ako se ADI materijal podhladi ispod sobne temperature, moguće je dostići transformaciju i verovatno je da će doći do nastanka martenzita. Kao i u prethodnom slučaju, kada martenzit nastaje TRIP mehanizmom, njegov efekat na mehaničke osobine može da bude negativan ili pozitivan.

Već je više puta rečeno da stabilnost zadržanog austenita zavisi od njegovog obogaćivanja ugljenikom, kao i od legirajućih elemenata. Ova stabilnost na niskim temperaturama se može izraziti preko temperature M_s koja je za nelegirani ADI materijal data u radu [134], kao:

$$M_s[^\circ\text{C}] = 400 - 260C_\gamma - 33\text{Mn}\% \quad (1.1)$$

i temperature završetka martenzitne deformacije - M_f navedene kao:

$$M_f[^\circ\text{C}] = 250 - 620C_\gamma \quad (1.2)$$

gde je C_γ - sadržaj ugljenika u zadržanom austenitu [mas. %], a $\text{Mn}\%$ - procenat mangana u ADI materijalu [mas. %].

Ako se izračunaju temperature M_s i M_f za očekivane vrednosti sadržaja ugljenika kod stabilnog i metastabilnog zadržanog austenita (tabela 1.3) može se uočiti da se sa povećanjem sadržaja ugljenika u zadržanom austenitu snižava temperatura transformacije. Kod sadržaja ugljenika većeg od 1.4% postiže se stabilnost na sobnoj temperaturi. Pored toga, može se uočiti da su izračunate temperature M_f manje od apsolutne nule što sugeriše da se martenzitna transformacija ne može u potpunosti završiti, već da se samo jedan deo zadržanog austenita transformiše u martenzit.

Tabela 1.3 Zavisnost temperature M_s i M_f od sadržaja ugljenika u zadržanom austenitu kod nelegiranog ADI materijala sa 0.35%Mn

C_γ [%]	1.2	1.4	1.6	1.8	2.0	2.2
M_s [°C]	76	24	-28	-80	-132	-184
M_f [°C]	-494	-618	-742	-866	-990	-1114

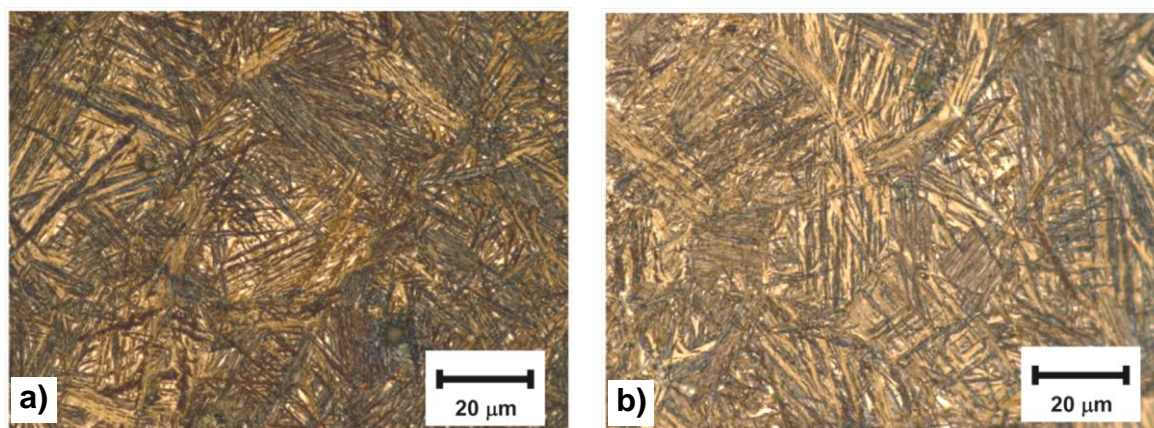
Samo manji broj radova je istraživao transformaciju zadržanog austenita na sniženim temperaturama, među kojima treba izdvojiti starije radove Dorazil-a *et. al.* [150], Kobayashi-ja *et. al.* [138, 139], noviji Gregorutti-ja *et. al.* [134], i najnovija istraživanja iz 2015. godine od strane Panneerselvam-a *et. al.* [125].

U prvim istraživanjima Dorazil-a *et. al.* [150] uočen je pad količine zadržanog austenita u mikrostrukturi ADI materijala izotermno transformisanog u gornjem području (400°C) za vrednost od 6% sa smanjenjem temperature od +20 na -120°C. Pretpostavljeno je da je smanjenje uzrokovano nastankom martenzita, ali prisustvo martenzita nije metalografski potvrđeno. Takođe, uočeno je povećanje napona tečenja sa snižavanjem temperature što je isto pripisano nastanku martenzita koji je doveo do ojačavanja materijala.

Slično ojačavanje, odnosno povećanje napona tečenja, ali i izduženja sa sniženjem temperature su saopštili i Kobayashi-ja *et. al.* [138, 139]. Međutim, ojačavanje i povećanje izduženja je povezano sa stvaranjem dvojnika u austenitu, kao prelaznog stadijuma u formiranju martenzita. Stvaranje dvojnika u zadržanom austenitu je uočeno u temperaturnom intervalu cca. -50 do -150°C i zavisi od hemijskog sastava ADI materijala.

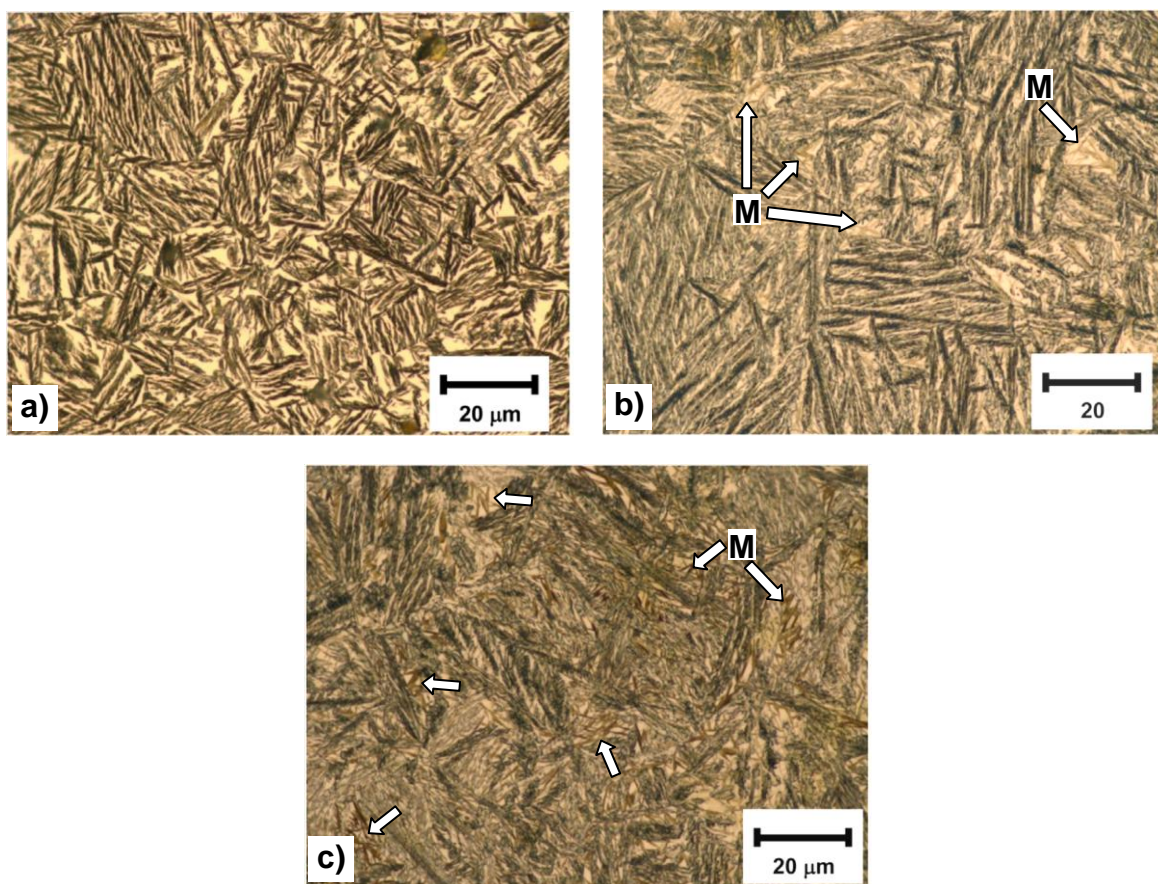
Gregorutti-ja *et. al.* [134] su nesumnjivo ustanovili prisustvo martenzita kod nelegiranog ADI materijala nakon hlađenja na temperaturu od -196°C u trajanju od 1h. Identifikacija martenzita je izvršena na nenagriženim uzorcima pomoću kosog osvetljenja (reljefna slika). Martenzit je uočen u zonama koje su poslednje očvrsle, takozvane LTF zone (Last to Freeze zones), odnosno u međuprostoru između nodula. Najveće prisustvo martenzita je konstatovano za ADI materijale izotermno transformisane na $400^{\circ}\text{C}/1\text{h}$, dok je malo martenzita uočeno kod ADI-ja $950^{\circ}\text{C}/1\text{h}-260^{\circ}\text{C}/1\text{h}$, a martenzit nije uočen kod ADI-ja $870^{\circ}\text{C}/1\text{h}-260^{\circ}\text{C}/1\text{h}$. Međutim, rezultati određivanja količine zadržanog austenita putem difrakcije x-zraka su nekonzistentni. Značajno smanjenje udela zadržanog austenita od 6.1% je izmereno samo za ADI materijal $950^{\circ}\text{C}/1\text{h}-400^{\circ}\text{C}/1\text{h}$. U ostalim slučajevima pad je manji od cca. 2%, dok je kod $870^{\circ}\text{C}/1\text{h}-260^{\circ}\text{C}/1\text{h}$ izmeren čak i porast od 2.6% što je pripisano eksperimentalnom rasipanju rezultata.

Najnovija istraživanja Panneerselvam-a, Putatunda-e i dr. [125], su potvrdila da nakon izlaganja legiranog ADI materijala sniženim temperaturama od -150°C tokom 4 časa, dolazi do smanjenja količine zadržanog austenita u mikrostrukturi. Smanjenje je najviše izraženo za ADI materijale izotermno transformisane u donjem području, odnosno na temperaturama od 260 i 288°C i iznosi 7.8 i 8.3%, respektivno. Preciznije, kod navedenih ADI materijala nakon izlaganja temperaturi od -150°C u mikrostrukturi više nema zadržanog austenita. Autori su pretpostavili da se sav zadržani austenit transformisao u martenzit, međutim priložene slike mikrostrukture ne podržavaju izneti zaključak, slika 1.27. Veoma je teško uočiti martenzit na priloženim slikama koje se značajno ne razlikuju u odnosu na početno stanje, usled čega se može podjednako pouzdano pretpostaviti da se zadržani austenit razložio na smešu ferita i karbida. Šta više, na slici 1.27 i dalje se može videti malo prisustvo zadržanog austenita u vidu svetlih, ne nagriženih područja. Na osnovu ovoga, može se reći da se broičani rezultati difrakcije x-zraka i mikrostruktura u navedenom radu ne slažu.



Slika 1.27 Mikrostruktura ADI materijala nakon kriogenog tretmana od 4h na -150°C :
a) izotermno transformisan na 260°C ; b) izotermno transformisan na 288°C [125]

Prilikom transformacije u gornjem izotermnom području (371, 385 i 399°C), isti autori [125], takođe konstatuju da dolazi do smanjenja količine zadržanog austenita nakon izlaganja uzoraka sniženoj temperaturi. Kod ADI materijala izotermno transformisanog na 371°C, količina zadržanog austenita opada sa 31.1% na 25.3% (pad od 5.8%); dok kod ADI transformisanog na 385°C, opada sa maksimalnih 32.7% na 24.4% (pad od 8.3%). U slučaju ADI-ja transformisanog na 399°C, javlja se drugi stadijum izotermne reakcije i početna vrednost je smanjena u odnosu na maksimalnih 32.7% (385°C) na 23.3%, i potom dodatno smanjena nakon kriogenog tretmana na 21.2% (pad od 2.1%). Međutim, ponovo se na date rezultate treba kritički osvrnuti i uočiti neusaglašenost sa priloženim slikama mikrostrukture, slika 1.28. Martenzit nije uočljiv pri transformaciji na 371°C iako je količina zadržanog austenita opala za 5.8%, slika 1.28a. Manja količina martenzita je prisutna u mikrostrukтури ADI-ja transformisanog na 385°C gde je zabeleženo najveće smanjenje zadržanog austenita od 8.3%, slika 1.28b. S druge strane, najveće prisustvo martenzita, po celoj površini posmatranog uzorka, je kod ADI materijala transformisanog na 399°C, iako je smanjenje zadržanog austenita samo 2.1%, slika 1.28c.



Slika 1.28 Mikrostruktura ADI materijala nakon kriogenog tretmana od 4h na -150°C :

a) izotermno transformisan na 371°C ; b) izotermno transformisan na 385°C ;

c) izotermno transformisan na 399°C [125]

(Napomena: radi lakšeg uočavanja martenzita, strelice i oznake M su dodate od strane autora disertacije)

Ova kritička analiza je u skladu sa datim mehaničkim osobinama [125], gde dolazi do porasta napona tečenja, zatezne čvrstoće i tvrdoće, a smanjenja izduženja nakon kriogenog tretmana kod uzoraka gde je uočen martenzit (385 i 399°C). Odnosno, do pada žilavosti loma kod velike količine martenzita u uzorku izotermno transformisanom na 399°C. Kod drugih uzoraka nema značajne promene mehaničkih osobina pre i posle kriogenog tretmana [125].

Sumiranjem pregleda dosadašnjih istraživanja stabilnosti zadržanog austenita na sniženim temperaturama može se ustanoviti da se zadržani austenit samo delimično transformiše u martenzit i to prvenstveno kada je u mikrostrukturi prisutna veća količina metastabilnog zadržanog austenita, odnosno nakon izotermne transformacije u gornjem području [125, 134, 150]. Povećana količina martenzita smanjuje izduženje i žilavost ADI materijala, a povećava čvrstoću i tvrdoću [125, 134, 150]. Povećanje količine martenzita u mikrostrukturi je manje od pada količine zadržanog austenita, što sugeriše da se deo zadržanog austenita, pored u martenzit, verovatno transformisao i u smešu ferita i karbida [125].

1.3.5 Standardizacija

Standardizacija mehaničkih osobina je jedna od polaznih pretpostavki široke i lake primene ADI materijala u praksi. Na osnovu standardnih vrednosti moguće je definisati standardni opseg procesiranja u kome se dobijaju osobine koje zadovoljavaju postavljene standarde, kao što je opisano u radu Rajnović *et. al.* [119].

Još na početku razvoja ADI materijala uočena je potreba za standardizacijom. Prvi standard je američki standard ASTM A897-90 iz 1990.g. Nova, revidirana verzija ASTM A897M-06 je donešena 2006.g, kada je uvedena nova klasa dvofaznog ADI materijala 750/500/11, tabela 1.4.

Nedugo zatim, usaglašena je i evropska norma EN 1564:1997 iz 1997.g., koja je prihvaćena i u R. Srbiji kao SRPS EN 1564:2005, tabela 1.5. Međutim, uočeno je da su definisane klase ADI materijala po EN 1564:1997 previše uopštene i neusaglašene sa ASTM i ISO standardom. Stoga, izvršena je revizija 2011.g. i definisan standard EN 1564:2011 (SRPS EN 1564:2013), tabela 1.6. Verzija EN 1564:2011 je u velikoj meri usaglašena sa standardom ISO 17804:2005, tabela 1.7.

Iz tabela se može videti da postoji razlika u klasifikaciji ADI materijala. ASTM standard je kompleksniji, propisuje 6 klasa na osnovu zateznih karakteristika, energije udara epruveta bez zarezata i Brinelove tvrdoće; dok EN i ISO definišu 5 klasa na osnovu zateznih karakteristika i još 2 klase na osnovu zateznih karakteristika i Brinelove tvrdoće. Takođe, mehaničke karakteristike pojedinih klasa se razlikuju, a za razliku od EN i ISO, ASTM propisuje i minimalnu energiju udara na epruvetama bez zarezata.

Tabela 1.4 Klase ADI materijala prema ASTM A897M-06

Oznaka materijala		Zatezna čvrstoća, min. [MPa]	Napon tečenja, min. [MPa]	Izduženje, min. [%]	Energija udara (bez. zarez) min. [J]	Tipična tvrdoća po Brinelu HB
Brojčana	Prethodno uobičajeni naziv					
750/500/11		750	500	11	110	241 – 302
900/650/09	Grade 1	900	650	9	100	269 – 341
1050/750/07	Grade 2	1050	750	7	80	302 – 375
1200/850/04	Grade 3	1200	850	4	60	341 – 444
1400/1100/02	Grade 4	1400	1100	2	35	388 – 477
1600/1300/01	Grade 5	1600	1300	1	20	402 - 512

Tabela 1.5 Klase ADI materijala prema SRPS EN 1564:2005 (povučen)

Oznaka materijala		Zatezna čvrstoća, R_m [MPa], min.	Konvencionalni napon tečenja, $R_{p0.2\%}$ [MPa], min.	Izduženje A, [%] min.
Slova	Brojčana			
EN-GJS-800-8	EN-JS1000	800	500	8
EN-GJS-1000-5	EN-JS1100	1000	700	5
EN-GJS-1200-2	EN-JS1120	1200	850	2
EN-GJS-1400-1	EN-JS1130	1400	1100	1

Tabela 1.6 Klase ADI materijala prema SRPS EN 1564:2013 (objavljen)

Oznaka materijala		Zatezna čvrstoća, R_m [MPa], min.	Konvencionalni napon tečenja, $R_{p0.2\%}$ [MPa], min.	Izduženje A, [%] min.	Tvrdoća po Brinelu HB
Slova	Brojčana				
EN-GJS-800-10	5.3400	800	500	10	
EN-GJS-900-8	5.3402	900	600	8	
EN-GJS-1050-6	5.3403	1050	700	6	
EN-GJS-1200-3	5.3404	1200	850	3	
EN-GJS-1400-1	5.3405	1400	1100	1	
EN-GJS-HB400	5.3406	1400	1100	1	min 400
EN-GJS-HB450	5.3407	1600	1300	-	min 450

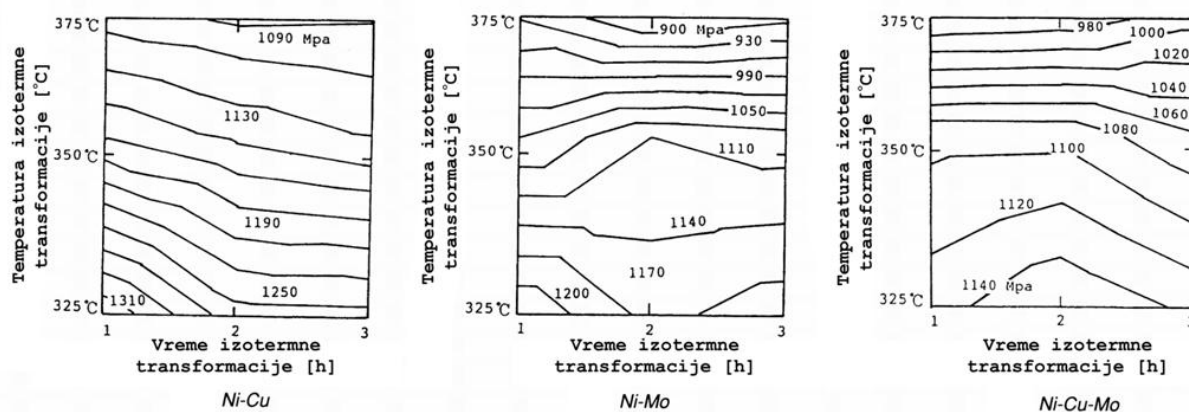
Tabela 1.7 Klase ADI materijala prema ISO 17804:2005

Oznaka materijala		Zatezna čvrstoća, R_m [MPa], min.	Konvencionalni napon tečenja, $R_{p0.2\%}$ [MPa], min.	Izduženje A, [%] min.	Tvrdoća po Brinelu HB
Slova	Brojčana				
JS/800-10	5.3400	800	500	10	
JS/900-8	5.3402	900	600	8	
JS/1050-6	5.3403	1050	700	6	
JS/1200-3	5.3404	1200	850	3	
JS/1400-1	5.3405	1400	1100	1	
JS/HBW400	5.3406	1400	1100	1	min 400
JS/HBW450	5.3407	1600	1300	-	min 450

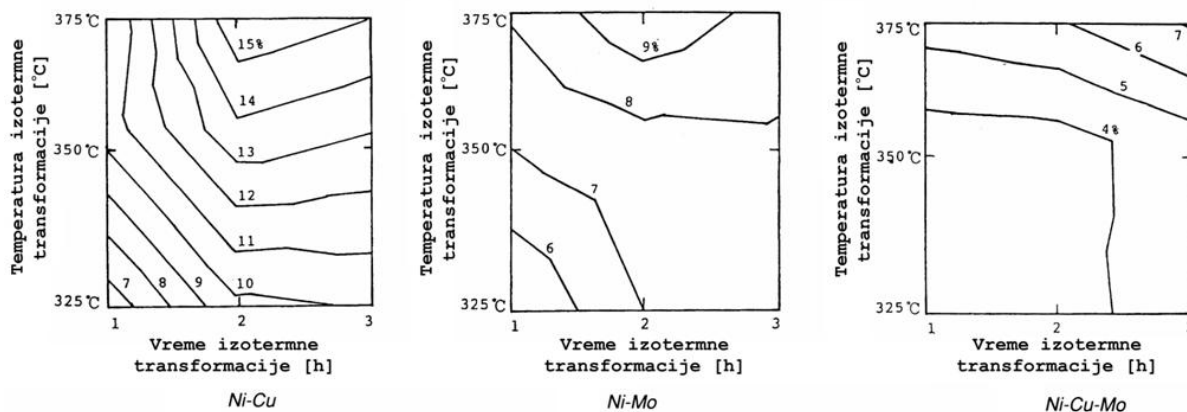
1.3.6 Mehaničke karakteristike

ADI materijali se odlikuju izvanrednom kombinacijom mehaničkih osobina koje prvenstveno zavise od mikrostrukture, tj od vrste i količine pojedinih faza, kao i njihove morfologije. Mikrostruktura, a samim tim i mehaničke osobine se kontrolišu pravilnim izborom parametara austemperovanja, hemijskog sastava i morfologije grafita. Najuticajniji parametar koji utiče na mehaničke osobina ADI materijala je temperatura izotermne transformacije [55, 64, 80, 83, 92, 151]. Transformacijom na višim temperaturama (cca. 330–400°C) ostvaruje se visoka duktilnost i žilavost, ali manja čvrstoća i tvrdoća. S druge strane, transformacijom na nižim temperaturama (cca. 250–330°C) ostvaruje se visoka čvrstoća, tvrdoća i otpornost na habanje, ali manja žilavost. Odnosno, mehaničke osobine zavise od ostvarene mikrostrukture koja na višim temperaturama izotermne transformacije sadrži veću količinu zadržanog austenita, što pogoduje žilavosti, dok na nižim temperaturama imamo finiju mikrostrukturu (fine iglice ausferitnog ferita, gusto složene), sa manje zadržanog austenita, što pogoduje čvrstoći i tvrdoći. U slučaju, da se u mikrostrukтури javi martenzit (niže temperature i kratka vremena izotermne transformacije) ili metastabilni austenit (više temperature izotermne transformacije), tada se ADI materijal odlikuje povećanom tvrdoćom i otpornošću na habanje.

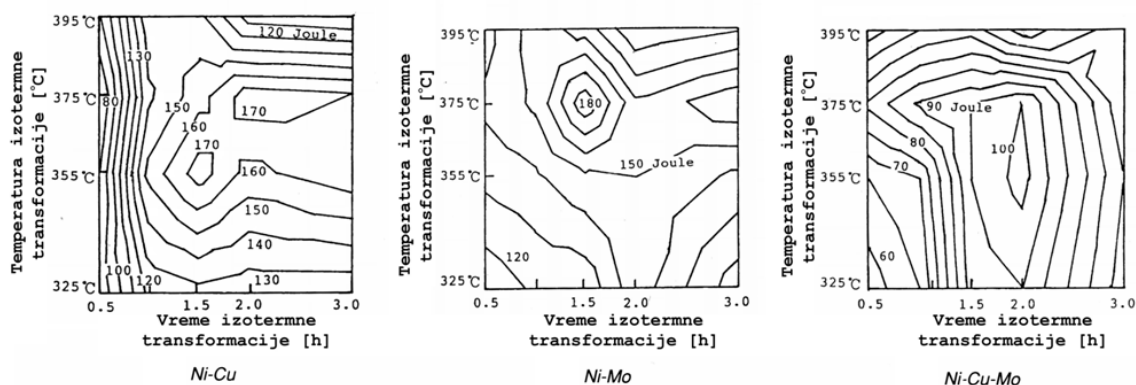
Primer promene čvrstoće i izduženja u zavisnosti od parametara austemperovanja za različite ADI materijale je prikazan na slici 1.29 i 1.30, respektivno [55]. Ti rezultati, kao i rezultati drugih istraživanja [55, 56, 64, 67, 92, 133, 152-154], pokazuju da zatezna čvrstoća i napon tečenja opadaju sa porastom temperature izotermne transformacije, dok vreme izotermne transformacije nema značajan uticaj. U slučaju da je vreme transformacije prekratko (I stadijum nije u potpunosti završen) u mikrostrukтури može da nastane martenzit ili ako je vreme duže od optimalnog (otpočeo II stadijum izotermalne transformacije) u mikrostrukтури dolazi do izdvajanja karbida. Tada, duktilnost drastično opada što se ogleda i u padu izduženja. Izduženje, generalno pokazuje suprotan trend od čvrstoće, tj. na višim temperaturama izotermne transformacije je veće, a na nižim manje. Takođe, kod izduženja pojavljuje se maksimum ili plato nakon koga dolazi do pada vrednosti. Istraživanje duktilnosti ADI materijala je određeno preko energije udara na epruvetama bez zareza, kao i preko žilavosti loma K_{IC} . Rezultati su pokazali da postoji optimalna oblast vremena i temperature izotermne transformacije u kojoj se postižu maksimalne vrednosti energije udara. Primer izgleda ove oblasti dat je na slici 1.31 [55]. Poput izduženja, energija udara je jače osetljiva na izlučivanje karbida, tako da ADI materijal izvan optimalne oblasti postaje vrlo brzo krt [119, 154-156].



Slika 1.29 Konturne mape zatezne čvrstoće legiranih ADI materijala (austenitizovanih na 900°C/2h) u zavisnosti od temperature i vremena izotermne transformacije [55]
Ni-Cu: 3.65% C, 2.76% Si, 0.36% Mn, 0.90% Ni, 0.60% Cu, -% Mo, 0.045% Mg
Ni-Mo: 3.70% C, 2.54% Si, 0.30% Mn, 0.85% Ni, 0.03% Cu, 0.30% Mo, 0.030% Mg
Ni-Cu-Mo: 3.76% C, 2.50% Si, 0.32% Mn, 0.87% Ni, 0.56% Cu, 0.28% Mo, 0.039% Mg



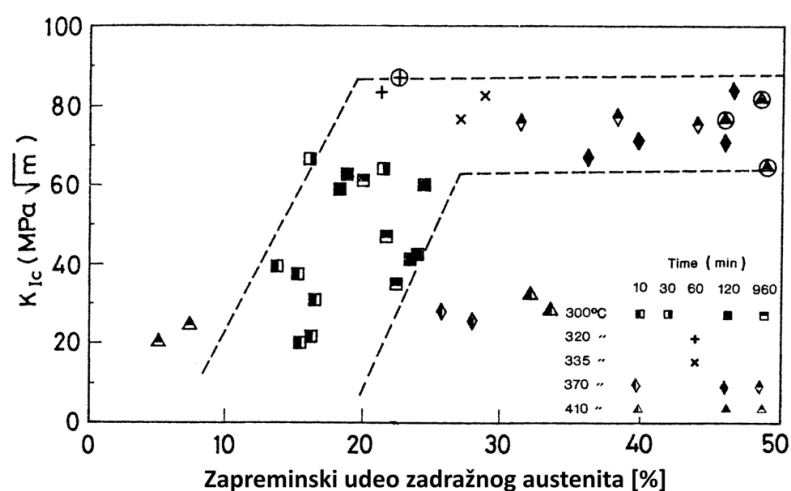
Slika 1.30 Konturne mape izduženja legiranih ADI materijala (hemijskog sastava kao na slici 1.29 i austenitizovanih na 900°C/2h) u zavisnosti od temperature i vremena izotermne transformacije [55]



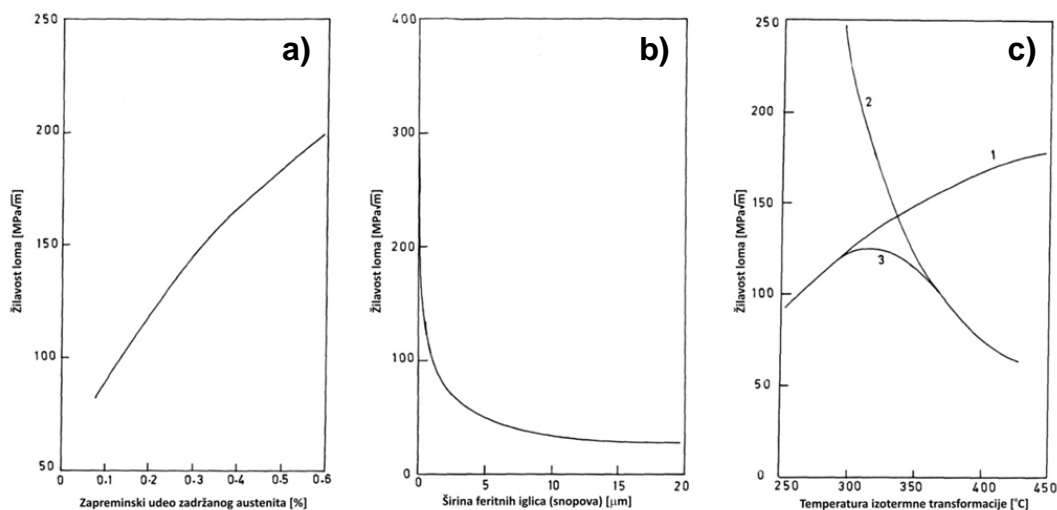
Slika 1.31 Konturne mape energije udar legiranih ADI materijala (hemijskog sastava kao na slici 1.29 i austenitizovanih na 900°C/2h) u zavisnosti od temperature i vremena izotermne transformacije [55]

Najznačajnija istraživanja žilavosti loma ADI materijala su sprovedi Kobayashi *et. al.* [57, 138, 139], Aranzabal *et. al.* [131-133], Rao i Putatunda [157-161], kao i drugi autori [80, 125, 162, 163]. Žilavost loma K_{IC} je dostigla vrednost i od 88 MPam^{-1/2} [133], dok se obično postignute vrednosti kreću u dijapazonu od 60÷85 MPam^{-1/2} u slučaju žilavih ADI

materijala. Opseg vrednosti žilavosti loma, kao i njihova zavisnost od zapreminskog udela zadržanog austenita data je na slici 1.32. Aranzabal *et. al.* [132, 133] su uočili da nakon početnog rasta vrednosti K_{IC} sa porastom količine zadržanog austenita, dolazi do zasićenja i dalje stagnacije vrednosti K_{IC} . To su potvrdili i Bayati i Elliott [80]. Zapravo, do zasićenja dolazi na oko 25 % zadržanog austenita [80, 133]. Aranzabal *et. al.* [132, 133] su zaključili da je ovo posledica transformacije usled opterećenja metastabilnog, ugljenikom nisko-obogaćenog, zadržanog austenita u martenzit (TRIP mehanizam). TRIP mehanizam je intenzivnije izražen kada je ADI materijal izotermno transformisan na višim temperaturama, jer tada nastaje veća količina zadržanog austenita koji je manje obogaćen ugljenikom u odnosu na zadržani austenit nastao na nižim temperaturama transformacije.



Slika 1.32 Žilavosti loma K_{IC} legiranog ADI materijala (3.9% C, 2.53% Si, 0.25% Mn, 1.07% Ni, 0.47% Cu, 0.10% Mo, austenitizovan na 900°C/0.5h) u zavistnosti od zapreminskog udela zadržanog austenita [133]

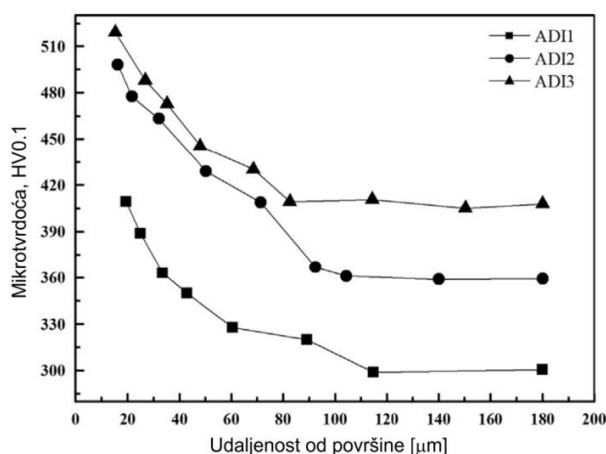


Slika 1.33 Žilavost loma ADI materijala u zavisnosti od:

- a) zapreminskog udela zadržanog austenita - linija 1;
- b) širine feritnih iglica (snopova) - linija 2;
- c) temperature izotermne transformacije, rezultujuća kriva - linija 3 [158]

Sa pojavom prestanka rasta žilavosti loma sa porastom udela zadržanog austenita, slažu se i Rao i Putatunda [158], koji su ustanovili da se najveće vrednosti K_{IC} ostvaruju pri nižim temperaturama izotermne transformacije, kada se dobija finija mikrostruktura, iako energija udara ili količina zadržanog austenita nisu na maksimumu. Oni su dodatno pretpostavili da morfologija ferita i količina zadržanog austenita kontrolišu žilavost loma, slika 1.33. Odnosno, na nižim temperaturama lom je uzrokovan finom acikularnom ausferitnom mikrostrukturom, dok je na višim temperaturama lom posledica grube strukture, slika 1.33c.

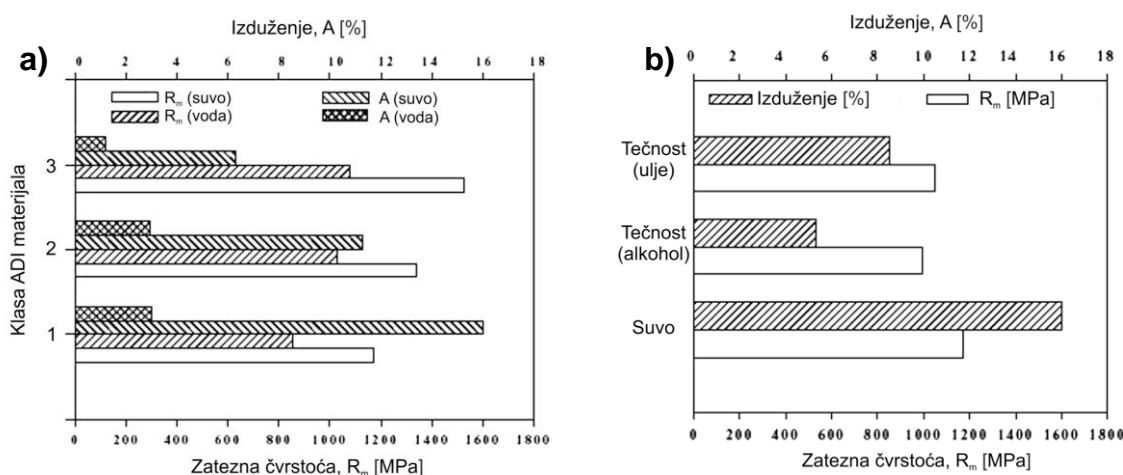
Pojava transformacije austenita u martenzit usled opterećenja (TRIP mehanizam), s druge strane ima pozitivan efekat u slučajevima kada je materijal izložen habanju. Usled toga ADI materijali imaju povećanu otpornost prema habanju u odnosu na druge metalne materijale sa sličnom tvrdoćom [25, 36, 145-149, 164]. Prilikom habanja dolazi do nastanka martenzita u površinskom sloju (uz pretpostavku da je intenzitet opterećenja dovoljan da izazove TRIP efekat - SATRAM). Na ovaj način, povećava se površinska tvrdoća (slika 1.34), a samim tim i otpornost ADI materijala prema habanju, dok osnova ima manju tvrdoću, a veću žilavost. Ovaj efekat je izraženiji kod ADI materijala izotermno transformisanih na višim temperaturama, dok kod materijala proizvedenih na nižim temperaturama tvrdoća je već u startu dovoljna da materijal bude u većoj meri otporan na habanje, ali uz veću krtost.



Slika 1.34 Porast tvrdoće površine prilikom habanja ADI materijala [147]

Otpornost na zamor ADI materijala je na istom ili višem nivou kada se upoređi sa kovanim čelicima [25, 165-171]. Ako se površina ADI materijala podvrgne dodatnom tretmanu, kao što je valjanje, sačmarenje ili mašinska obrada nakon austemperovanja, tada se otpornost prema zamoru ADI materijala još više povećava [168]. Pojava karbida u mikrostrukturi ADI materijala, u vidu slobodnih ili eutektičkih karbida nastalih tokom livenja ili izlučenih tokom austemperovanja, ima negativan efekat na životni vek ADI materijala, smanjujući broj ciklusa do loma i za 10 puta u odnosu na ADI bez karbida [169]. S druge strane, broj i veličina nodula nemaju presudan značaj prilikom ponašanja ADI materijala izloženog dinamičkom opterećenju (zamor) iako nodule predstavljaju mesta koncentracije napona i daljeg razvoja i prostiranja zamorne prsline [165, 166].

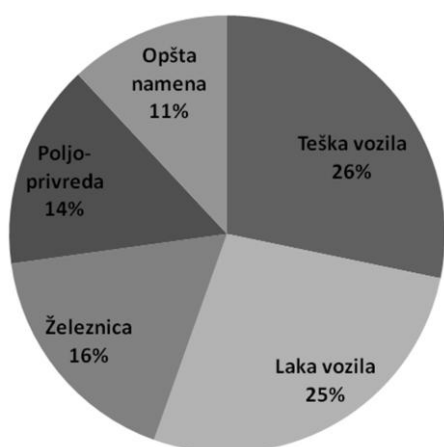
Najnovija istraživanja [172-179] uočila su da dolazi do pojave krtosti ADI materijala prilikom kontakta sa vodom ili drugim tečnostima (kao što su razna sredstva za podmazivanje). Krtost je najviše izražena u padu zateznih osobina, a posebno izduženja. Martinez *et. al* [172] (slika 1.35) su prijavili smanjenje zatezne čvrstoće različitih klasa ADI materijala od 23÷30% u vodi, 1÷10% u SAE 30 mineralnom ulju, i do 15% u izopropil alkoholu (čistoće 99%). Još važnije, prijavili su smanjenje izduženja od 73÷83% u vodi, 29÷47% u SAE 30, i 67% u izopropil alkoholu. U drugim istraživanjima [173-179] su takođe prijavljeni slični rezultati. Efekat je više izražen kod ADI materijala izotermno transformisanih u gornjem području, a manje izražen u slučaju transformacije na nižim temperaturama [179]. Pored toga, pojava krtosti u kontaktu sa tečnostima nije trajna, odnosno osušeni uzorci više ne pokazuju krtost; energija udara ne pokazuje promenu prilikom kontakta sa tečnostima; efekat se ne pojačava pri dužim izlaganjima u tečnostima; i do krtosti dolazi skoro trenutno nakon kontakta sa tečnošću [172, 173]. Efekat pojave krtosti se objašnjava prisustvom vodonika koji izaziva krtost [173, 174, 177, 179]. Međutim, mehanizmi se razlikuju u odnosu na vodonikovu krtost kod čelika, koja je spori proces nakupljanja vodonika, dok je krtost ADI materijala u kontaktu sa tečnostima brz proces.



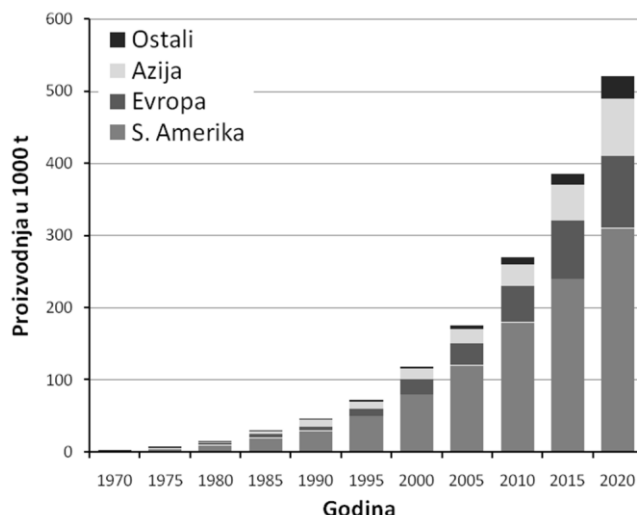
Slika 1.35 Pojava krtosti ADI materijala u kontaktu sa tečnostima: a) razne klase ADI materijala u kontaktu sa vodom, b) krtost ADI grade 2 (ASTM 1050/750/07) u kontaktu sa različitim tečnostima [172]

1.3.7 Primena

ADI materijal svoju primenu nalazi u raznim grana industrijske proizvodnje komponenti uređaja, mašina i vozila, slika 1.36. Visoko je zastupljen u proizvodnji delova za teška vozila (kamioni, autobusi, bageri), lakih vozila (automobili, motori), železničkih vozila (lokomotive, vagoni), poljoprivrednih mašina (traktori, priključni uređaji za obradu zemlje), pa sve do delova opšte namene, a u poslednje vreme i kao delovi za vetrogeneratore. Proizvodnja ADI materijala prati trend porasta proizvodnje odlivaka od nodularnog liva [1, 2], i očekuje se da godišnja proizvodnja ADI materijala u 2020.g. dostigne nivo od 500,000 t, slika 1.37 [180].

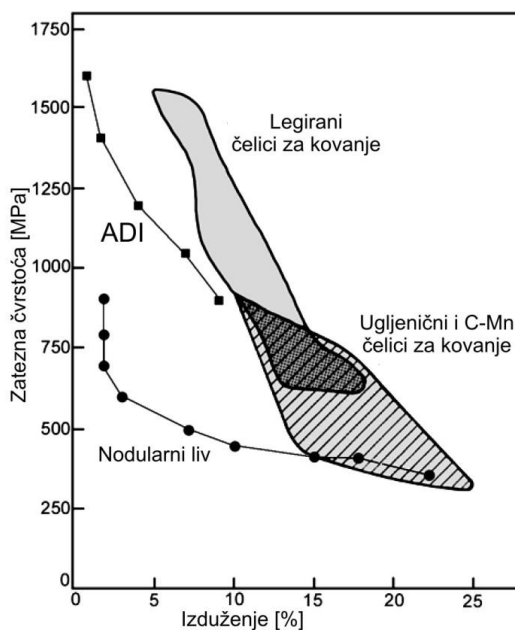


Slika 1.36 Raspedela proizvodnje ADI materijala po industrijskim granama u USA

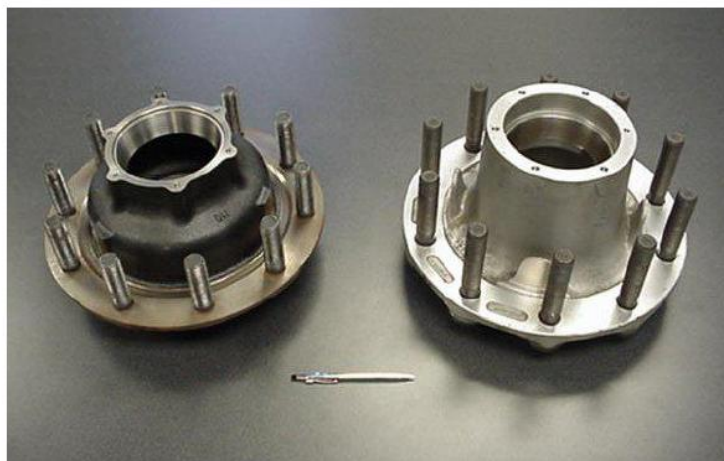


Slika 1.37 Proizvodnja ADI materijala u svetu sa projektovanim rastom

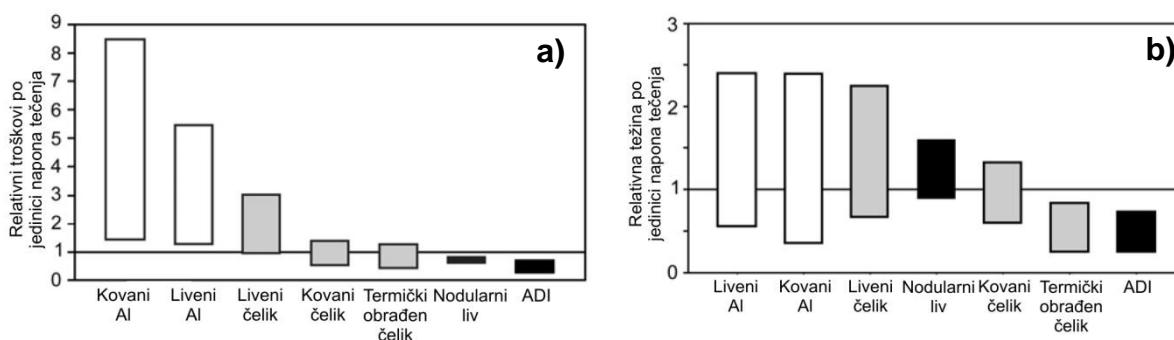
Prednost ADI u odnosu na druge materijale prvenstveno se ogleda se u dobroj kombinaciji zatezne čvrstoće i plastičnosti, slika 1.38. Pored toga, ADI materijal izdvaja i 10% manja težina u odnosu na čelik, kao i druge tehnološke i ekonomske prednosti [181]. Od ovih osobina treba istaći manji utrošak energije za proizvodnju ADI materijala u odnosu na kovane čelike, pa čak i na legure aluminijuma gde je ostvarena ušteda od 50% u akumuliranoj energiji za proizvodnju dela i manja težina za 2%, slika 1.39 [182, 183]. Usled toga, odnos relativnih troškova proizvodnje po jedinici čvrstoće (napona tečenja), kao i odnos relativne težine po jedinici čvrstoće (slika 1.40), nesumnjivo govore u prilog sve većoj upotrebi ADI materijala kao lakoj i jeftinijoj alternativni za različite delove [40, 180, 182-188].



Slika 1.38 Upoređenje minimalnih zateznih čvrstoća različitih čelika za kovanje (BS970:1983), NL (BS2789:1985) i ADI (ASTM A897M-90) [40]



Slika 1.39 ADI materijal (levo) je zamenio sklop aluminijumskog nosača točka (desno) uz 50% uštede u akumuliranoj energiji za proizvodnju dela i uz manju težinu za 2% [183]



Slika 1.40 Upoređenje ADI sa različitim materijalima:

a) odnos relativnih troškova po jedinici čvrstoće; b) odnos relativne težine po jedinici čvrstoće [182]

U nastavku su navedeni karakteristični primeri upotrebe ADI materijala za proizvodnju raznih delova, kao što su: pogonski zupčanik točka zadnje poluosovine, prsten zupčanika za automobile, zamajac, delovi menjača, kućište upravljačkog mehanizma, zvezde diferencijala, graničnik klizanja diferencijala, kolenasta vratila, elementi za vešanje, nosači amortizera, sedišta opruga, spojnice, kuke, štitnik za zaštitu menjača buldožera, poklopac pričvršćivača obrtnog postolja kod buldožera, štitnik gusenica, delovi bagera izloženi habanju (zubi kašike bagera), kućišta za pneumatske bušilice, radilice za građevinske mašine; razni delovi za poljoprivredne mašine, poput raonika, graničnika, noževa, oslonaca, kao i vezne poluge elemenata za vešanje i međuvezne poluge teretnih vagona (slika 1.41 do 1.44) [52, 180, 182-188].



Slika 1.41 Kolenasto vratilo za motor automobila TVR Tuscan Speed 6 (cca. 700 mm i 30 kg) [TVR, UK]



Slika 1.42 Spona točka izrađena od ADI materijala (EN-GJS-1000-5), Audi AG [188]



Slika 1.43 Bubanj kvačila (ISO JS/1050-6)



a) element transportne gusenice (ISO-JS/1050-6)



b) rotator (ISO-JS/900-8)



c) odbojnik vagona (ISO-JS/1200-3)



d) nosač vešanja autobusa (ISO-JS/800-10)

Slika 1.44 Razni delovi izrađeni od ADI materijala, proizvođač Zanardi Fonderie

1.4 Prelazna temperatura

Osobine materijala se menjaju sa uslovima okoline i vrstom opterećenja. Pojedini materijali u takvim uslovima iznenada postaju krti, iako su se do tada lomili duktilno. Ova promena u materijalu se javlja usled dejstva jednog ili više faktora: i) niska temperatura; ii) troosno stanje napona ili iii) brzo dejstvo sile ili deformacije [189]. Svi navedeni faktori, ili njihove kombinacije se javljaju u praksi i od velikog je značaja poznavati ponašanje materijala u takvim uslovima.

U ovoj doktorskoj tezi posebna pažnja je posvećena uticaju niskih temperatura pri udarnom dejstvu sile kod ADI materijala iz razloga što se od ADI-ja izrađuju odgovorni noseći delovi mašine i uređaja od koji se očekuje da rade na otvorenom prostoru u svim temperaturnim uslovima

Kako bi se opisalo ponašanje ADI materijala na niskim temperaturama pri udarnom opterećenju, korišten je jedan od bitnih i najrasprostranjenih inženjerskih parametara - prelazna temperatura. Na osnovu prelazne temperature definiše se trenutak kada materijal menja karakter loma iz pretežno duktilnog u krti ili ispunjava neki drugi uslov usled koga se njegova primena više ne preporučuje.

1.4.1 Određivanje prelazne temperature

Najpoznatiji i najviše korišteni, a usto i jedan od najstarijih [190] metoda za ispitivanje materijala udarnim dejstvom sile je Šarpijev (Charpy) test (usaglašeni standard SRPS EN ISO 148-1:2012), odnosno njegova savremena metoda sa upotrebom instrumentiranog Šarpijevog klatna gde se kontinuirano prati promena sile tokom vremena potrebnog za lom (kriva sila-vreme). Na instrumentiranom klatnu, moguće je pored ukupne energije potrebne za lom odrediti i udarne sile, brzine pri udaru, pomeranja, odnosno odrediti energiju potrebnu za nastanak i dalji rast prsline [189-194].

Kod Šarpijevog testa energija utrošena za lom određuje na standardnim epruvetama dimenzija 10×10×55 mm sa urezanom koncentracijom napona u vidu „V“ ili „U“ zareza. Pored toga, moguće je ispitivati i epruvete bez zareza, kao što je uobičajeno za livena gvožđa, gde grafit unutar materijala predstavlja koncentrator napona. Epruveta postavljena na oslonce (rastojanja 40 mm) je izložena brzom udaru klatna suprotno od zareza i lomi se usled savojnog udarnog naprezanja. Prilikom ispitivanja brzina udara klatna iznosi približno 5 m/s, a brzina deformacije pri lomu iznosi približno 10^3 s^{-1} . Opisanim postupkom ispitivanja ispunjena su dva uslova iznenadnog loma, tj. troosno stanje napona na vrhu zareza, i brzo dejstvo sile ili deformacije. Ukoliko se ispitivanje sprovede i na odgovarajućoj temperaturi (niža od sobne) moguće je odrediti i uticaj trećeg uslova iznenadnog loma, odnosno niske temperature. Ispitivanjem Šarpijevim klatno moguće je odrediti razlika u ponašanju materijala pri lomu, koja nije lako uočljiva pri standardnom ispitivanju zatezanjem. Rezultati izraženi u energiji potrebnoj za lom (J ili ranije u J/mm^2) koriste se za upoređivanje sklonosti ka krtom

lomu različitih materijala. Međutim, rezultati dobijeni na Šarpijevom klatnu ne mogu se lako interpretirati sa stanovišta projektovanja konstrukcije.

Ispitivanjem energije udara za različite temperature definiše se kriva zavisnosti energije udara, ili udela krtog loma od temperature. Na osnovu ovako definisanih zavisnosti određuje se prelazna temperatura iznad koje neće doći do pojave krtog loma konstrukcije pri datim uslovima opterećenja. Prelazna temperatura predstavlja granicu do koje se mogu primeniti klasični metodi konstruisanja, bez potrebe da se uzimaju u obzir aspekti mehanike loma i faktora intenziteta napona na vrhu prsline.

Međutim, ne postoji jedan izražen trenutak prelaska iz duktilnog loma u krti, već u stvari imamo prelaznu oblast, koja može biti šira ili uža, slika 1.45. Za praktičnu primenu, ne postoji samo jedan način definisanja prelazne temperature na osnovu krivih zavisnosti energije udara ili tipa loma od temperature, već nekoliko različitih:

T1 - *Prelazna temperatura potpune duktilnosti;*

predstavlja konzervativnu definiciju prelazne temperature i odgovara vrednosti gornjeg praga, odnosno predstavlja onu temperaturu iznad koje se javlja 100% duktilnog loma.

T2 - *Prelazna temperatura 50% duktilnog i 50% krtog loma;*

određuje se na osnovu izgleda površine preloma i predstavlja temperaturu pri kojoj se javlja podjednak udeo duktilnog i krtog loma.

T3 - *Prelazna temperatura 50% apsorbovane energije;*

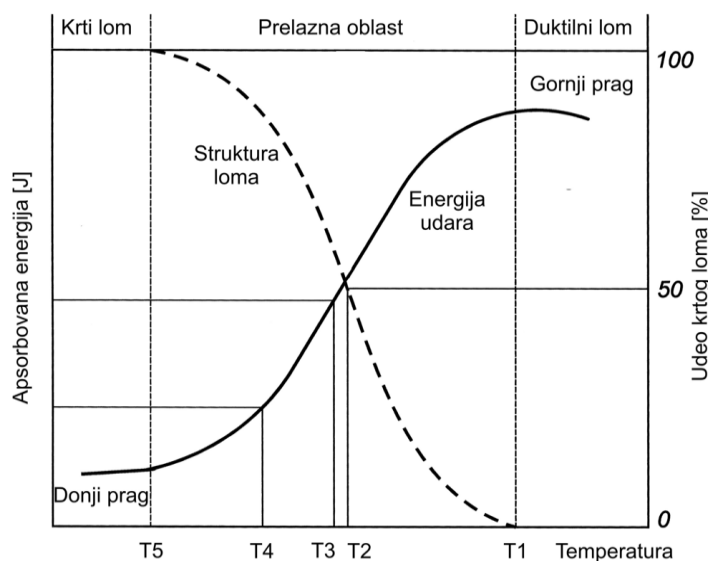
predstavlja algebarsku srednju vrednost energija udara gornjeg i donjeg praga.

T4 - *Prelazna temperatura minimalne energije udara;*

predstavlja temperaturu na kojoj je apsorbovana minimalno dopuštena, tj. dogovorena vrednost količine energije udara (uobičajeno 20 J ili 27 J).

T5 - *Prelazna temperatura nulte duktilnosti;*

predstavlja temperaturu na kojoj se javlja potpuno krti lom (100% krtog loma)

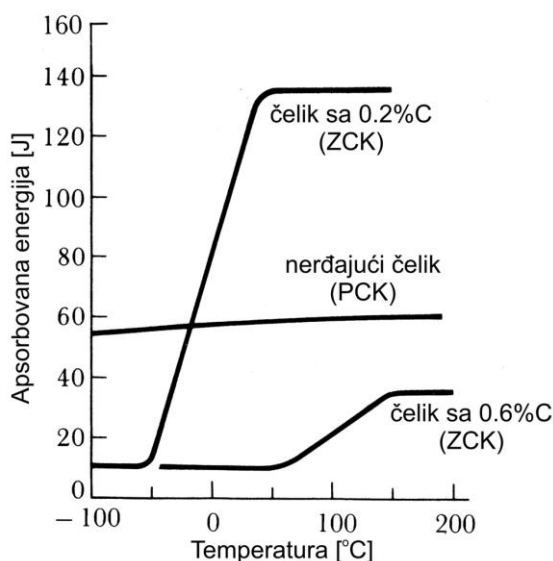


Slika 1.45 Uticaj temperature na apsorbovanu energiju pri udaru i na udeo krtog loma na površini preloma, i različite prelazne temperature [189]

Koja definicija prelazne temperature će se primeniti zavisi od različitih faktora upotrebe i uslova eksploatacije određenog materijala. Najčešće se kao prelazna temperatura definiše vrednost 50% apsorbovane energije i podatak o minimalnoj dopuštenoj energiji udara određenog materijala za datu temperaturu.

Izgled krive prelazne temperature uslovljen je uticajem velikog broja parametara kao što su: hemijski sastav, mikrostruktura, mehaničke osobine, itd. Najveći uticaj na izgled krive prelazne temperature ima kristalna struktura materijala. Materijali sa zapreminski centriranom kubnom (ZCK) strukturom, neki materijali sa heksagonalno gusto složenom (HGS) strukturom (kao što su Be i Zn) osetljivi su na sniženje temperature i iznenada postaju krti [189]. S druge strane, materijali sa površinski centriranom kubnom (PCK) strukturom i ostali materijali sa HGS strukturom nisu osetljivi na sniženje temperature i zadržavaju svoju duktilnost, slika 1.46 [195, 196]. Pored toga, materijali koji poseduju visoku čvrstoću ($\sigma_0 > E/150$) i tvrdoću, a malu duktilnost, podložni su krtom lomu na svim temperaturama ispitivanja bez obzira na kristalnu strukturu.

Osetljivost pojedinih materijala na snižene temperature objašnjava se preko razlike u naponu potrebnom za pokretanje dislokacija. Napon tečenja, odnosno napon potreban za pokretanje dislokacija kod materijala sa PCK strukturom, ne zavisi u većoj meri od temperature, tako da pokretljivost dislokacija ostaje visoka i na sniženim temperaturama, a materijal zadržava svoju duktilnost. S druge strane, kod materijala sa ZCK strukturom, kritični napon smicanja je izrazito zavisian od temperature. Na niskim temperaturama kretanje dislokacija je otežano usled porasta temperaturno zavisnog Peierls-Nabarro-ovog napona i prisutnih intersticijskih nečistoća. Usled toga, materijali sa ZCK strukturom su krti na niskim temperaturama, dok na višim temperaturama dolazi do kretanja dislokacija, plastične deformacije i duktilnog loma [195].

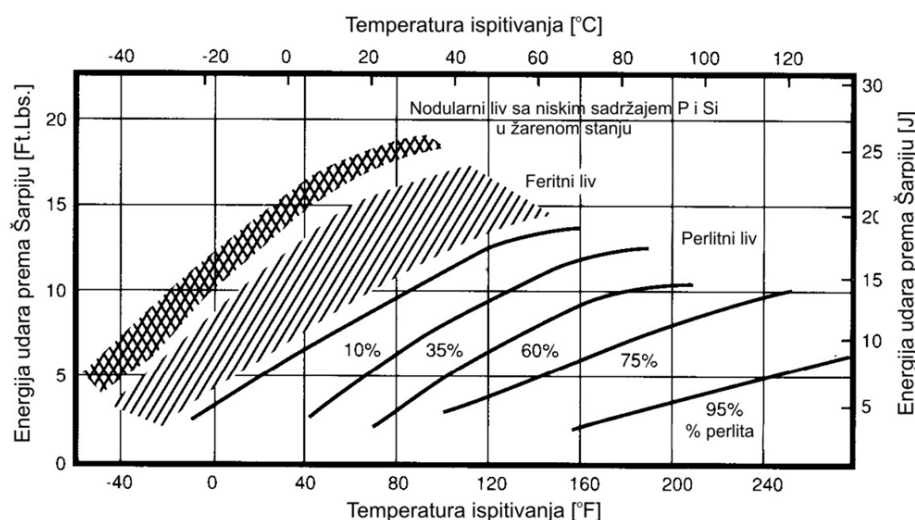


Slika 1.46 Krive zavisnosti energije udara od temperature za materijale sa različitim kristalnom strukturom (ZCK i PCK), kao i različitim nivoa čvrstoće (čelik sa 0.2 i 0.6%C) [196]

1.4.2 Prelazna temperatura nodularnog liva

Ispitivanje energije udara po Šarpiju na uzorcima sa „V“ ili „U“ zarezom, kao i veoma često na uzorcima bez zareza, se standardno koristi za određivanje udarnog ponašanja nodularnog liva. Karakter loma i kod nodularnog liva zavisi od velikog broja faktora, među kojima se izdvajaju: hemijski sastav, mikrostruktura (metalna osnova i grafit), temperatura ispitivanja, kao i uslovi dejstava opterećenja.

Pri ispitivanju na niskim temperaturama, najuticajniji faktor na energiju udara i karakter loma je mikrostruktura metalne osnove, odnosno udeo ferita i perlita, slika 1.47 [25]. Potpuno feritna mikrostruktura ima najniže vrednosti prelazne temperature, dok se sa porastom udela perlita, prelazna temperatura pomera ka višim vrednostima [25, 155, 197, 198]. Pored toga, povećanje udela perlita uzrokuje i sniženje opšte duktilnosti materijala, odnosno perlitni nodularni liv je krtiji. Iz tog razloga, perlitne klase nodularnog liva se primenjuju gde je potrebna veća čvrstoća i ne preporučuju se za primenu na niskim temperaturama [25].

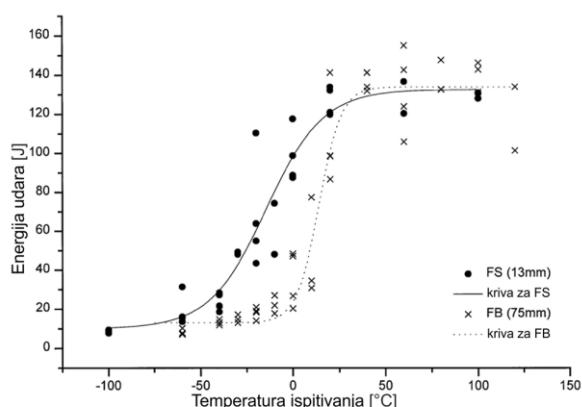


Slika 1.47 Uticaj mikrostrukture metalne osnove na energiju udara nodularnog liva [25]

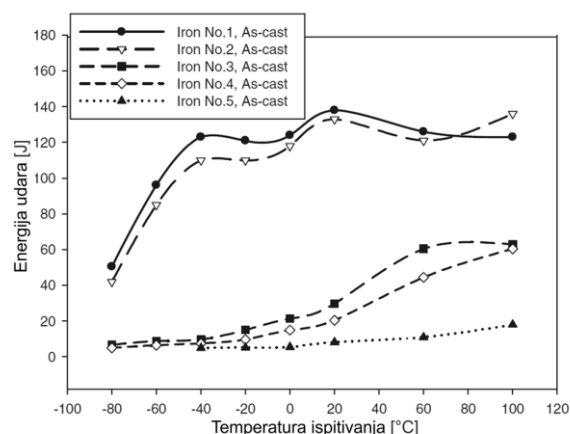
Podaci o širini prelazne oblasti za feritni nodularni liv se razlikuju u literaturi. Pojedini autori [25, 197] navode podatak da se prelazna temperatura nalazi između $+10$ i -20°C kao što je prikazano na slici 1.47 i 1.48, dok se u drugim radovima [155, 198-201] može pronaći podatak da je prelazna oblast od -40 do -80°C , slika 1.49. Smatra se da je veliki opseg prelazne oblasti posledica broja grafitnih nodula, hemijskog sastava, nečistoća i livačkih grešaka [25, 200]. Uticaj povećanja broja nodula na prelaznu temperaturu kod feritnog nodularnog liva prikazan je na slici 1.48 [197]. Povećanje broja nodula sa 98 n/mm^2 (uzorak FB) na 240 n/mm^2 (uzorak FS), snižava prelaznu temperaturu sa 14 na -14°C , respektivno. S druge strane, Kisakurek i Ozel [198] su naveli da se prelazne temperature za feritne nodularne livove nalaze u oblasti oko -60°C , kao i da se izrazito smanjuje energija udara kod perlitne mikrostrukture sa pomeranjem prelazne temperature iznad sobne temperature, slika 1.49. U istraživanju Kobayashi-ja i Yamomoto-a [57] uočena je razlika između prelazne temperature određene na Šarpijevim epruvetama sa zarezom i bez zareza. U slučaju „V“ ili „U“ zareza,

prelazna temperatura feritnog nodularnog liva je oko $+10^{\circ}\text{C}$, dok u slučaju ispitivanja epruveta bez zareza je na oko -40°C . Sa tim rezultatima se ne slažu ispitivanja Zhang *et al.* [199] gde je prelazna temperatura feritnog nodularnog liva (EN-GJS-400-18L) određena na epruvetama sa „V“ zarezom utvrđena za vrednosti ispod -45°C .

Iz navedenog pregleda literaturnih podataka, može se sumirati da se prelazna temperatura feritnog nodularnog javlja u širokoj oblasti i da na njenu vrednost jako utiču svi ostali navedeni faktori kao što su: karakteristike grafitnih nodula, hemijski sastav, nečistoće i livačke greške, kao i tip zareza na Šarpijevim epruvetama.



Slika 1.48 Uticaj broja nodula na energiju udara feritnog nodularnog liva [197]
FS - broj nodula 240 n/mm^2
FB - broj nodula 98 n/mm^2



Slika 1.49 Uticaj mikrostrukture na energiju udara nodularnog liva [198]
No.1 - ferit; No.2 - ferit; No.3 - perlit+20% ferit;
No.4 - perlit+5% ferit; No.5 - perlit

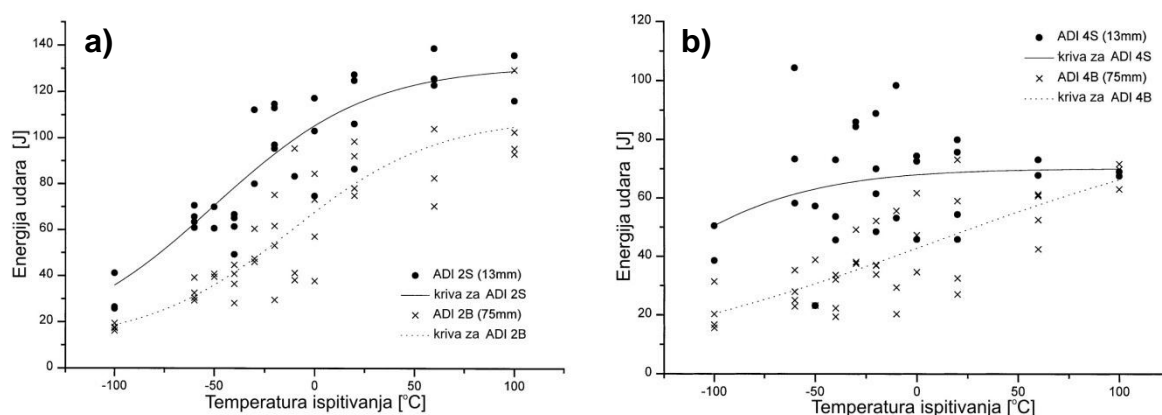
1.4.3 Prelazna temperatura ADI materijala

U prethodnom periodu, ispitivano je ponašanje ADI materijala na niskim temperaturama i vršeno je određivanje prelazne temperature. Rezultati tih ispitivanja su prikazani u više radova [150, 155, 181, 197, 198, 201-204]. Ustanovljeno je energija udara na niskim temperaturama ADI materijala zavisi prvenstveno od mikrostrukture metalne osnove i karakteristika grafitnih nodula.

Opsežna ispitivanja energije udara i prelazne temperature za različite klase ADI materijala je sprovedla grupa autora iz Argentine, a rezultati su prezentovani u radovima Ratto-a *et al.* [197] i Fierro-a *et al.* [201, 202]. Energija udara na niskim temperaturama je određena za dve klase (prema ASTM-u) nelegiranog ADI materijala; klasa 2 (1050/750/07) dobijena nakon austenitizacije na $900^{\circ}\text{C}/1\text{h}$ i izotermne transformacije u gornjem temperaturnom području na $370^{\circ}\text{C}/1\text{h}$, i klasa 4 (1400/1100/02) austenitizovana na $915^{\circ}\text{C}/1\text{h}$ i izotermno transformisana u donjem temperaturnom području na $280^{\circ}\text{C}/1.5\text{h}$. Ispitni uzorci ADI materijala su se razlikovali i prema broju nodula, gde je za Y-probu širine 13 mm (označena slovom S) dobijen broj nodula od 240 n/mm^2 , dok je kod Y-probe širine 75 mm (označena slovom B) broj nodula iznosio 98 n/mm^2 .

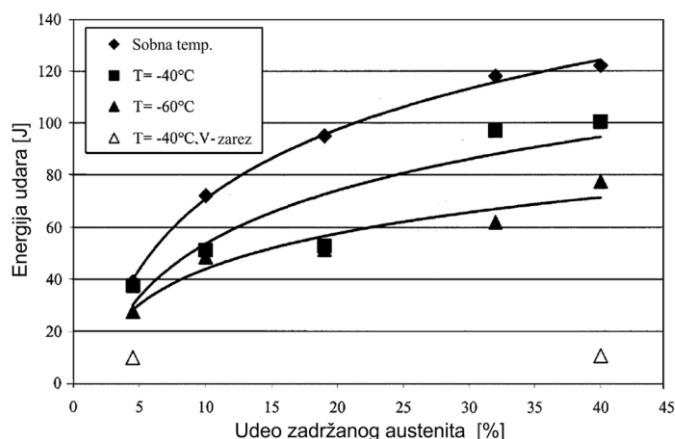
Povećan broj nodula ima pozitivan efekat na energije udara u celom opsegu temperatura, kao i na vrednost prelazne temperature, slika 1.50. Sa povećanjem broja nodula prelazna temperatura se pomera ka nižim temperaturama, a energije udara su veće u celom opsegu ispitivanja. Kod ADI materijala klase 2 (slika 1.50a), koji je duktilniji i ima nižu čvrstoću uočljiva je karakteristična kriva prelazna temperature sa izraženom prelaznom temperaturom 50% apsorbovane energije, koja je prema autorima određena za vrednosti od -50°C i -11°C za užu (S) i širu (B) Y-probu, respektivno. Međutim, kod ADI materijala klase 4 prelazna temperatura nije izražena, posebno u slučaju uže Y-probe sa većim brojem nodula, slika 1.50b. Iz tog razloga, autori su procenili prelaznu temperaturu na ispod -100°C za užu Y-probu, a odredili prelaznu temperaturu od $+8^{\circ}\text{C}$ za širu.

Nedostatak, ispitivanja sprovedenih od strane Ratto-a *et al.* [197] i Fierro-a *et al.* [201, 202], iako su veoma opsežna, ogleda se u ne saopštavanju podatka o količini zadržanog austenita na sobnoj temperaturi ili na sniženim temperaturama. Ovo je posebno bitno ako se uzmu u obzir razmatranja data u poglavlju 1.3.4 o stabilnosti zadržanog austenita na sniženim temperaturama.



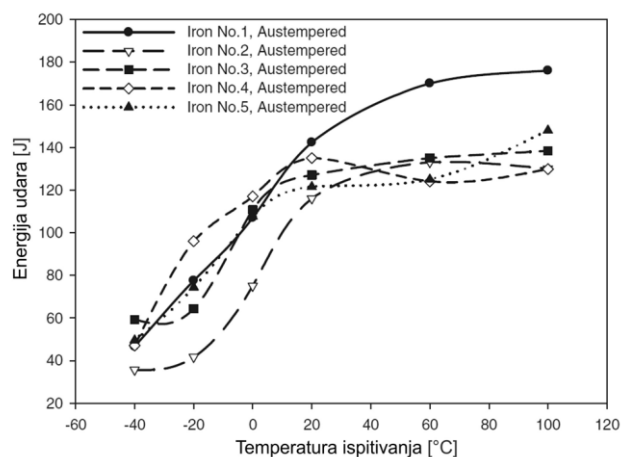
Slika 1.50 Krive prelazne temperature za ADI materijal: a) klase 2; b) klase 4 [197]

Značaj udela zadržanog austenita na ponašanje ADI materijala na niskim temperaturama prepoznat je u radu Raibov-a *et al.* [203]. U ovom istraživanju, određena je energija udara za svih 5 klasa ADI materijala definisanih prema ASTM standardu (vidi tabelu 1.4). Klase ADI materijala su dobijene austenitizacijom nelegiranog nodularnog liva na 885°C u trajanju od 1.67 do 4h i daljom izotermnom transformacijom na $357^{\circ}\text{C}/1.5\text{h}$, $329^{\circ}\text{C}/2\text{h}$, $313^{\circ}\text{C}/2.5\text{h}$, $293^{\circ}\text{C}/2.5\text{h}$ i $271^{\circ}\text{C}/3.5\text{h}$ za klase od 1 do 5, respektivno. Količina zadržanog austenita proporcionalno opada sa povećanjem klase ADI materijala i iznosi 40% za klasu 1 koja je najduktilnija i samo 4.8% za klasu 5 koja je najčvršća. Uticaj količine zadržanog austenita i temperature ispitivanja (sobna, -40 i -60°C) na energija udara Šarpijevih epruveta bez zareza prikazan je na slici 1.51. Na osnovu rezultata, autori [203] su utvrdili da energija udara opada sa smanjenjem temperature ispitivanja, ali takođe i sa smanjenjem količine zadržanog austenita u mikrostrukturi. Nažalost, u radu [203] nije izvršen dovoljan broj ispitivanja na različitim temperaturama, kako bi se došlo i do podatka o prelaznoj temperaturi. Takođe, količina zadržanog austenita je određena samo za sobnu temperaturu.



Slika 1.51 Uticaj temperature i udela zadržanog austenita na energiju udara epruveta bez zareza kod različitih klasa ADI materijala [203]

U najnovijim istraživanjima Kisakurek-a i Ozel-a [198] ispitivano je ponašanje na niskim temperaturama 5 različitih ADI materijala koji su izotermno transformisani sa ciljem dobijanja maksimalnih vrednosti energije udara na sobnoj temperaturi. Svi ADI materijali su austenitizovani na 900°C u trajanju od 100 min, dok je izotermna transformacija zavisila od hemijskog sastava polaznog nodularnog liva. ADI sa oznakom No.1 ima nizak Si i Mn, a izotermno je transformisan na 350°C/1h; No.2 je standardni nelegirani nodularni liv, transformisan na 350°C/40 min; No.3 je legiran sa 0.3%Cu i transformisan na 300°C/2.5h; No.4 je legiran sa 0.7%Cu i transformisan na 300°C/2.5h; dok je No.5 legiran sa 1%Cu i transformisan takođe na 300°C/2.5h. Vrednosti energija udara za navedene ADI materijale u temperaturnom intervalu od +100 do -40°C data je na slici 1.52. Uočeno je da legiranje sa Cu (No. 3, 4 i 5) pomera energije udara ulevo u odnosu na nelegirani ADI materijal (No. 2). Nelegirani ADI materijal sa niskim sadržajem Si i Mn (No. 1), poseduje najveće energije udara gornjeg praga, a prilikom hlađenja, energija se nalazi između standardnog nelegiranog i legiranih sa Cu.

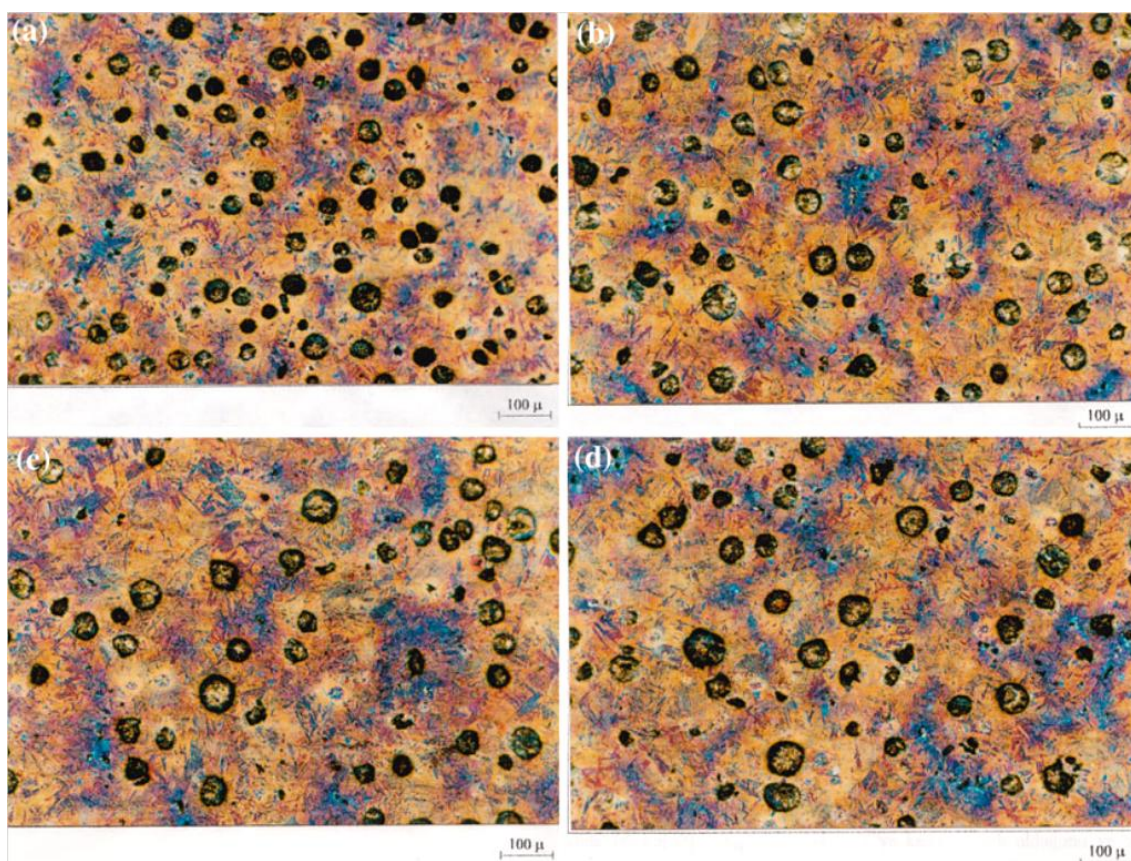


Slika 1.52 Krive prelazne temperature za ADI materijal:

No.1 - nizak Si i Mn, 350°C/1h; No.2 - standardni nelegirani, 350°C/40 min; No.3 - legiran sa 0.3%Cu, 300°C/2.5h; No.4 - legiran sa 0.7%Cu, 300°C/2.5h; No.5 - legiran sa 1%Cu, 300°C/2.5h [198]

Ni u radu Kisakurek-a i Ozel-a [198], nije određena količina zadržanog austenita na sobnoj ili sniženim temperaturama, što je veliki nedostatak rada. Takođe, zbog malog temperaturnog opsega ispitivanja, samo do -40°C , nisu određene vrednosti prelazne temperature.

Međutim, u radu [198] je izvršeno termičko bojenje mikrostruktura ADI materijala sa oznakom No. 1 pri čemu je uočena promena mikrostrukture sa snižavanjem temperature, slika 1.53. Pretpostavljeno je da sa sniženjem temperature dolazi do progresivnog nastanka martenzita iz metastabilnog zadržanog austenita, posebno u zoni eutektskih čelija.



Slika 1.53 Promena mikrostrukture na niskim temperaturama kod ADI materijala sa oznakom No. 1 (nelegirani sa niskim sadržajem Si i Mn, izotermno transformisan na $350^{\circ}\text{C}/1\text{h}$):
a) 20°C ; b) 0°C ; c) -20°C ; d) -40°C [198]

Prikazani pregled istraživanja u dobroj je korelaciji i sa radovima Dorazil-a *et. al.* [150] i Toktaš-a *et. al.* [155], gde su navedeni slični rezultati. Takođe, i u prethodnim sopstvenim istraživanjima [181, 204] ostvareni su komparativni rezultati energije udara na niskim temperaturama i potvrđen je uticaj legirajućih elemenata (Cu i Ni) na pomeranje prelazne temperature ka nižim vrednostima usled povećanja količine zadržanog austenita.

Na osnovu svih analiziranih literaturnih podataka može se sumirati da se kod duktilnih ADI materijala (klasa 1, 2 i 3 po ASTM-u), kao i kod feritnog nodularnog liva javlja izražena prelazna temperatura, dok visoko čvrste klase materijala (ADI klase 4 i 5, kao i perlitni nodularni livovi) pokazuju udarno ponašanje koje ne zavisi u velikoj meri od temperature ispitivanja, odnosno u celom temperaturnom opsegu se prvenstveno lome krto. Ovakvo

ponašanje je posledica količine zadržanog austenita i njegove morfologije. Klase 1, 2 i 3 ADI materijala dobijaju se u gornjem području izotermne transformacije (na višim temperaturama) i poseduju veću količinu zadržanog austenita, dok se klase 4 i 5 dobijaju u donjem području (na nižim temperaturama) i imaju manju količinu zadržanog austenita. Takođe, kod ADI materijala izotermno transformisanih na višim temperaturama, zadržani austenit je niže obogaćen ugljenikom, iako je količina zadržanog austenita veća, što rezultuje njegovom lakšom transformacijom u martenzit prilikom hlađenja [150, 198].

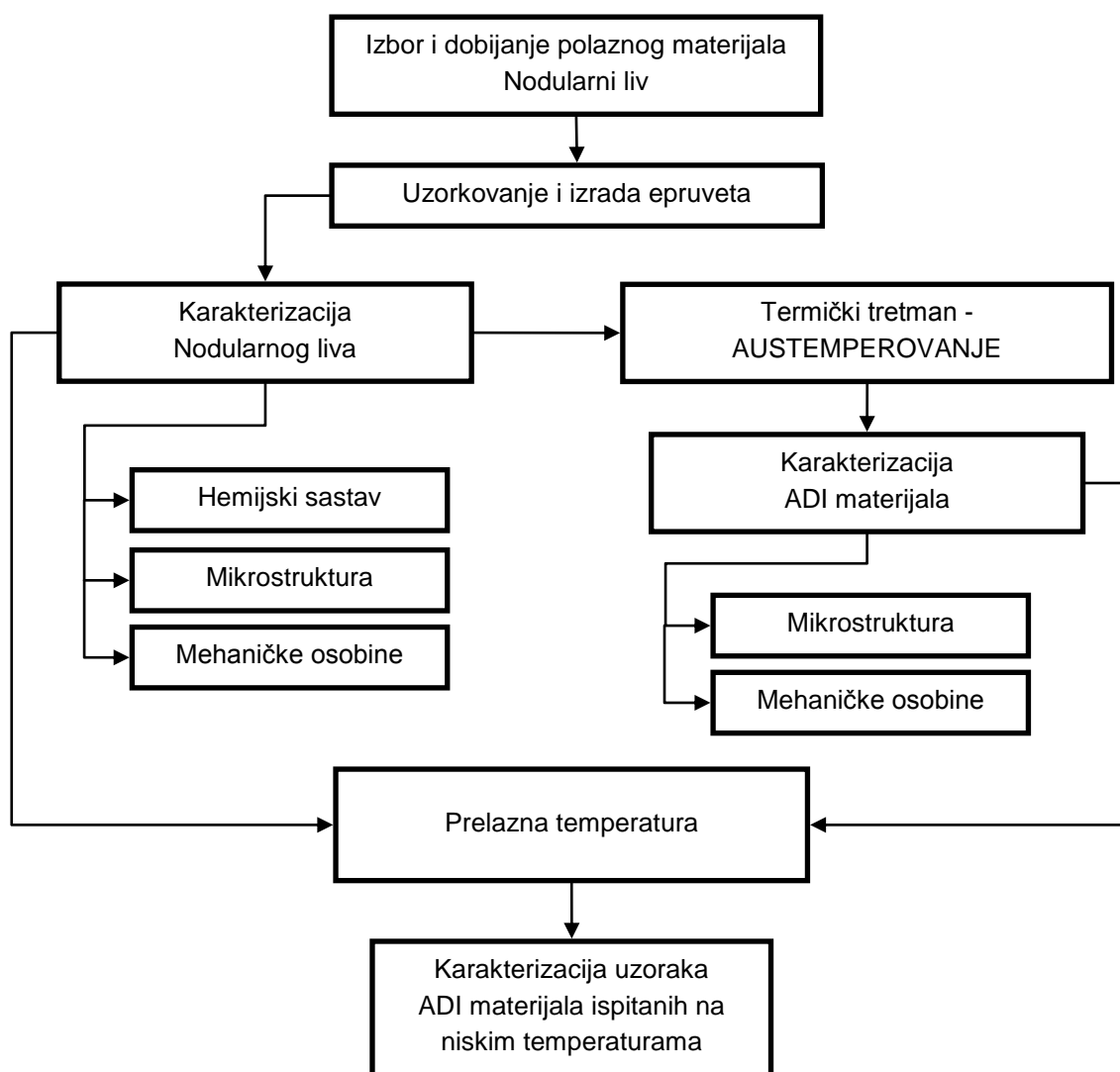
Treba napomenuti, da prilikom određivanja energije udara na niskim temperaturama dolazi do povećanog rasipanja rezultata merenja, kako kod ADI materijala (slika 1.50), tako i kod feritnog nodularnog liva (1.48 i 1.49) [197, 198, 201, 202]. Rasipanje je posebno naglašeno u prelaznoj oblasti. Autori nisu otkrili očigledan uzrok ove pojave (kao što je poroznost, nemetalni uključci, defekt morfologije grafita i sl.), i pripisali su je unutrašnjoj prirodi (intrinsic characteristic) [197] samog materijala koji je složena mešavina grafitnih nodula i metalne osnove. Kako bi se smanji uticaj rasipanja na diskusiju rezultata Ratto-a *et al.* [197] su izneli potrebu za odgovarajućim matematičkim modelom koji bi obradio ovakve rezultate i dao što precizniji izgled krive prelazne temperature.

Takođe, treba naglasiti i da opisana istraživanja ne prilaze sistematski problemu stabilnosti austenita na niskim temperaturama. Pojedina istraživanja određuju prelaznu temperaturu bez podataka o zadržanom austenitu [197, 201, 202], druga određuju samo zadržani austenit na sobnoj temperaturi bez pretpostavki o njegovoj stabilnosti [181, 203, 204], a treća pretpostavljaju pojavu martenzita, ali opet bez određivanja količine zadržanog austenita [198].

Iz navedenog proizilazi, što je i predmet istraživanja u ovoj doktorskoj tezi, da problemu ponašanja pri udaru ADI materijala na niskim temperaturama treba prvenstveno pristupiti sa aspekta stabilnosti austenita na datim temperaturama i njegovog pozitivnog efekta, ako zadržava stabilnost, odnosno negativnog efekta ako je stabilnost narušena i dolazi do transformacije u martenzit.

2. EKSPERIMENTALNA PROCEDURA

Plan istraživanja sa odgovarajućom eksperimentalnom procedurom dat je u opštem obliku na slici 2.1.

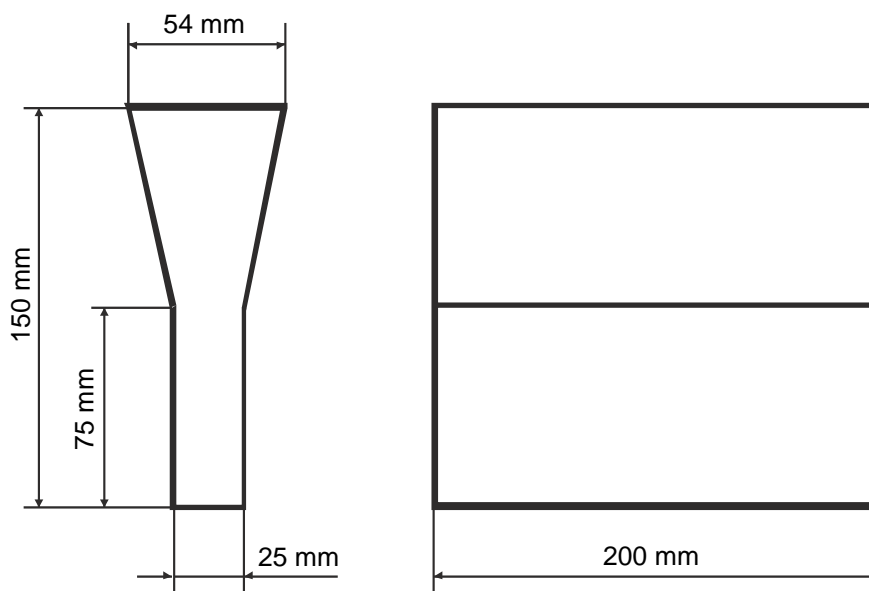


Slika 2.1 Blok šema plana istraživanja

2.1 Izbor i dobijanje polaznog materijala – Nodularni liv

Kao polazni materijal je izabran nelegirani nodularni liv kako bi se izbegao uticaj legirajućih elemenata na mehaničke osobine ADI materijala, odnosno prvenstveno na prelaznu temperaturu.

Nodularni liv proizveden je komercijalnim postupkom livenja u srednjefrekventnoj indukcionoj peći u livnici „Casting X“, Beograd. Legure su odlivene u vidu standardnih Y-proba, debljine 25 mm (1 in.) u skladu sa ASTM A897M-06 standardom, slika 2.2.



Slika 2.2 Izgled odlivenih Y-proba

2.2 Ispitivanje hemijskog sastava

Hemijski sastav materijala u livenom stanju određen je putem kvalitativnih i kvantitativnih standardnih analitičkih metoda u metalurško hemijskoj laboratoriji, u Livnici „Kikinda“, Kikinda i pomoću optičko emisionog spektrometra ARL-2460 u fabrici „Motins“, Novi Sad.

2.3 Uzorkovanje i izrada epruveta

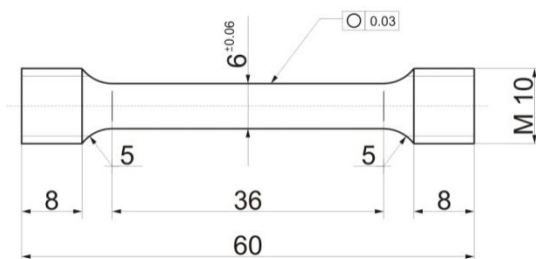
Epruvete za mehanička ispitivanja su izrađene iz donjih delova (donjih 70 mm) odlivenih Y-proba od nodularnog liva. Na taj način izbegnute su moguće greške (poroznost, segregiranost, uključci šljake ili peska) do kojih dolazi u postupku livenja.

Korištena su dva oblika standardnih epruveta:

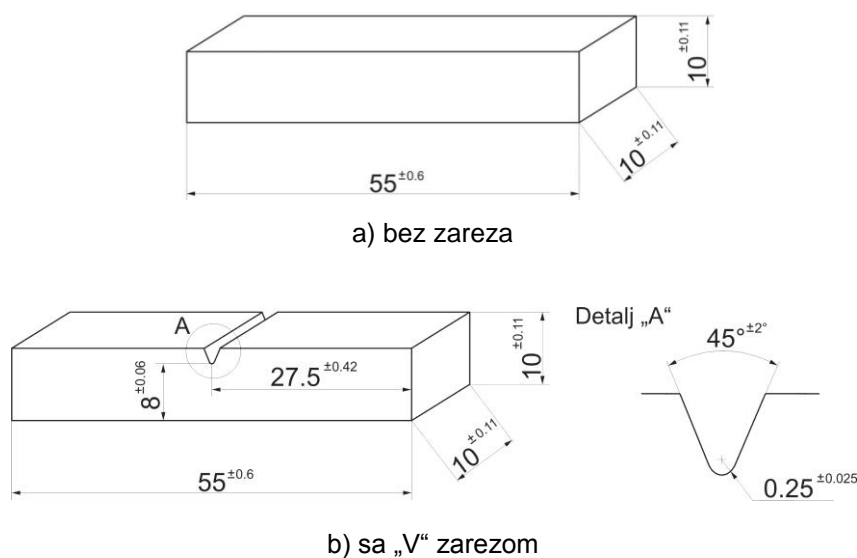
1. Epruvete za ispitivanje zatezanjem, slika 2.3, i
2. Epruvete za ispitivanje udarnim dejstvom sile Šarpijevim klatnom, slika 2.4.

Epruvete za ispitivanje zatezanjem su izrađene u skladu sa standardom SRPS EN 10002.

U slučaju Šarpijevih epruveta korišten je prvenstveno tip epruvete bez zareza u skladu sa zahtevima standarda ASTM A897M-06, ali pored toga korišten je i određen broj epruveta sa standardnim „V“ zarezom prema SRPS EN 10045. Epruvete bez zareza su korištene za određivanje prelazne temperature, dok su epruvete sa „V“ zarezom korištene za ocenu uticaja zareza na energiju udara na sobnoj temperaturi. Dimenzije „V“ zareza koji se urezuje na sredini uzdužne strane Šarpijeve epruvete iznose: ugao „V“ zareza $45 \pm 2^\circ$, visina epruvete ispod zareza 8 ± 0.06 mm i poluprečnik zaobljenja podnožja zareza 0.25 ± 0.025 mm.



Slika 2.3 Izgled i dimenzije epruvete za ispitivanje zatezanjem



Slika 2.4 Izgled i dimenzije epruveta za ispitivanje na Šarpijevom klatnu: a) bez zareza; b) sa „V“ zarezom

Nakon mehaničke obrade epruveta na završnu meru (slika 2.5) izvršena je njihova termička obrada - austemperovanje.



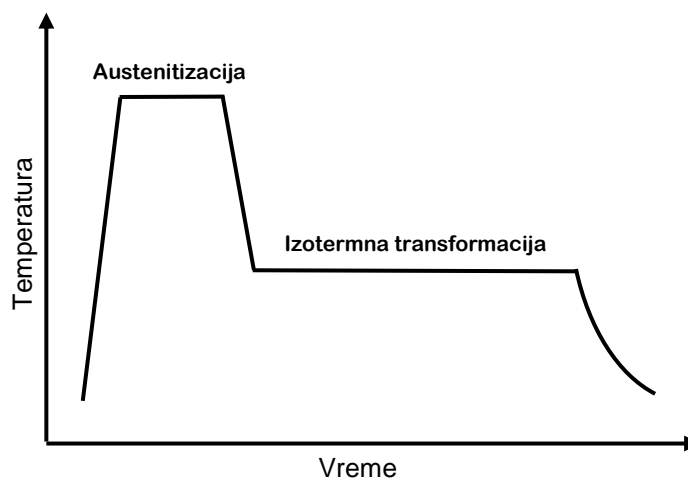
Slika 2.5 Izgled mašinski obrađenih epruveta

2.4 Termički tretman

2.4.1 Austemperovanje

Termički tretman (austemperovanje) korišten za prevođenje nodularnog liva u ADI materijal je dat na slici 2.6 i se sastojao iz:

1. Austenitizacije na temperaturi od 900°C u trajanju od 2 sata i,
2. Izotermne transformacije na temperaturama od 300 , 350 i 400°C u trajanju od 1, 2 i 3 sata.



Slika 2.6 Austemperovanje

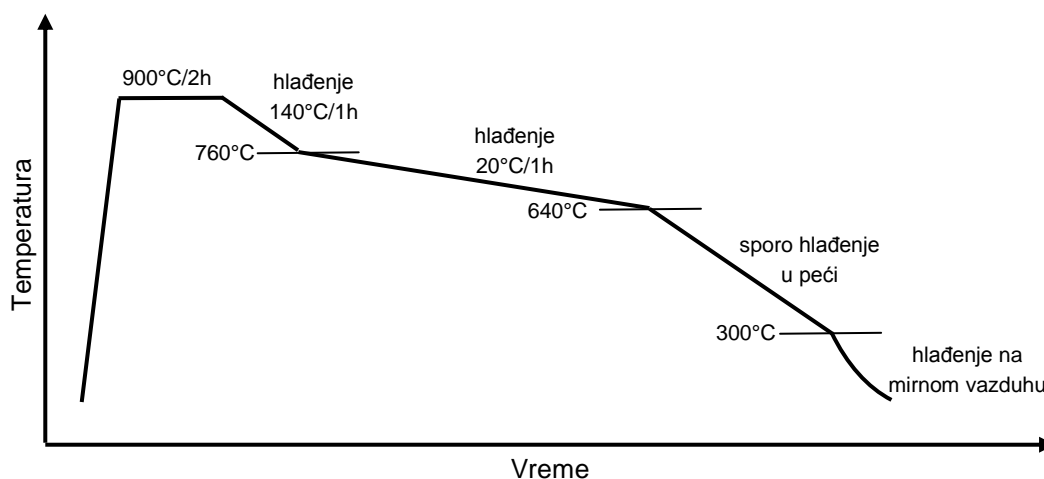
Zagrevanje uzoraka do temperature austenitizacije je izvršeno u komornoj peći sa zaštitnom atmosferom argona (Ar). Nakon austenitizacije, uzorci su brzo prebačeni u sono kupatilo, u kome je održavana konstantna temperatura potrebna za izotermalnu transformaciju. Kao sredstvo za izotermnu transformaciju korišten je rastop soli za otpuštanje „AS 135“ Alkaloid, Skoplje, koji je 50% smeša NaNO_2 i KNO_3 . Po završetku izotermne transformacije uzorci su izvađeni iz sonog kupatila i hlađeni do sobne temperature na mirnom vazduhu. Kako bi se uklonili ostaci soli i masnoće zaostali na uzorcima, izvršeno je njihovo sukcesivno pranje u destilovanoj vodi i etil alkoholu.

2.4.2 Feritizacija

U cilju dobijanja potpuno feritne mikrostrukture nodularnog liva radi poređenja vrednosti prelazne temperature između feritne (nodularni liv) i ausferitne (ADI materijal) mikrostrukture, primenjen je postupak feritizacije (mekog žarenja) polaznog nodularnog liva koji se sastojao iz:

1. Austenitizacije na temperaturi od 900°C u trajanju od 2 sata,
2. Slobodnog hlađenja u peći u trajanju od 1 sata do temperature od 760°C ,
3. Kontrolisanog sporog hlađenja u peći brzinom od $20^\circ\text{C}/1\text{h}$ do temperature od 640°C , i
4. Završnog sporog hlađenja u peći do 300°C i daljeg hlađenja na mirnom vazduhu do sobne temperature

Termički tretman je u potpunosti izvršen u komornoj peći sa zaštitnom atmosferom argona (Ar), a njegov tok je prikazan na slici 2.7.



Slika 2.7 Feritizacija

2.5 Ispitivanje mikrostrukture

Ispitivanje mikrostrukture izvršeno je na uzorcima nodularnog liva, u livenom stanju (pre austemperovanja i nakon feritizacije) i na uzorcima ADI materijala nakon austemperovanja.

Ispitivanje se sastojalo iz:

1. Pripreme uzoraka
2. Ispitivanja svetlosnim mikroskopom
3. Ispitivanja skening elektronskim mikroskopom
4. Kvantitativne analize mikrostrukture
5. Rendgenostrukturnog ispitivanja difrakcijom X-zraka

2.5.1 Priprema uzoraka

Uzorci za ispitivanje svetlosnim i skening elektronskim mikroskopom pripremani su standardnom metalografskom tehnikom.

Mikrostruktura je ispitivana na uzorcima isečenim iz krajeva Šarpijevih epruveta dalje od mesta udara i preloma. Isecanje je izvršeno točilom uz intezivno hlađenje vodom na uređaju „Diskotom“, Struers. Nakon isecanja uzorci su zatopljeni toplim postupkom u bakelitnu smesu na presi „Prontopres“, Struers. Zatopljeni uzorci su potom postepeno brušeni SiC papirima finoće od 180, 240, 360, 600, 1000 i 2400 na mašini „Knuth Rotor“, Struers. Završna faza pripreme uzoraka se sastojala od poliranja dijamantskim česticama finoće 6, 3 i 1 μ m na uređaju „DP-U2“, Struers.

Nakon pripreme uzoraka izvršeno je nagrizanje 3% nitalom (3% rastvor azotne kiseline u alkoholu) radi razvijanja mikrostrukture.

Takođe, za potrebe ispitivanja mikrostrukture uzorci su podvrgnuti i termičkom bojenju u skladu sa procedurom datom u [128]. Termičko bojenje je vršeno na uzorcima nagrženim sa 3% nitalom u komornoj peći, bez zaštitne atmosfere na temperaturi od 260°C u trajanju od 6 sati. Tokom termičkog bojenja dolazi do oksidacije površine i mikrostrukture poprimaju sledeće boje: stabilni zadržani austenit (od crvene boje sa većim sadržajem ugljenika, preko bordo i ljubičaste do plave sa manjim sadržajem ugljenika), metastabilni zadržani austenit (plave do svetlo plave boje), ausferitni ferit (od oker-žute do zelenkasto-smeđe boje u slučaju jako fine ausferitne strukture), martenzit (izrazito svetlo plave boje) i slobodni karbidi (bele boje).

U slučaju ispitivanja grafita nagrizanje nije vršeno, već su uzorci ispitivani u poliranom stanju.

2.5.2 Ispitivanje svetlosnim mikroskopom

Mikrostrukturno ispitivanje uzoraka nodularnog liva i ADI materijala u poliranom, nagrženom i termički obojenom stanju vršeno je na svetlosnom mikroskopu „Orthoplan“, Leitz.

2.5.3 Ispitivanje skening elektronskim mikroskopom

Ispitivanje karaktera loma prelomljenih uzoraka nodularnog liva i ADI materijala vršeno je na skening elektronskom mikroskopu JEOL „JSM 6460LV“ pri radnom naponu od 25 kV.

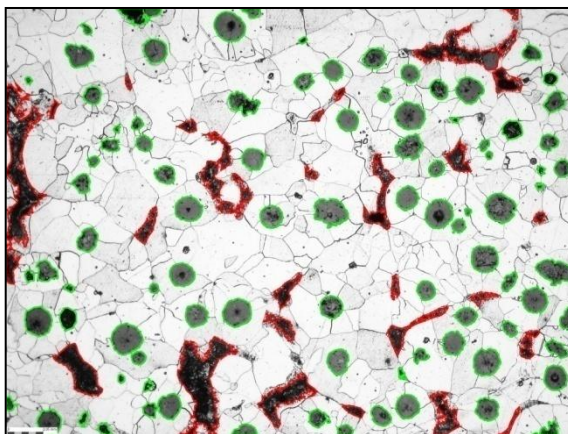
Ispitivanje je izvršeno u Univerzitetkom centru za elektronsku mikroskopiju, Novi Sad.

2.5.4 Kvantitativna analiza mikrostrukture

Za određivanje oblika, veličine, zapreminskog udela i gustine grafitnih nodula, kao i za određivanje udela perlita korišten je program za kvantitativnu analizu slike JMicroVision 1.2.7. Postupak kvantitativne analize slike se zasnivao na principu merenja površina definisanih na osnovu kontrasta između faza, odnosno na razlici između grafitnih nodula (tamno) i polirane metalne osnove (svetlo). U slučaju perlita, koji je takođe tamne boje nakon nagrizanja kao i grafit, indentifikacija je izvršena ručnim odabirom odgovarajućih površina.

Za svaku leguru određivanje morfoloških karakteristika grafita ili udela perlita je izvršeno na 10 vidnih polja kod različitih uzoraka pri uvećanju od 100×.

Primer mikrostrukture na kojoj je vršena kvantifikacija pojedinih faza i mikrostrukture je dat na slici 2.8.



Slika 2.8 Kvantitativna analiza mikrostrukture (zeleno - udeo grafita 10.71% i crveno - udeo perlita 6.25%)

Pored primene računarskog programa za analizu slike pri određivanju oblika, veličine i gustine grafitnih nodula i udela perlita korištena je i uporedna metoda kvantifikacije prema standardu SRPS EN ISO 945-1:2012 i prema katalogu Gusskontrolle, Metallgesellschaft AG, Frankfurt am Main.

2.5.5 Rendgenostrukturno ispitivanje difrakcijom x-zraka

Rendgenostrukturno ispitivanje difrakcijom x-zraka korišteno je za određivanje zapreminskog udela zadržanog austenita u mikrostrukтури ADI materijala i određivanje sadržaja ugljenika u zadržanom austenitu.

Ispitivanje je vršeno na difraktometru „D500“ Simens korištenjem monohromatskog zračenja Cu K α zračenja pri 35kV i 20mA. Intenzitet zračenja je registrovan u funkciji ugla 2 θ od 36 do 100° sa korakom od 0.02° i vremenom merenja dve sekunde. Uzorci za ispitivanje su bili u poliranom stanju (standardna metalografska priprema, poglavlje 2.6.1), a isečeni su iz krajeva Šarpijevih epruveta dalje od mesta udara i preloma.

Zapreminski udeo zadržanog austenita može se odrediti na osnovu merenja integrisanog intenziteta austenitne i feritne faze.

Odnos vrednosti zadržanog austenita i ausferitnog ferita je izračunata na osnovu odnosa intenziteta difrakcionih pikova ove dve faze kod polikristalnog uzorka prema formuli koju je dao Cullity [205], tj.:

$$\frac{I_{\gamma(hkl)}}{I_{\alpha(hkl)}} = \frac{R_{\gamma(hkl)}}{R_{\alpha(hkl)}} \times \frac{V_{\gamma}}{V_{\alpha}} \quad (2.1)$$

gde je:

$I_{\gamma(hkl)}$ - integrisani intenzitet za datu hkl ravan γ faze,

$I_{\alpha(hkl)}$ - integrisani intenzitet za datu hkl ravan α faze,

V_{γ} - zapreminski udeo zadržanog austenita,

V_{α} - zapreminski udeo ausferitnog ferita,

a $R_{\gamma(hkl)}$ i $R_{\alpha(hkl)}$ su korekcionni faktori za određeni pik dati izrazom:

$$R = \frac{1}{v^2} [F^2(p)(L_p)]e^{-2m} \quad (2.2)$$

gde je :

v - zapremina jedinične ćelije,

F - strukturni faktor,

p - faktor umnožavanja,

L_p - Lorentz-ov polarizacioni faktor, a

e^{-2m} - temperaturni faktor.

Integrisani intenzitet je uzet kao srednja vrednost (formula 2.3) karakterističnih ravni difrakcije koje se javljaju kod austenita i ferita, tabela 2.1.

$$\frac{I_x}{R_x} = \frac{1}{n} \sum_{i=1}^n \frac{I_{xi}}{R_{xi}} \quad (2.3)$$

Tabela 2.1 Difrakcione ravni

Faza, i	Difrakciona ravan, hkl
Austenit 1	111
Austenit 2	200
Ferit 1	110
Ferit 2	200
Ferit 3	211

Nakon određivanja odnosa vrednosti zapreminskog udela zadržanog austenita i ausferitnog ferita, konačni zapreminski udeo pojedinih faza se računa prema formuli 2.4 uz uzimanje u obzir da je u mikrostrukturi ADI materijala prisutan i grafit u vidu nodula. Zapreminski udeo grafita je određen kvantitativnom analizom (poglavlje 2.6.3).

$$V_{\gamma} + V_{\alpha} + V_g = 1 \quad (2.4)$$

gde je:

V_γ - zapreminski udeo zadržanog austenita,

V_α - zapreminski udeo ausferitnog ferita, i

V_g - zapreminski udeo grafita

Pored određivanja zapreminskog udela zadržanog austenita, na osnovu difraktograma i karakterističnih pikova γ faze izvršeno je određivanje i sadržaja ugljenika u zadržanom austenitu.

Sadržaj ugljenika u zadržanom austenitu je određen na osnovu formule date u radovima [56, 125]:

$$a_\gamma = 0.3548 + 0.0044 C_\gamma \quad (2.5)$$

gde je:

a_γ - parametar austenitne rešetke [nm]

C_γ - sadržaj ugljenika u zadržanom austenitu [mas. %]

Takođe, na osnovu određenih vrednosti, izračunat je i parametar $X_\gamma C_\gamma$ (jednačina 2.6) koji predstavlja zapreminski udeo austenitnog ugljenika u celokupnoj metalnoj osnovi.

$$X_\gamma C_\gamma = V_\gamma \cdot C_\gamma \quad (2.6)$$

gde je:

V_γ - zapreminski udeo zadržanog austenita,

C_γ - sadržaj ugljenika u zadržanom austenitu [mas. %]

Rendgenostrukturno ispitivanje difrakcijom x-zraka je izvršeno u Laboratoriji za materijale, Institut Vinča, Beograd.

2.6 Ispitivanje mehaničkih osobina

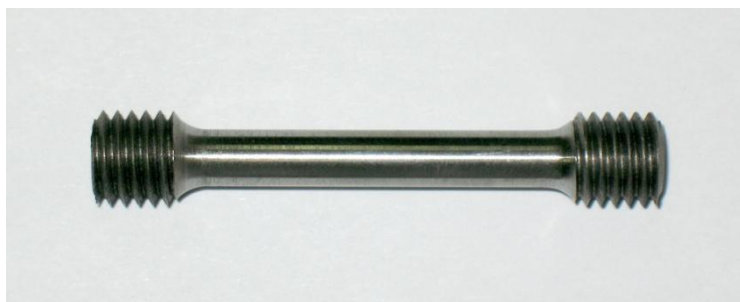
Ispitivanje mehaničkih osobina na sobnoj temperaturi izvršeno je na uzorcima nodularnog liva, pre termičkog tretmana i na uzorcima ADI materijala nakon termičkog tretmana.

Mehanička ispitivanja na sobnoj temperaturi su obuhvatila:

1. Ispitivanje zatezanjem
2. Ispitivanje tvrdoće
3. Ispitivanje energije udara

2.6.1 Ispitivanje zatezanjem

Određivanje zateznih osobina (zatezne čvrstoće, konvencionalnog napona tečenja i izduženja) kod nodularnog liva i ADI materijala izvršeno je u skladu sa standardom SRPS EN 10002 na univerzalnoj mehaničkoj kidalici „ZDM 5/91“, WEB Leipzig. Ispitane su minimum tri epruvete za svaki odgovarajući materijal i primenjeni termički tretman. Epruvete za ispitivanje zatezanjem su bile kružnog poprečnog preseka $\varnothing 6$ mm sa početnom mernom dužinom od 30 mm. Dimenzije epruveta su date na slici 2.3, dok je njihov izgled nakon mašinske obrade dat na slici 2.9.



Slika 2.9 Izgled epruvete za ispitivanje zatezanjem

2.6.2 Ispitivanje tvrdoće

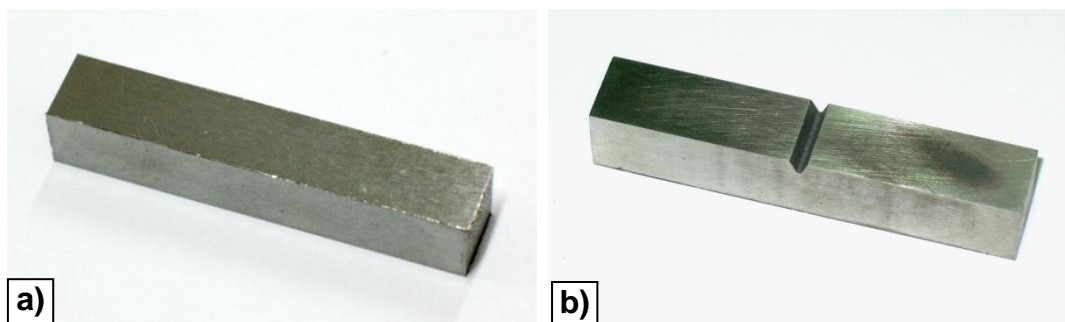
Ispitivanje tvrdoće kod nodularnog liva i ADI materijala izvršeno je Vickersovom metodom u skladu sa standardom SRPS EN ISO 6507-1:2011 na uređaju „HPO 250“, WEB Leipzig. Srednja vrednost tvrdoće je određena na osnovu najmanje 5 merenja sa silom utiskivanja od 294.2 N (30 kgf) i vremenom zadržavanja od 15 s.

Pored merenja Vickersovom metodom, uzorci nodularnog liva su mereni i Brinelovom metodom u skladu sa standardom SRPS EN ISO 6506-1:2011 na uređaju „HPO 250“, WEB Leipzig. Merenje je rađeno sa prečnikom čelične kuglice od 2.5 mm, silom utiskivanja od 612.9 N (62.5 kgf) i vremenom zadržavanja od 15 s. Izvršena su najmanje 5 merenja.

2.6.3 Ispitivanje energije udara

Energija udara prema Šarpiju na sobnoj temperaturi određena je za uzorke nodularnog liva i ADI materijala u skladu sa standardom SRPS EN 10045:1993. Za ispitivanje je korišteno instrumentirano Šarpijevo klatno „RPSW/A“, SCHENCK-TREBLE (Vojnotehnički institut, Beograd) sa maksimalnom energijom udara od 300 J i Šarpijevo klatno „PSW 30“, WEB Leipzig (Fakultet tehničkih nauka, Novi Sad) sa maksimalnom energijom udara od 300 J.

Za ispitivanje su korištene epruvete bez i sa „V“ zarezom, dimenzija $10 \times 10 \times 55$ mm, pri čemu su ispitane najmanje po tri epruvete za svaki primenjeni termički tretman. Dimenzije epruveta su date na slici 2.4 i u tački 2.3, dok je njihov izgled nakon mašinske obrade prikazan na slici 2.10.



Slika 2.10 Izgled epruveta za ispitivanje energije udara prema Šarpiju
a) bez zarezca; b) sa „V“ zarezom

Instrumentirano Šarpijevo klatno

Ispitivanje udarom se koristi kao način za procenu ponašanja materijala pri dinamičkom (udarnom) opterećenju, koje pogoduje brzom razvoju loma. Na taj način se dobija podatak o apsorbovanoj energiji potrebnoj za lom, tj. o meri otpora materijala prema krtom lomu u datim uslovima [189, 191]. Ovaj podatak je jedna od osnova za izbor materijala, kontrolu kvaliteta i za ocenu promene krtosti [189, 206].



Slika 2.11 Instrumentirano Šarpijevo klatno (RPSW/A, Schenck-Treble, na Vojnotehničkom institutu, Beograd)

Energija udara se najčešće ispituje putem klatna ili padajućeg tega, gde metoda ispitivanja Šarpijevim klatnom ima stogodišnju tradiciju [206]. Međutim, primenom standardne metode po Šarpiju dobija se jedna integralna vrednost, koja predstavlja ukupnu energiju potrebnu za lom materijala [189, 191]. Tako određena energija loma ne daje mogućnost razdvajanja otpornosti materijala prema nastanku i daljem rastu prsline. Kako bi se ovo prevazišlo u upotrebu se sve više uvode instrumentirana klatna, na kojima se kontinuirano prati promena sile tokom vremena potrebnog za lom (kriva sila-vreme). Na taj način moguće je pored

ukupne energije potrebne za lom odrediti i udarne sile, brzine pri udaru, pomaranja, odnosno odrediti energiju potrebnu za nastanak i dalji rast prsline [189, 191-194].

Instrumentacija Šarpijevog klatna se postiže postavljanjem mernih traka na nož klatna, čime nož postaje praktično merna ćelija za merenje sile, dok se vreme tokom loma meri bezkontaktnim metodom (najčešće optičkim putem). Ceo sistem se potom preko pojačivača signala povezuje sa računarom radi obrade dobijenih signala pri merenju. Primer izgleda instrumentiranog Šarpijevog klatna sa pratećom opremom prikazan je na slici 2.11.

Nakon akvizicije podataka o zavisnosti sile loma od vremenu u kojoj se lom odigrao, i konstrukcije krive sila-vreme moguće je integracijom površine ispod krive odrediti utrošenu energiju za lom putem formule [192] koja uzima u obzir proporcionalni pad brzine udara klatna:

$$E_t = E_a \left[1 - \left(\frac{E_a}{4E_o} \right) \right] \quad (2.7)$$

gde je:

E_t - energija loma utrošena za vreme t

E_a - energija loma utrošena za vreme t za konstantnu brzinu v_o
(energija ispod krive sila-vreme)

$$E_a = v_o \int_0^t P dt \quad (2.8)$$

v_o - početna brzina klatna

$P dt$ - promena sile udara tokom vremena

E_o - maksimalna raspoloživa kinetička energija klatna

$$E_o = \frac{1}{2} m v_o^2 \quad (2.9)$$

m - masa klatna

Na slici 2.12 su ilustrovane karakteristične vrednosti koje se mogu dobiti pri ispitivanju instrumentiranim Šarpijevim klatnom, dok je na slici 2.13 šematski prikazano ponašanje čelika srednje čvrstoće pri ispitivanju na različitim temperatura.

Karakteristične vrednosti koje je moguće odrediti sa dijagrama sila-vreme pri ispitivanju na instrumentiranom klatnu su:

P_M - maksimalna sila na krivoj sila-vreme,

P_{GY} - dinamička sila napona tečenja; određuje se na mestu zakrivljenja dijagrama, tj. na prelaznoj tački od linearne ka nelinearnoj zavisnosti sila-vreme. Ona služi u prvoj aproksimaciji kao mera plastičnog popuštanja ligamenta uzorka

P_F - sila početka nestabilnog rasta prsline; određuje se kao sila na preseku glatke krive i strmo padajućeg dela krive sila-vreme

P_A - sila pri kojoj se zaustavlja brzi rast prsline,

t_M - vreme do maksimalne sile,

t_{GY} - vreme do početka plastičnog loma ligamenta,

t_F - vreme pri inicijaciji nestabilnog rasta prsline,

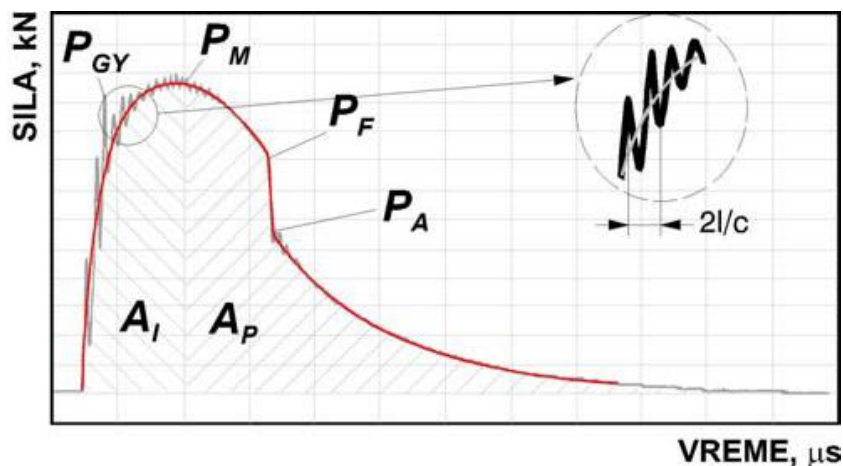
t_A - vreme na kraju nestabilnog rasta prsline,

t_t - ukupno vreme potrebno za lom, definisano za trenutak kada sila dostigne vrednost od $0.02P_M$,

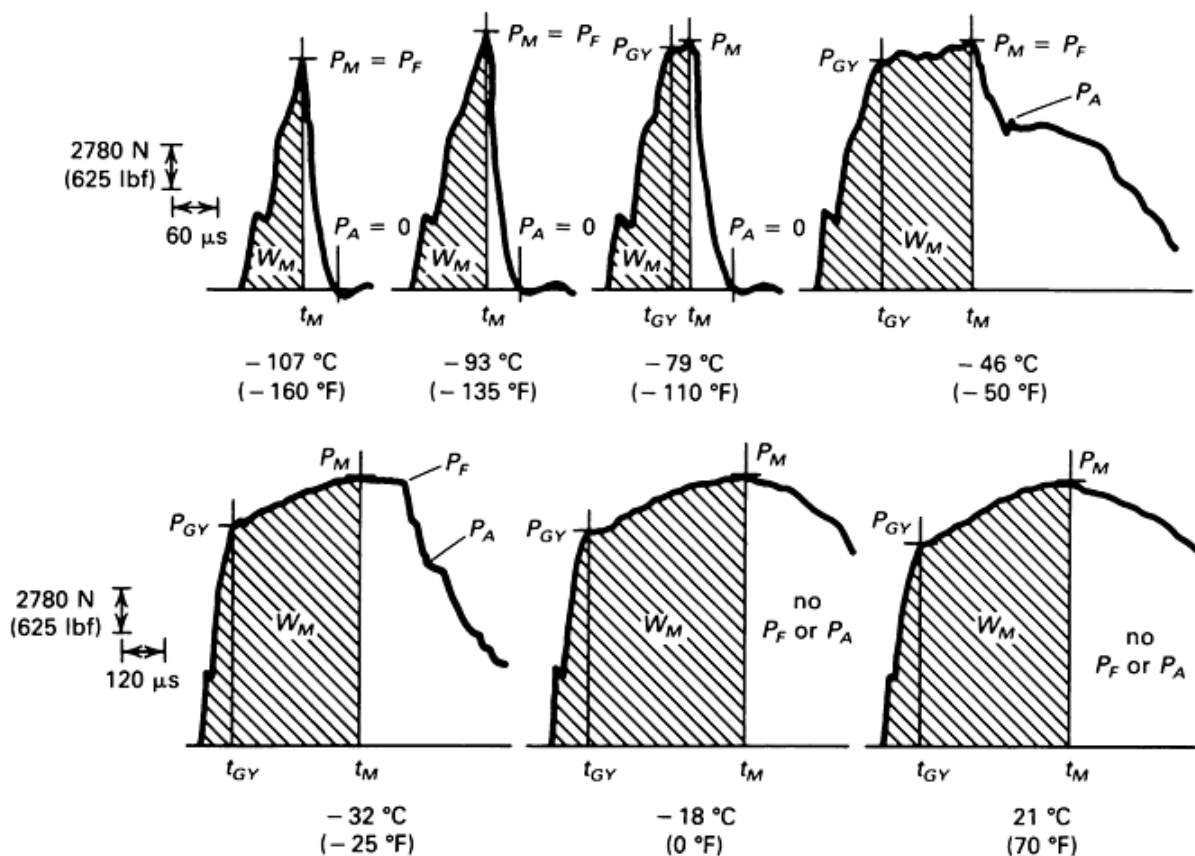
E_i (A_I ili W_M) - energija nastanka (stvaranja ili inicijacije) prsline,

E_p (A_P) - energija rasta (širenja ili propagacije) prsline

E_t (A_T) - ukupna energija loma



Slika 2.12 Tipičan dijagram sila-vreme za izraženo plastično ponašanje materijala, dobijen na instrumentiranom klatnu [193]



Slika 2.13 Krive zavisnosti sila-vreme za čelik srednje čvrstoće pri različitim temperaturama ispitivanja [192]

Treba napomenuti da se iz dijagrama sila - vreme mogu odrediti i sila tečenja, maksimalna sila i sila krtoq loma, kao što je to prikazano na slici 2.12. Međutim, treba uzeti u obzir da prilikom ispitivanja sve ove sile nisu uvek jasno izražene. Uticajni faktori na tip zavisnosti sila-vreme pri ispitivanju na instrumentiranom klatnu su: vrsta ispitivanog materijala, temperature ispitivanja (vidi sliku 2.13) i režim termičke obrade.

Dva materijala koja imaju jednake vrednosti ukupne energije loma udarom, mogu da imaju različite energije nastanka i rasta prsline. S tačke gledišta sigurnosti konstrukcije bolji je onaj materijal koji ima malu energiju nastanka prsline, a veliku energiju rasta prsline [193].

2.7 Određivanje prelazne temperature

Određivanje prelazne temperature za nodularni liv i ADI materijal je izvršeno u dva koraka:

- eksperimentalno ispitivanje energije udara u temperaturnom intervalu od -196 do $+100^{\circ}\text{C}$
- primena matematičkog modela zavisnosti energije udara od temperature na osnovu statističke obrade rezultata merenja

2.7.1 Ispitivanje energije udara u temperaturnom intervalu od -196 do $+100^{\circ}\text{C}$

Za određivanje prelazne temperature korišteno je ispitivanje energije udara prema Šarpiju (SRPS EN 10045-1:1993) na epruvetama bez zareza (standardne za ispitivanje ADI materijala prema ASTM A897M-06), dimenzija $10 \times 10 \times 55$ mm, pri čemu su ispitane najmanje 3 epruvete za datu temperaturu iz ispitnog intervala od -196 do $+100^{\circ}\text{C}$.

Za postizanje veoma niskih temperatura od -196 , -100 i -60°C ispitivanja korišteno je hladno kupatilo sa smešom tečnog azota i petrol etra u kome su epruvete držane minimalno 10 min u skladu sa preporukama iz standarda za tečnu rashladnu sredinu.

Hlađenje epruveta na niske temperature od -40 , -20 i 0°C ostvareno je u rashladnoj komori „TSE 500/70-R“, Brabender-Realtest rashladnog kapaciteta od $+20$ do -70°C , u vremenu ne manjem od 30 min (preporuka za gasnu sredinu). Nakon postizanja željene temperature, epruvete su u kratkom vremenu (manje od 5 s) prelomljene.

Za postizanje ispitne temperature od $+100^{\circ}\text{C}$ korištena je komora sa gasnom sredinom (vazduh) „TEE 140/40 (LN260) X“ Brabender Realtest-Umweltsimulator, temperaturnog radnog opsega od -60 do $+250^{\circ}\text{C}$, u kojoj su epruvete držane 30 min na odgovarajućoj temperaturi i potom, takođe za kratko vreme (manje od 5 sekundi) prelomljene.

Pre ispitivanja izvršena je provera porasta ili pada temperature za vremenski interval od 5 sekundi koji je preporučen standardom kao vreme u kome je potrebno izvršiti ispitivanje. Provera temperature je izvršena kontaktnim digitalnim termometrom. Utvrđeno je da se u datom vremenskom intervalu od 5 sekundi temperatura epruvete ne menja značajno u odnosu na zahtevanu temperaturu ispitivanja.

2.7.2 Matematički model zavisnosti energije udara od temperature

Matematički model zavisnosti energije udara od temperature ispitivanja je određen prema metodologiji predloženoj od strane Todinov-a *et al.* [207, 208] i primenjenoj u doktorskoj tezi Novović-a [209]. Pored toga, primenljivost matematičkog modela u slučaju ispitivanja prelazne temperature ADI materijala je potvrđena u magistarskoj tezi [181], kao i u radovima [135, 204].

Primenjeni matematički model zavisnosti energije udara od temperature omogućava nezavisno definisanje temperatura gornjeg i donjeg praga, kao i prelazne oblasti. Kriva nije simetrična što bolje odražava moguće podatke, a definisanje parametara krive se vrši preko težinskih koficijenata, što doprinosi preciznosti i fleksibilnosti modela [207-209].

Prvi korak u definisanju matematičkog modela zavisnosti energije udara od temperature ispitivanja predstavlja usvajanje vrednosti energije udara na gornjem (E_U) i donjem (E_L) pragu.

Te vrednosti usvajaju se nezavisno prema jednačini 2.9:

$$E_z = \frac{\sum_{i=1}^{n_z} \frac{N_i}{S_i^2} \bar{E}_i}{\sum_{i=1}^{n_z} \frac{N_i}{S_i^2}}; Z \in \{L, U\}; \quad (2.10)$$

gde je: E_Z - energija udara donjeg (L) ili gornjeg (U) praga, \bar{E}_i srednja energija udara i-tog merenja, N_i - broj ponavljanja unutar i-tog merenja, S_i^2 - standardna devijacija i-tog merenja.

Drugi korak predstavlja definisanje zavisnosti energije udara od temperature u prelaznoj oblasti, što je dato jednačinom (2.10):

$$E = E_L + (E_U - E_L) \{1 - \exp[-k(T - T_0)^m]\} \quad (2.11)$$

gde je: E - energija udara, E_L - energija udara donjeg praga, E_U - energija udara gornjeg praga, k i m - koeficijenti oblika jednačine, T_0 - koeficijent položaja, T - temperatura

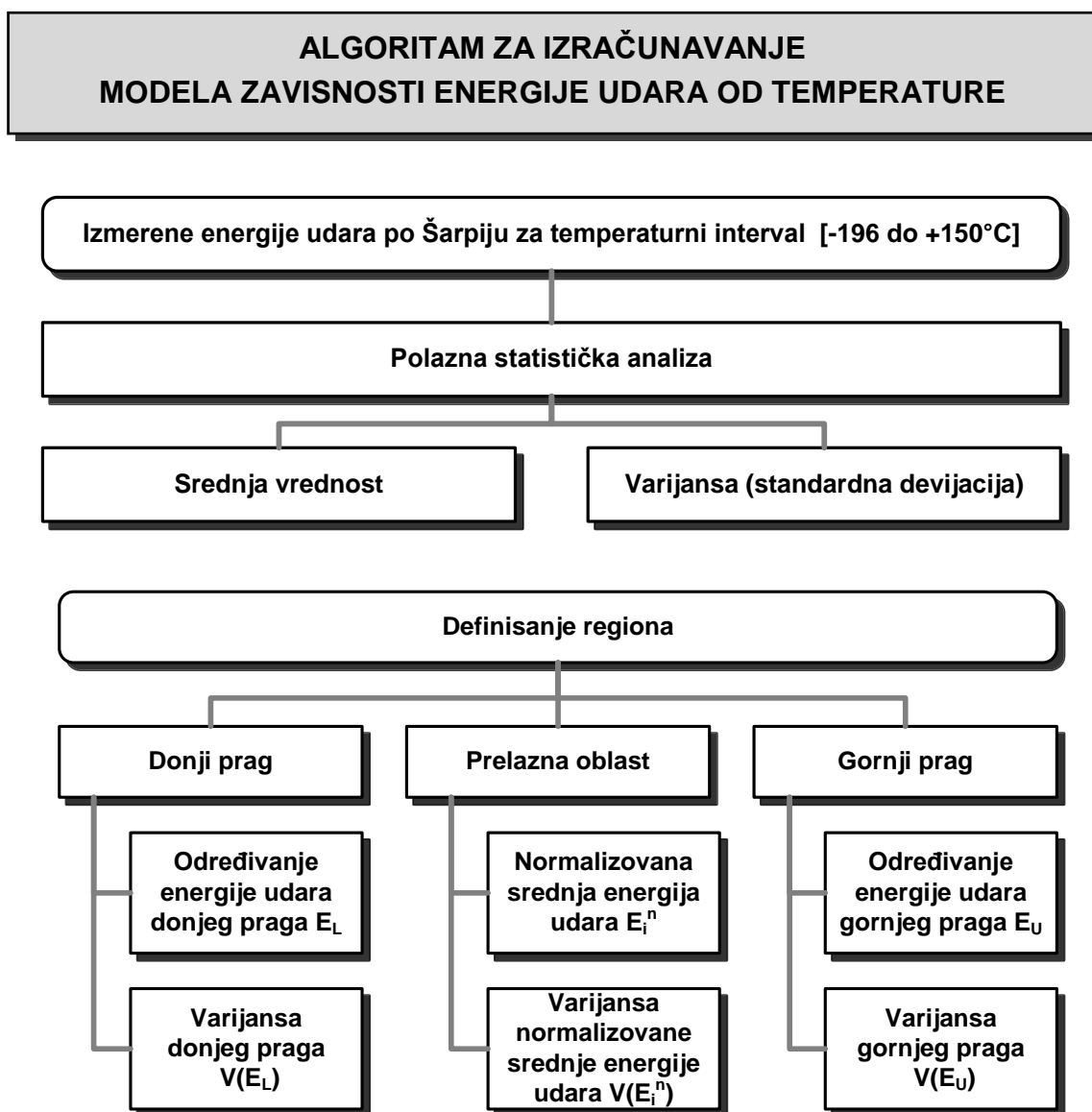
Parametar T_0 predstavlja temperaturu početka prelazne oblasti, a izračunava se na osnovu SSE (sum of squared weighted residuals - zbir kvadrata odstupanja), jednačina 2.12. Temperatura koja ima najnižu vrednost SSE predstavlja T_0 (jednačina 2.12). Pored toga, i vrednosti parametara m , k i c , u jednačini (2.11), se takođe određuju za najmanji SSE (jednačina 2.13).

$$SSE(t_1) = \sum_{i=1}^{n_i} w_i e_i^2(t_1) \quad e_i(t_1) = y_i - m(t_1)x_i - c(t_1) \quad (2.12)$$

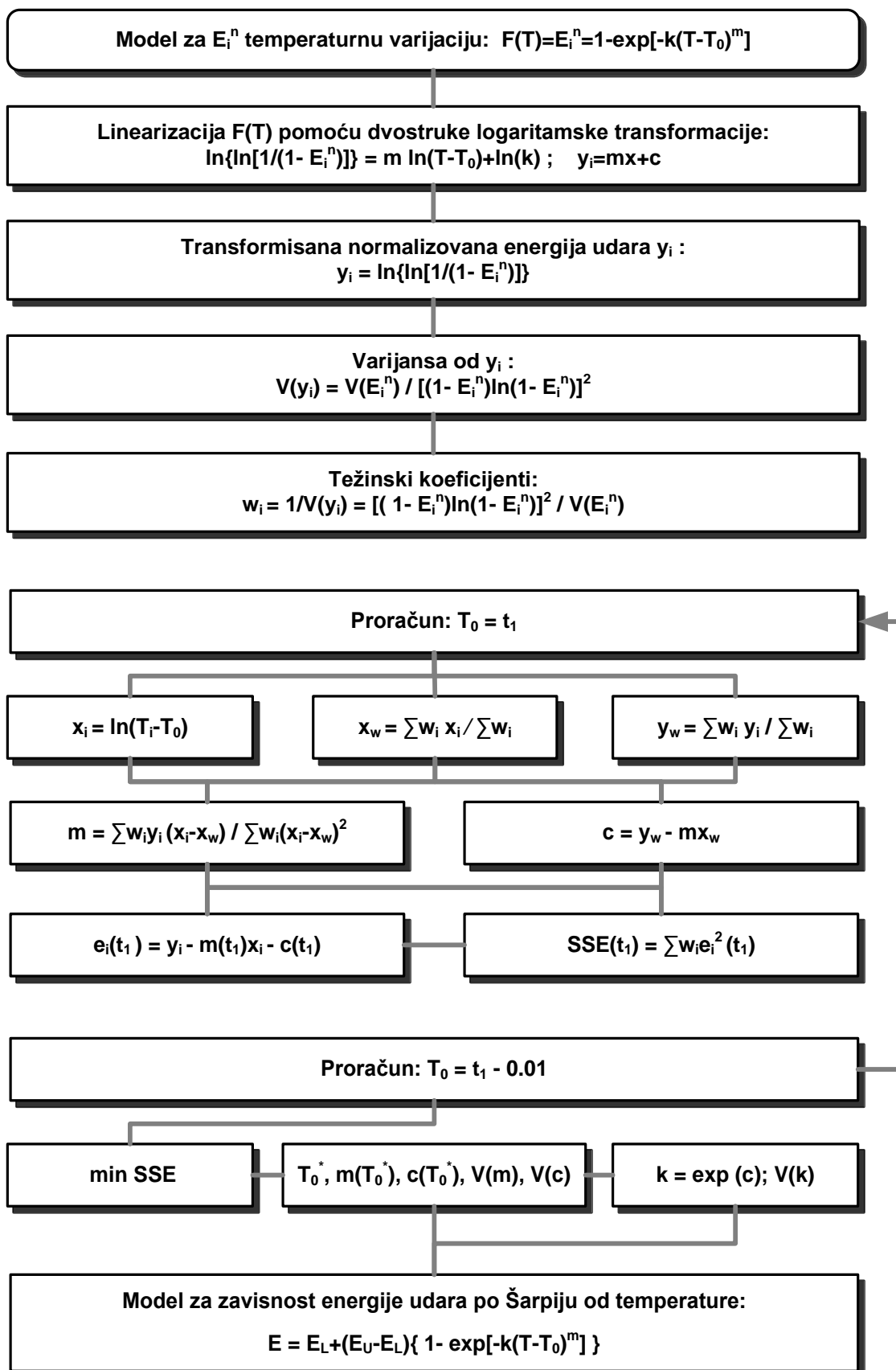
$$SSE(t^*) = \min\{SSE(t_1), SSE(t_2), \dots, SSE(t_k)\} \Rightarrow T_0 = t^*; m(t^*); k = \exp c[(t^*)] \quad (2.13)$$

Postupak definisanja matematičkog modela zavisnosti energije udara od temperature ispitivanja je dat u vidu algoritma na slici 2.14, dok su izrazi statističke analize korištene pri izračunavanju modela dati u tabeli 2.2.

Za proračun svih parametara jednačine krive (2.10) korišten je program Microsoft Excel, u kome su razrađeni radni listovi prema datom algoritmu (slika 2.14) za unos početnih parametara (rezultati merenja energije udara) na osnovu kojih se vrši dalji proračun potrebnih parametara.



Slika 2.14 Algoritam za izračunavanje modela zavisnosti energije udara od temperature (prvi deo)



Slika 2.14 Algoritam za izračunavanje modela zavisnosti energije udara od temperature (nastavak)

Tabela 2.2 Izrazi statističke analize korištene pri izračunavanju modela zavisnosti energije udara od temperature (prvi deo)

**DEFINISANJE PROMENLJIVIH U PROCEDURI ODREĐIVANJA
MODELA ZAVISNOSTI ENERGIJE UDARA OD TEMPERATURE**

Opisna statistika

Srednja vrednost energije udara

$$\bar{E}_i = \frac{1}{N_i} \sum_{j=1}^{N_i} E_{ij}$$

Standardna devijacija

$$s_i^2 = \frac{1}{N_i - 1} \sum_{j=1}^{N_i} (E_{ij} - \bar{E}_i)^2$$

Energija udara donjeg i gornjeg praga i varijansa

$$E_z = \frac{\sum_{i=1}^{n_z} \frac{N_i}{s_i^2} \bar{E}_i}{\sum_{i=1}^{n_z} \frac{N_i}{s_i^2}}; Z \in \{L, U\};$$

$$V(E_z) = \frac{1}{\sum_{i=1}^{n_z} \frac{N_i}{s_i^2}}$$

Normalizovana srednja energija udara i varijansa

$$E_i^n = \frac{\bar{E}_i - E_L}{E_U - E_L} \quad V_i(E_i^n) = \frac{\frac{s_i^2}{N_i}}{(E_U - E_L)^2} + \frac{(\bar{E}_i - E_U)^2}{(E_U - E_L)^4} V(E_L) + \frac{(E_L - \bar{E}_i)^2}{(E_U - E_L)^4} V(E_U)$$

$$E_i^n = \{1 - \exp[-k(T_i - T_0)^m]\}$$

Dvostruka logaritamska transformacija

$$\text{Ln} \left[\text{Ln} \left(\frac{1}{1 - E_i^n(T_i)} \right) \right] = m \text{Ln}(T_i - T_0) + \text{Ln}(k)$$

$$y_i = \text{Ln} \left[\text{Ln} \left(\frac{1}{1 - E_i^n} \right) \right]$$

$$y_i = mx + c$$

$$x_i = \text{Ln}(T_i - T_0)$$

$$V_i(y_i) = \frac{V(E_i^n)}{\left[(1 - E_i^n) \text{Ln}(1 - E_i^n) \right]^2}$$

$$c = \text{Ln}(k)$$

Tabela 2.2 Izrazi statističke analize korištene pri izračunavanju modela zavisnosti energije udara od temperature (nastavak)

Težinski koeficijenti

$$w_i = \frac{\left[(1 - E_i^n) \ln(1 - E_i^n) \right]^2}{V_i(E_i^n)} = \frac{1}{V_i(y_i)}$$

Procedura proračuna za određivanje parametara modela

$T_0 = t_1$

$$x_i = \ln(T_i - T_0); \quad x_w = \frac{\sum_{i=1}^{n_t} w_i x_i}{\sum_{i=1}^{n_t} w_i}; \quad y_w = \frac{\sum_{i=1}^{n_t} w_i y_i}{\sum_{i=1}^{n_t} w_i}; \quad m = \frac{\sum_{i=1}^{n_t} w_i y_i (x_i - x_w)}{\sum_{i=1}^{n_t} w_i (x_i - x_w)^2}; \quad c = y_w - mx_w$$

$$e_i(t_1) = y_i - m(t_1)x_i - c(t_1) \quad SSE(t_1) = \sum_{i=1}^{n_t} w_i e_i^2(t_1)$$

$T_0 = t_2$

$$SSE(t_2) = \sum_{i=1}^{n_t} w_i e_i^2(t_2)$$

$$SSE(t^*) = \min\{SSE(t_1), SSE(t_2), \dots, SSE(t_k)\} \Rightarrow T_0 = t^*; m(t^*); c(t^*); k = \exp[c(t^*)];$$

Model za zavisnost energije udara po Šarpiju od temperature

$$E = E_L + (E_U - E_L) \{1 - \exp[-k(T - T_0)^m]\}$$

3. REZULTATI

3.1 Karakterizacija polaznog nodularnog liva

3.1.1 Hemijski sastav polaznog nodularnog liva

Hemijski sastav polaznog nodularnog liva dat je u tabeli 3.1.

Tabela 3.1 Hemijski sastav polaznog nodularnog liva u mas.%

Oznaka materijala	C%	Si%	Mn%	Cu%	Ni%	Mo%	Cr%	Mg%	P%	S%
Polazni nodularni liv	3.53	2.53	0.347	0.045	0.069	-	0.055	0.031	0.018	0.015

3.1.2 Mikrostruktura polaznog nodularnog liva

Mikrostruktura nodularnog liva u poliranom i nagriženom stanju prikazana je na slici 3.1.

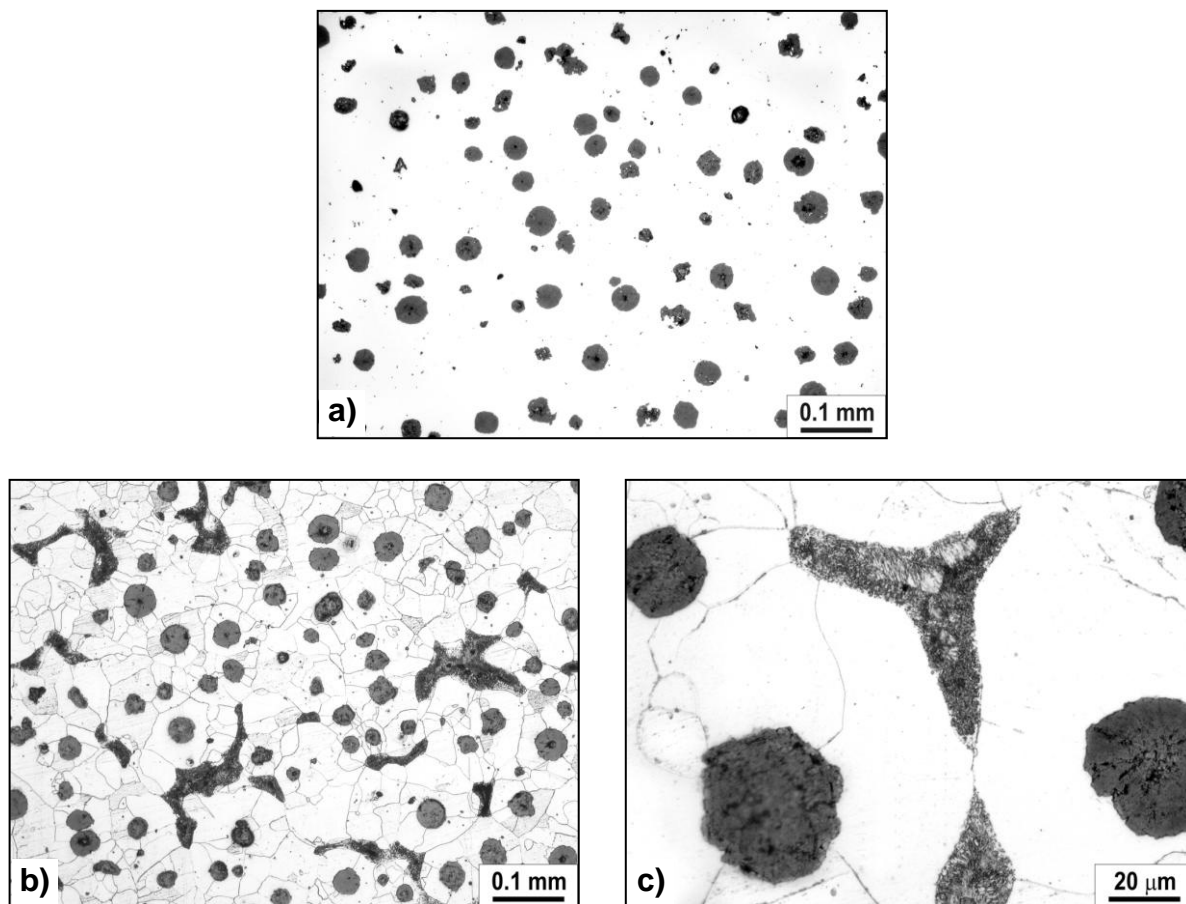
Mikrostruktura nodularnog liva, posmatrana na poliranoj površini, sastoji se iz metalne osnove i nodularnog grafita, slika 3.1a. Kod svih uzoraka, grafitne nodule su ravnomerno raspoređene u osnovi i imaju sledeće karakteristike: prosečni udeo grafita u zapremini od $10.9 \pm 0.96\%$, stepen sferodizacije nodula preko 90%, gustina nodula od 150 do 200 nodula/mm² i veličina nodula od 25 do 30 μm. Mikrostruktura metalne osnove je pretežno feritna sa manje od 10% udela lamelnog perlita, slika 3.1b i c.

3.1.3 Zatezne karakteristike polaznog nodularnog liva

Rezultati ispitivanja zatezanjem polaznog nodularnog liva na sobnoj temperaturi dati su u tabeli 3.2.

3.1.4 Tvrdoća polaznog nodularnog liva

Rezultati ispitivanja tvrdoće polaznog nodularnog liva dati su u tabeli 3.3.



Slika 3.1 Mikrostruktura polaznog nodularnog liva: a) polirana površina; b, c) nagrižena površina, 3% nital

Tabela 3.2 Zatezne karakteristike polaznog nodularnog liva

Oznaka materijala	Epruveta	Konvencionalni napon tečenja, $R_{p0.2\%}$ [MPa]	Zatezna čvrstoća, R_m [MPa]	Izduženje, A [%]
Polazni nodularni liv	A	331	486	21.0
	B	318	476	23.0
	C	329	456	22.7
	Srednja vrednost	326	473	22.2

Tabela 3.3 Tvrdća polaznog nodularnog liva

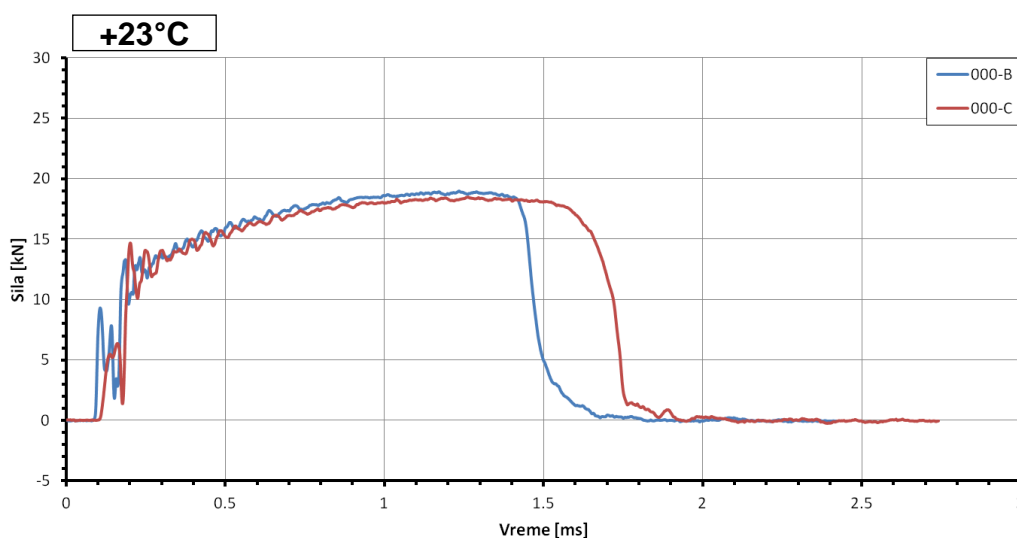
Oznaka materijala	Uzorak	Tvrdća, HB 2.5/62.5	Tvrdća, HV30
Polazni nodularni liv	A	155	161
	B	157	165
	C	152	167
	D	159	161
	E	159	167
	Srednja vrednost	156.4	164.2

3.1.5 Energija udara polaznog nodularnog liva

Rezultati ispitivanja energije udara na epruvetama bez zarez (KO) na konvencionalnom Šarpijevom klatnu (E_t -ukupna energija udara), kao i rezultati ispitivanja na instrumentiranom Šarpijevom klatnu (E_i -energija nastanka prsline, E_p -energija rasta prsline i E_t -ukupna energija udara) polaznog nodularnog liva (NL) na sobnoj temperaturi dati su u tabeli 3.4. Pored toga, dijagram zavisnosti sila-vreme ispitivanja dobijen pri ispitivanju na instrumentiranom Šarpijevom klatnu prikazan je na slici 3.2.

Tabela 3.4 Energija udara polaznog nodularnog liva

Oznaka materijala	Energija udara za NL, KO [J]			
	Oznaka epruvete	Energija nastanka prsline, E_i	Energija rasta prsline, E_p	Ukupna energija udara, E_t
Polazni nodularni liv	A	–	–	118.2
	B	90.51	21.57	112.08
	C	89.09	36.69	125.77
	Srednja vrednost	89.80	29.13	118.68



Slika 3.2 Dijagram zavisnosti sila-vreme pri udarnom ispitivanju polaznog nodularnog liva

3.1.6 Morfologija loma polaznog nodularnog liva

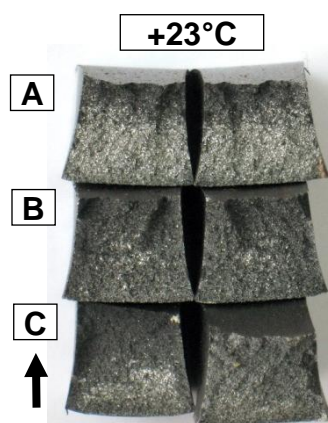
Makroskopski izgled prelomljenih epruveta nodularnog liva u livenom stanju dat je na slici 3.3, dok je morfologija loma ispitana na SEM-u prikazana na slici 3.4 i 3.5.

Makroskopski su uočene dve karakteristične oblasti na svim površinama preloma, slika 3.3. Vidljiva je i velika kontrakcija preseka Šarpijevih epruveta na strani suprotnoj od mesta udara, što ukazuje na intenzivnu plastičnu deformaciju. Uočene oblasti se jasno razlikuju prema svojoj boji i refleksiji svetlosti. Jedna oblast je tamno sive boje i nalazi se prvenstveno u zateznoj zoni epruvete, odnosno na suprotnoj strani od mesta udara klatna

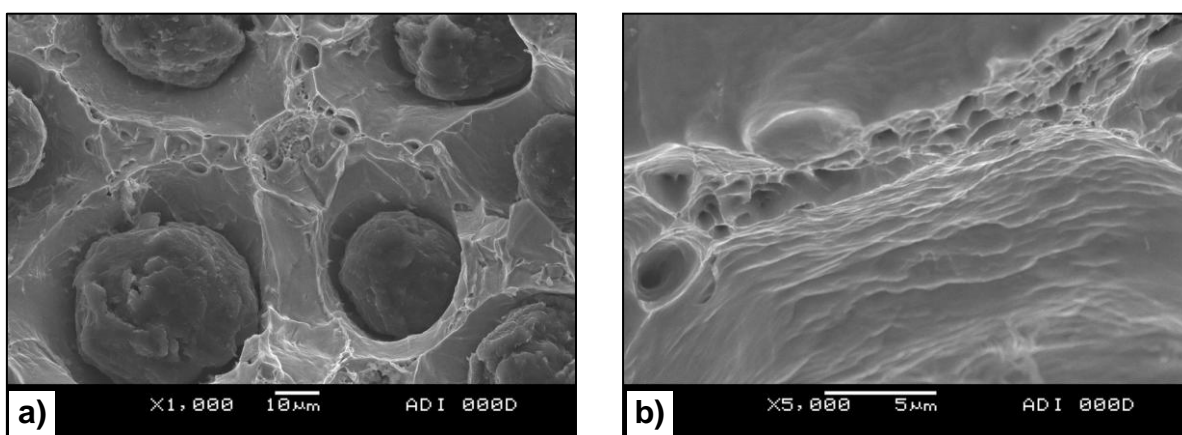
(epruveta A, slika 3.3) gde je došlo do velike deformacije ili pokriva većinu površine (epruvete B i C, slika 3.3). Druga oblast je svetlo sive boje i nalazi se u centralnoj zoni epruvete, bliže mestu udara klatna (epruvete B i C, slika 3.3), odnosno proteže se od tamnosive zone do suprotne strane epruvete (epruveta A, slika 3.3).

Mikroskopskim pregledom ovih oblasti na SEM-u ustanovljeno je da tamno siva zona predstavlja područje duktilnog loma (slika 3.4), dok svetlo siva zona predstavlja kruti lom (slika 3.5). Duktilni lom se karakteriše pojavom sitnih jamica na mestu konačnog loma između nodula, kao i velikim dekohezionim područjem oko grafitnih nodula, slika 3.4a. Na površini dekohezionog područja uočljiva je stepenasta površina nastala usled velike plastične deformacije i velikog smanjenja površine između nodula, slika 3.4b. Na slici 3.5, prikazan je kruti lom koji je nastao transkristalnim rastom prsline mehanizmom cepanja uz pojavu „rečnih šara“ i „stepenica“.

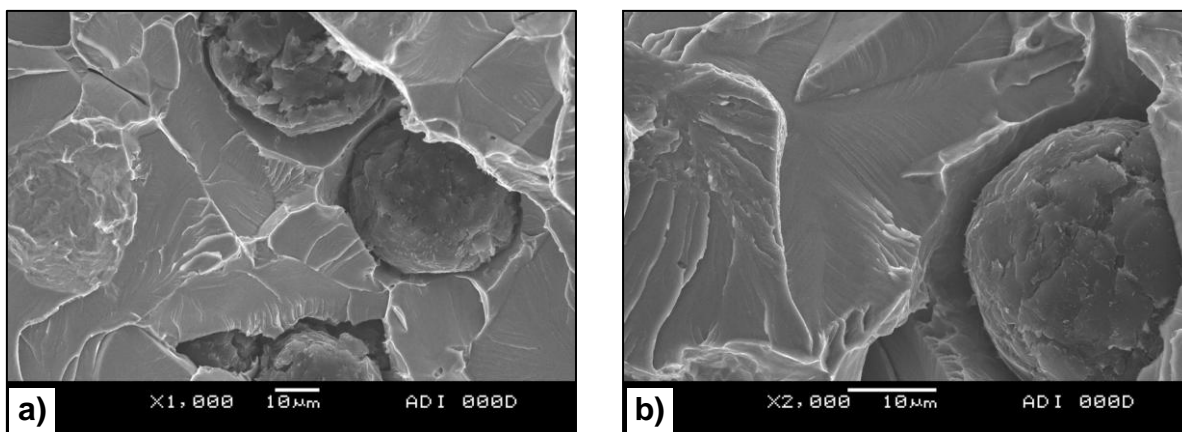
Kvantitativnom metodom analize slike 3.3 putem određivanja površinskog udela svetle (kruti lom) i tamne (duktilni lom) zone, izmereno je da udeo krtog loma iznosi: 40.9%, 11.0%, 15.6% za epruvetu A, B i C respektivno, odnosno srednja vrednost je $22.5 \pm 16.1\%$.



Slika 3.3 Makroskopski izgled površina preloma polaznog nodularnog liva (NL), (strelica označava pravac udara klatna)



Slika 3.4 Duktilna morfologija loma tamno sive zone kod polaznog nodularnog liva (NL)



Slika 3.5 Krta morfologija loma svetlo sive zone kod polaznog nodularnog liva (NL)

3.2 Karakterizacija feritnog nodularnog liva

Nakon feritizacionog žarenja polaznog nodularnog liva (vidi tačku 2.4.2) izvršena je karakterizacija dobijenog materijala, odnosno feritnog nodularnog liva.

3.2.1 Mikrostruktura feritnog nodularnog liva

Mikrostruktura feritnog nodularnog liva u nagriženom stanju prikazana je na slici 3.6.

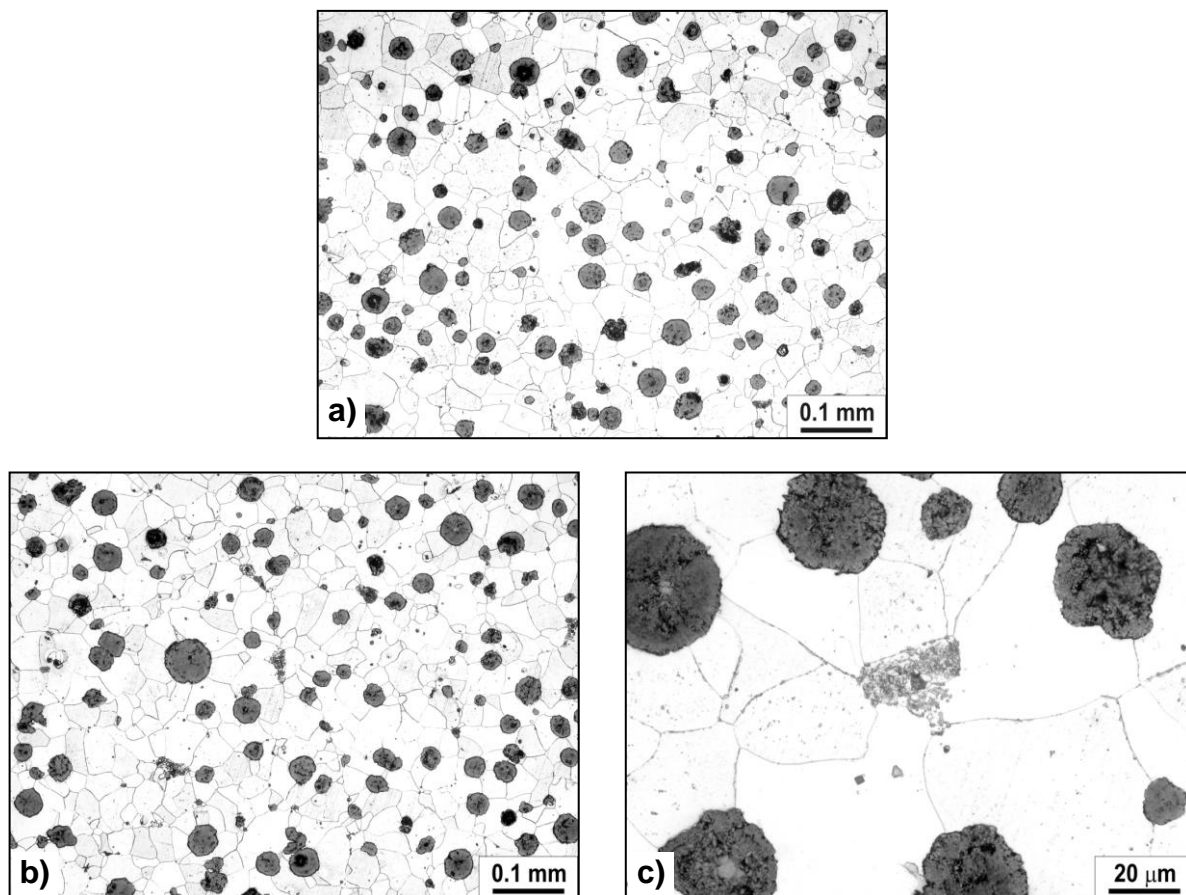
Mikrostruktura nodularnog liva nakon mekog žarenja (feritizacije) je čisto feritna (slika 3.6a), ili sadrži zanemarljivu količinu koaguliranih karbida (slika 3.6b i c). Količina zaostalih koaguliranih karbida iznosi $0.43 \pm 0.24\%$. Pored toga, nakon feritizacije uočeno je i povećanje količine grafita sa $10.9 \pm 0.96\%$ kod polaznog nodularnog liva na $12.48 \pm 1.25\%$ u slučaju feritnog nodularnog liva.

3.2.2 Zatezne karakteristike feritnog nodularnog liva

Rezultati ispitivanja zatezanjem feritnog nodularnog liva na sobnoj temperaturi dati su u tabeli 3.5. Nakon feritizacije polaznog nodularnog liva, dolazi do smanjenja napona tečenja za 3.7%, smanjenja zatezne čvrstoće za 8.5% i povećanja izduženja za 25.2% u odnosu na polazni liv.

Tabela 3.5 Zatezne karakteristike feritnog nodularnog liva

Oznaka materijala	Epruveta	Konvencionalni napon tečenja, $R_{p0.2\%}$ [MPa]	Zatezna čvrstoća, R_m [MPa]	Izduženje, A [%]
Feritni nodularni liv	A	296	420	26.7
	B	318	437	26.0
	C	329	443	30.7
	Srednja vrednost	314	433	27.8



Slika 3.6 Mikrostruktura feritnog nodularnog liva: a) potpuno feritna mikrostruktura; b) mikrostruktura sa zanemarljivom količinom koaguliranih karbida, c) koagulirani karbidi

3.2.3 Tvrdća feritnog nodularnog liva

Rezultati ispitivanja tvrdoće feritnog nodularnog liva dati su u tabeli 3.6. Može se uočiti da dolazi do smanjenja tvrdoće od približno 20 mernih jedinica (HB2.5/62.5 ili HV30), odnosno za približno 12% u odnosu na polazni nodularni liv.

Tabela 3.6 Tvrdća feritnog nodularnog liva

Oznaka materijala	Uzorak	Tvrdoća, HB 2.5/62.5	Tvrdoća, HV30
Feritni nodularni liv	A	138	145
	B	137	149
	C	140	146
	D	136	144
	E	137	145
	Srednja vrednost	137.6	145.8

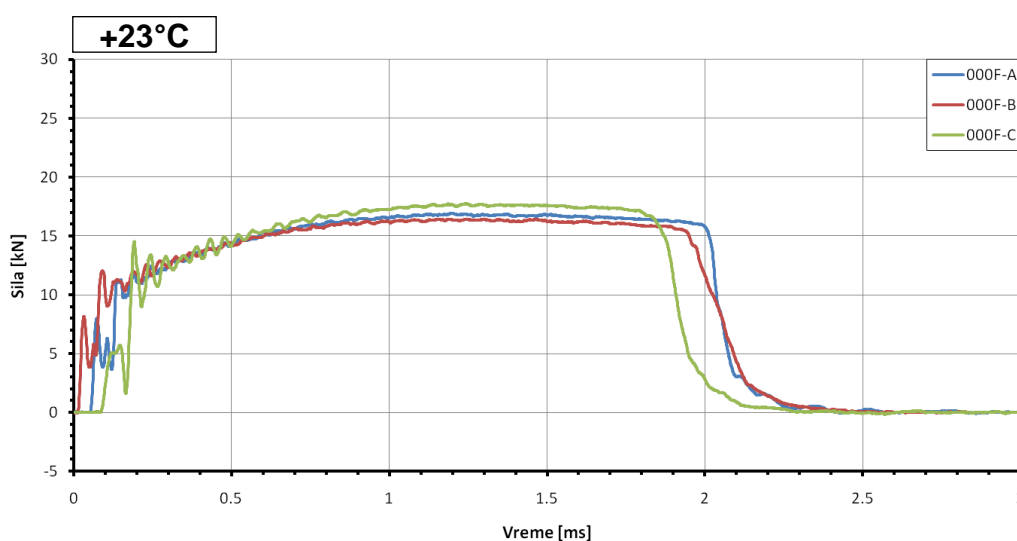
3.2.4 Energija udara feritnog nodularnog liva

Rezultati ispitivanja energije udara na instrumentiranom Šarpijevom klatnu feritnog nodularnog liva (NL-F) na sobnoj temperaturi dati su u tabeli 3.7. i 3.8, za epruvete bez zarezata i sa „V“ zarezom, respektivno. Izgled zavisnosti sile udara od vremena je dat dijagramski na slikama 3.7 i 3.8.

Nakon feritizacije povećava se otpornost nodularnog liva ka krtom lomu pri ispitivanju epruveta bez zarezata, tj. potrebna je veća energija udara za lom koja iznosi 143 J u odnosu na 119 J neophodnih kod polaznog nodularnog liva. Ovo povećanje prvenstveno se ogleda u porastu energije potrebne za rast prsline sa 29 J na 58 J, dok energija za nastanak prsline je na približno istom nivou od 80 do 90 J. Porast energije potrebne za rast prsline može se uočiti i na dijagramu zavisnosti sile loma od vremena, slika 3.7. Ako se ovaj dijagram uporedi sa odgovarajućim krivima kod polaznog nodularnog liva (slika 3.2), može se uočiti da dolazi do povećanja vremena potrebnog za lom, povećanja vremena rasta prsline (od maksimalne dostignute sile do preloma) i do neznatnog smanjenja vrednosti sile potrebne za lom.

Tabela 3.7 Energija udara feritnog nodularnog liva - epruveta bez zarezata

Oznaka materijala	Energija udara za NL-F, KO [J]			
	Oznaka epruvete	Energija nastanka prsline, E_i	Energija rasta prsline, E_p	Ukupna energija udara, E_t
Feritni nodularni liv	A	81.41	62.82	144.23
	B	86.26	57.36	143.62
	C	84.64	52.73	137.38
	Srednja vrednost	84.10	57.64	141.74

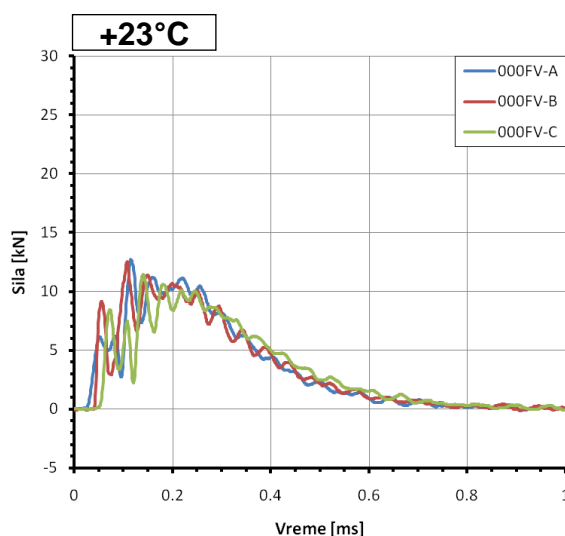


Slika 3.7 Dijagram zavisnosti sile-vreme pri udarnom ispitivanju feritnog nodularnog liva - epruveta bez zarezata

Pri ispitivanju epruveta sa „V“ zarezom (tabela 3.8 i slika 3.8), usled koncentracije napona izazvane zarezom, dolazi do smanjenja energije udara u odnosu na vrednosti dobijene pri ispitivanju epruveta bez zareza (tabela 3.7). Najveće smanjenje se uočava u potrebnoj energiji za nastanak prsline (smanjenje od cca. 34×), dok je energija za rast prsline smanjena za cca 3.6×. Smanjenje potrebne energije za lom uočava se i na dijagramu zavisnosti sile udara od vreme (slika 3.8) u vidu manje sile potrebne za lom, kao i u kraćem vremenu u kome se lom odvija.

Tabela 3.8 Energija udara feritnog nodularnog liva - epruveta sa „V“ zarezom

Oznaka materijala	Energija udara za NL-F, KV [J]			
	Oznaka epruvete	Energija nastanka prsline, E_i	Energija rasta prsline, E_p	Ukupna energija udara, E_t
Feritni nodularni liv	A	2.53	15.99	18.52
	B	2.38	16.14	18.52
	C	2.59	15.69	18.28
	Srednja vrednost	2.50	15.94	18.44



Slika 3.8 Dijagram zavisnosti sila-vreme pri udarnom ispitivanju feritnog nodularnog liva - epruveta sa „V“ zarezom

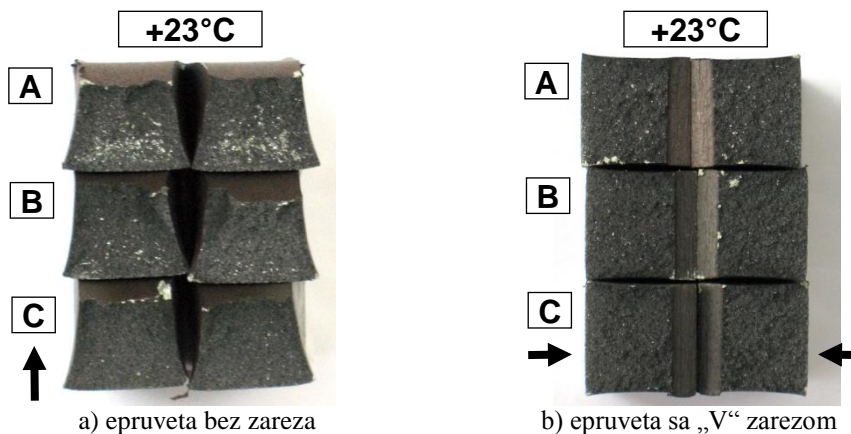
3.2.1 Morfologija loma feritnog nodularnog liva

Makroskopski izgled prelomljenih epruveta feritnog nodularnog liva dat je na slici 3.9, dok je morfologija loma ispitana na SEM-u prikazana na slikama 3.10 i 3.11.

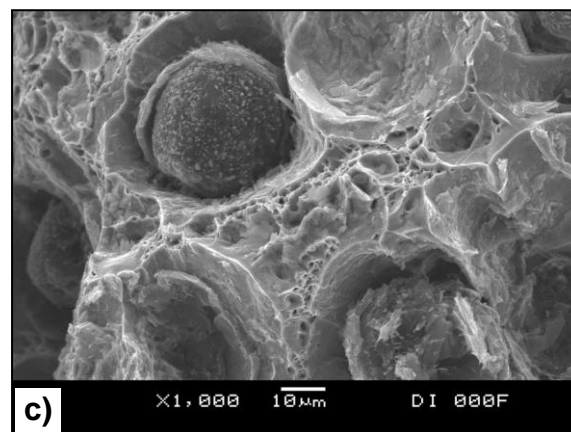
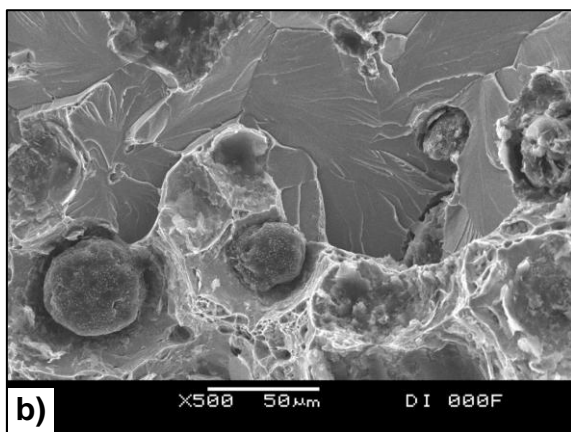
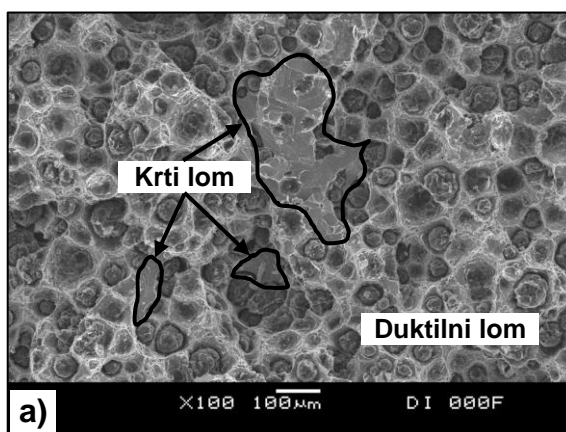
Kao i u slučaju loma polaznog nodularnog liva, na površini preloma epruveta bez zareza od feritnog nodularnog liva mogu se uočiti dve karakteristične oblasti, slika 3.9a. Zona sa svetlijom površinom koja reflektuje svetlost nalazi se u centralnom delu epruveta bliže mestu udara klatna. Ova svetlija zona javlja se prvenstveno kod epruvete sa oznakom A, dok kod epruvete sa oznakom B javljaju se pojedinačna zrna svetlije boje, a u slučaju epruvete C prisustvo svetlih zrna je minimalno. Ostala površina epruveta je karakteristične tamno sive

boje koja ne reflektuje svetlost. Površina loma nije kvadratnog preseka već se može uočiti intenzivna plastična deformacija (kontrakcija) na mestu nastanka prsline, odnosno dilatacija na mestu udara klatna.

U slučaju površina preloma epruveta sa „V“ zarezom (slika 3.9b) može se uočiti ujednačena površina preloma tamne (zagasite) boje bez svetlijih područja, kao i mala kontrakcija epruveta na mestu iniciranja prsline (u korenu „V“ zareza).



a) epruveta bez zareza
b) epruveta sa „V“ zarezom
Slika 3.9 Makroskopski izgled površina preloma feritnog nodularnog liva (NL-F), (strelica označava pravac udara klatna)

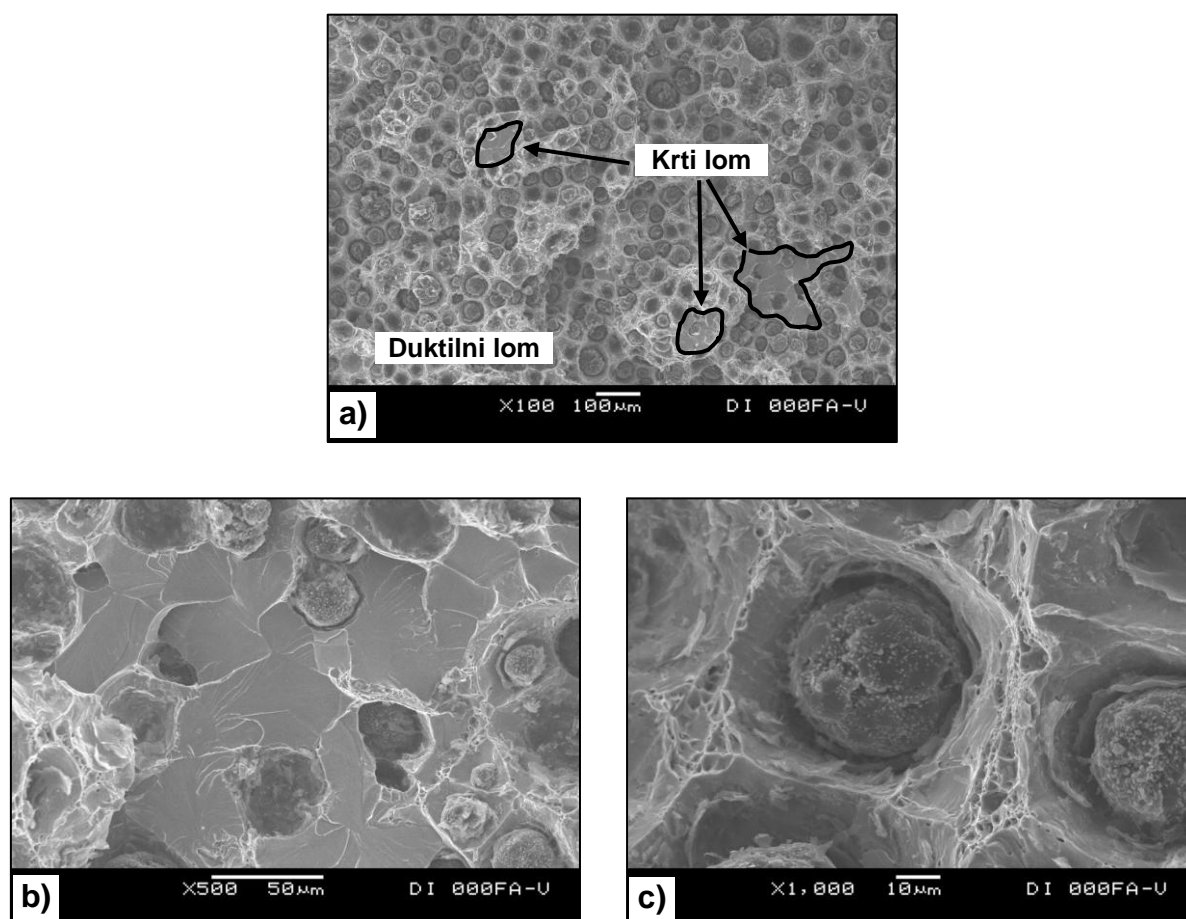


Slika 3.10 Morfologija loma feritnog nodularnog liva (NL-F) - epruvete bez zareza:
a) područje krtog loma okruženo duktilnim lomom;
b) krti lom u svetlo sivoj zoni; c) duktilni lom u tamno sivoj zoni

Posmatranjem epruveta na SEM-u utvrđeno je da svetla područja imaju krto morfoloiju preloma (slika 3.10b) sa karakterističnim transkristalnim rastom prsline mehanizmom cepanja uz pojavu „rečnih šara“ i „stepenica“, dok tamno sivo područje ima duktilnu morfoloiju (slika 3.10c) uz pojavu sitnih jamica.

Nakon merenja udela krto i duktilnog loma na površinama preloma (slika 3.9a) metodom analize slike izmereno je da udeo krto loma iznosi: 7.12%, 2.46% i 1.01% za epruvetu bez zareza sa oznakom A, B i C, respektivno.

U slučaju površina preloma epruveta sa „V“ zarezom (slika 3.9b) može se uočiti ujednačena površina preloma tamne (zagasite) boje bez svetlijih područja, kao i mala kontrakcija epruveta na mestu iniciranja prsline (u korenu „V“ zareza). Mikroskopskim pregledom površine preloma uočena je prvenstveno duktilna morfoloija loma uz minimalnu pojavu krto loma, čije učešće u ukupnom lomu iznosi manje od 1%, slika 3.11a. Izolovana područja krto loma karakterišu se transkristalnim širenjem prsline uz pojavu „rečnih šara“ i „stepenica“, slika 3.11b. Duktilna morfoloija loma karakteriše se jamičastom površinom i velikom plastičnom deformacijom oko nodula, slika 3.11c.



Slika 3.11 Morfoloija loma feritnog nodularnog liva (NL-F) - epruvete sa „V“ zarezom
 a) područje krto loma okruženo duktilnim lomom;
 b) detalj krto loma; c) duktilni lom

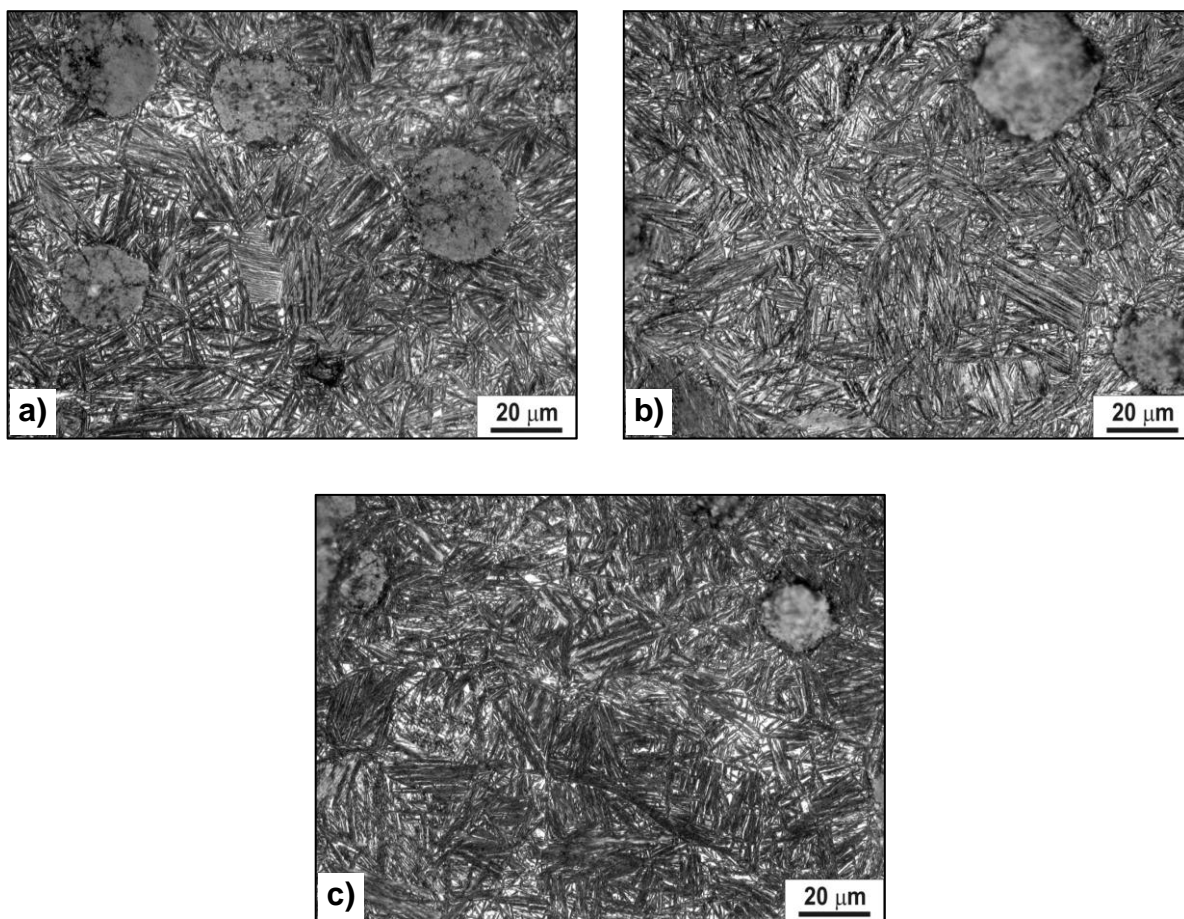
3.3 Karakterizacija ADI materijala

3.3.1 Mikrostruktura ADI materijala

ADI 300°C/1÷3h

Mikrostruktura ADI materijala izotermno transformisanog na 300°C u trajanju od 1, 2 i 3h data je na slici 3.12 (površina nagrižena nitalom) i 3.13 (površina termički obojena).

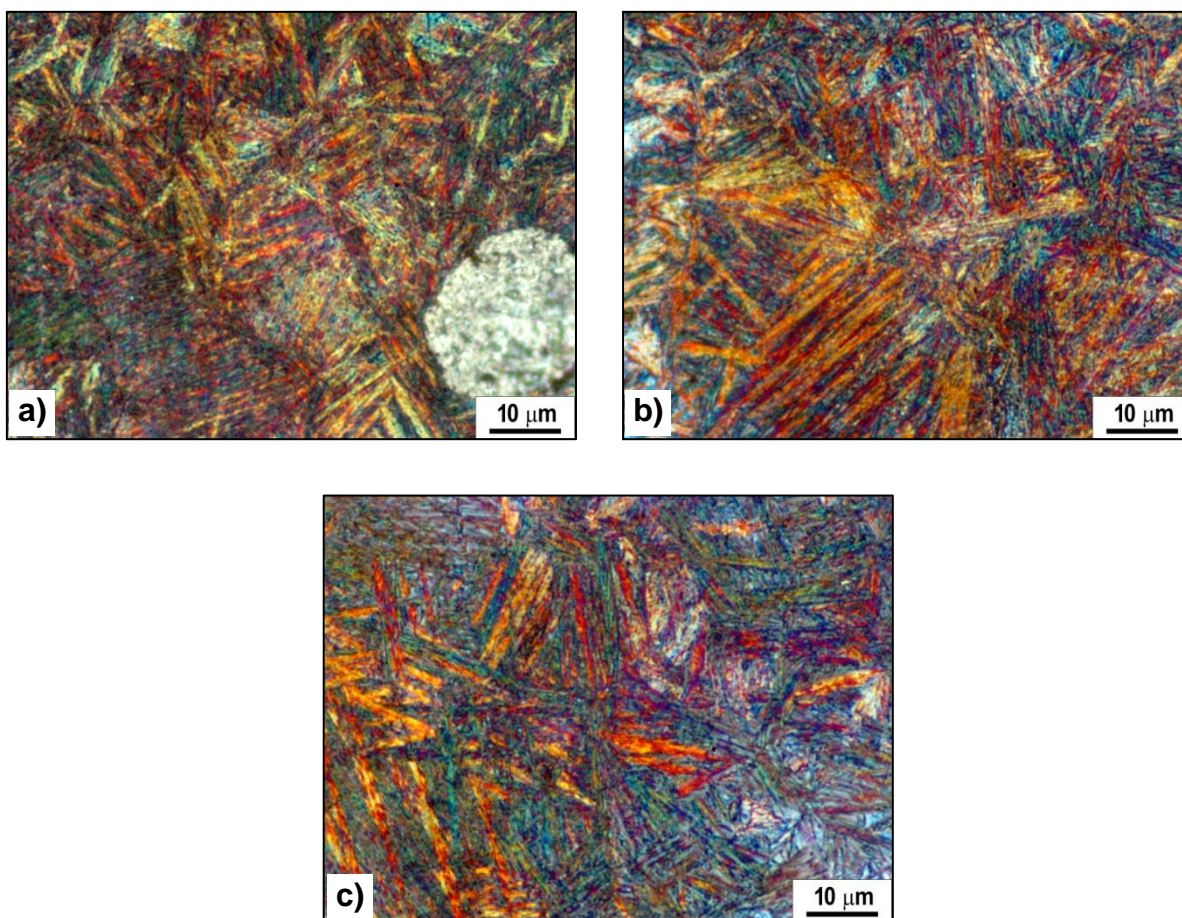
Mikrostruktura ADI materijala kod svih uzoraka je ausferitna, i sastavljena iz finih iglica ausferitnog ferita i manje količine zadržanog austenita. Igljice ausferitnog ferita su veoma fine (tanke) i gusto pakovane. Produženjem vremena izotermne transformacije, uočava se promena mikrostrukture u vidu blagog skraćenja iglica.



Slika 3.12 Mikrostruktura ADI materijala izotermno transformisanog na 300°C u trajanju od: a) 1 h; b) 2 h; c) 3 h; (površina nagrižena nitalom)

Termičko bojenje (slika 3.13) je potvrdilo da je kod svih uzoraka ADI materijala izotermno transformisanog na 300°C dobijena potpuno ausferitna mikrostruktura. Mikrostruktura se prvenstveno sastoji od iglica ausferitnog ferita (oker-žute boje) i finog filma zadržanog, izotermno transformisanog (ugljenikom visoko-obogaćenog, 1.8÷2.2%C) stabilnog austenita (crvene boje) između njih. Usled jako gustog pakovanja snopova ausferitnog ferita (oker-žute boje) i finog filma zadržanog austenita (crvene boje) dolazi do optičkog mešanja boja, pri čemu zone visoke gustine dobijaju narandžastu nijansu. Pored stabilnog zadržanog austenita u strukturi je prisutna i određena količina izotermno transformisanog (ugljenikom nisko-obogaćenog) metastabilnog zadržanog austenita, koji se karakteriše svetlo plavom bojom. U slučaju gustog pakovanja snopova ausferitnog ferita i metastabilnog zadržanog austenita, mikrostruktura poprima zelenkastu nijansu.

Sa povećanjem vremena izotermne transformacije, uočava se promena mikrostrukture u vidu porasta udela metastabilnog zadržanog austenita (javlja se veći udeo mikrostrukture svetlo plave boje), odnosno dolazi do osiromašjenja ugljenikom stabilnog zadržanog austenita i njegove postepene transformacije u termo-mehanički stabilniju smešu ferita i karbida.

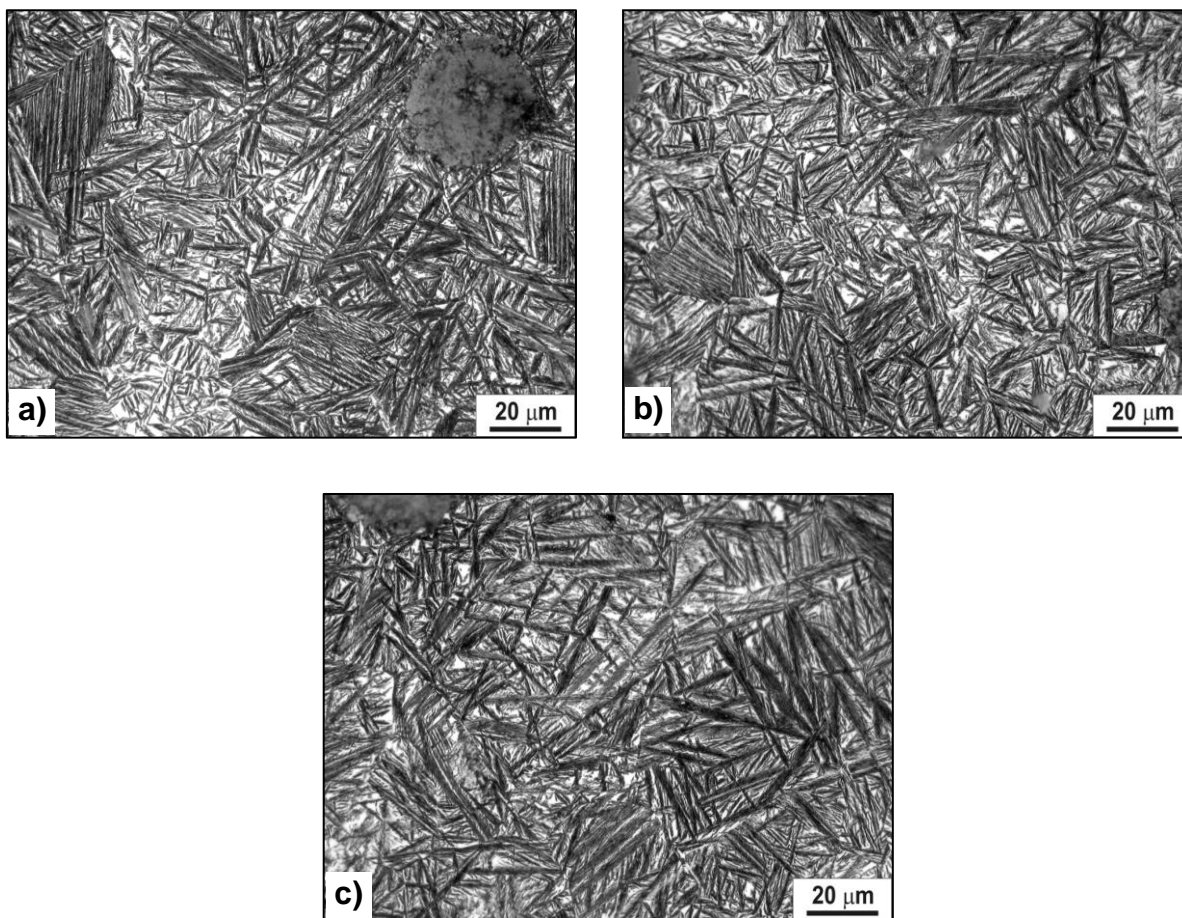


Slika 3.13 Mikrostruktura ADI materijala izotermno transformisanog na 300°C u trajanju od: a) 1 h; b) 2 h; c) 3 h; (površina termički obojena)

ADI 350°C/1÷3h

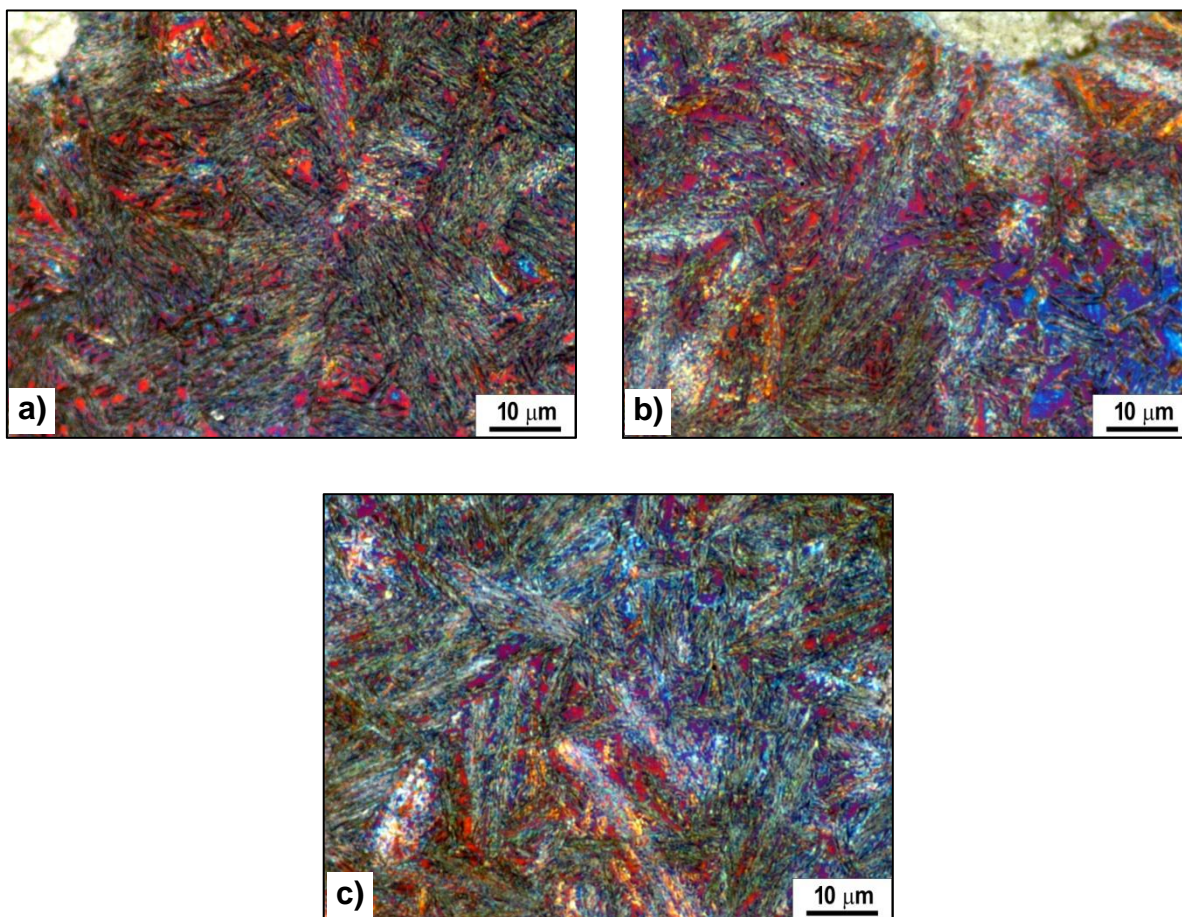
Mikrostruktura ADI materijala izotermno transformisanog na 350°C u trajanju od 1, 2 i 3h prikazana je na slici 3.14 (površina nagrižena nitalom) i 3.15 (površina termički obojena).

Mikrostruktura je potpuno ausferitna kod svih uzoraka izotermno transformisanih na temperaturi od 350°C (slika 3.14), međutim, iglice ausferitnog ferita su šire i duže, i na većem rastojanju u odnosu na feritne iglice kod ADI-ja transformisanog na 300°C, dok se količina zadržanog austenita vidno povećava (svetlo područje).



Slika 3.14 Mikrostruktura ADI materijala izotermno transformisanog na 350°C u trajanju od: a) 1 h; b) 2 h; c) 3 h; (površina nagrižena nitalom)

Pri izotermnoj transformaciji ADI materijala na temperaturi od 350°C, termičko bojenje je takođe potvrdilo da je dobijena potpuno ausferitna mikrostruktura, slika 3.15. Međutim, u odnosu na transformaciju na 300°C, kod ADI materijala transformisanog na 350°C uočava se veće prisustvo područja crvene boje, odnosno veća količina zadržanog stabilnog austenita. Takođe, morfologija zadržanog austenita se menja i javljaju se pojedinačna područja u vidu ostrvca, grubog („blocky“) austenita. Ova ostrvca se boje od izrazito bordo crvene do ljubičaste boje, što sugeriše njihovu visoku obogaćenost ugljenikom. Preostala područja se karakterišu smeđo-zelenom bojom koja se javlja usled gustog pakovanja snopova ausferitnog ferita (oker-žute boje) i zadržanog stabilnog (crvene boje) ili metastabilnog (svetlo plave boje) austenita. Pored toga, uočljiva su i manja zrnca svetlo plave boje, metastabilnog zadržanog austenita pri vremenu transformacije od 1 i 2 sata. Pri transformaciji od 3 sata na 350°C (slika 3.15c) udeo svetlo plavih područja se povećava usled početka transformacije zadržanog austenita u smešu ferita i karbida (beinit).

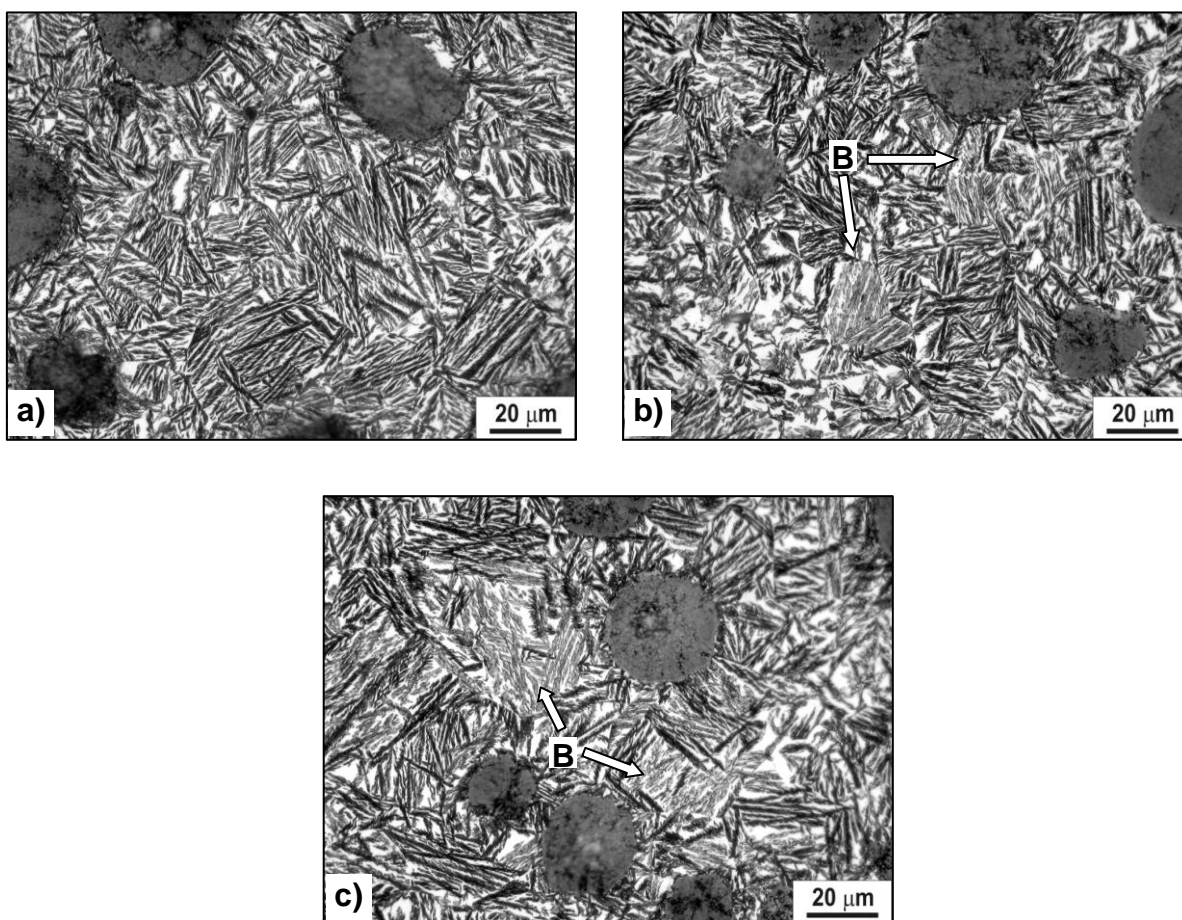


Slika 3.15 Mikrostruktura ADI materijala izotermno transformisanog na 350°C u trajanju od: a) 1 h; b) 2 h; c) 3 h; (površina termički obojena)

ADI 400°C/1÷3h

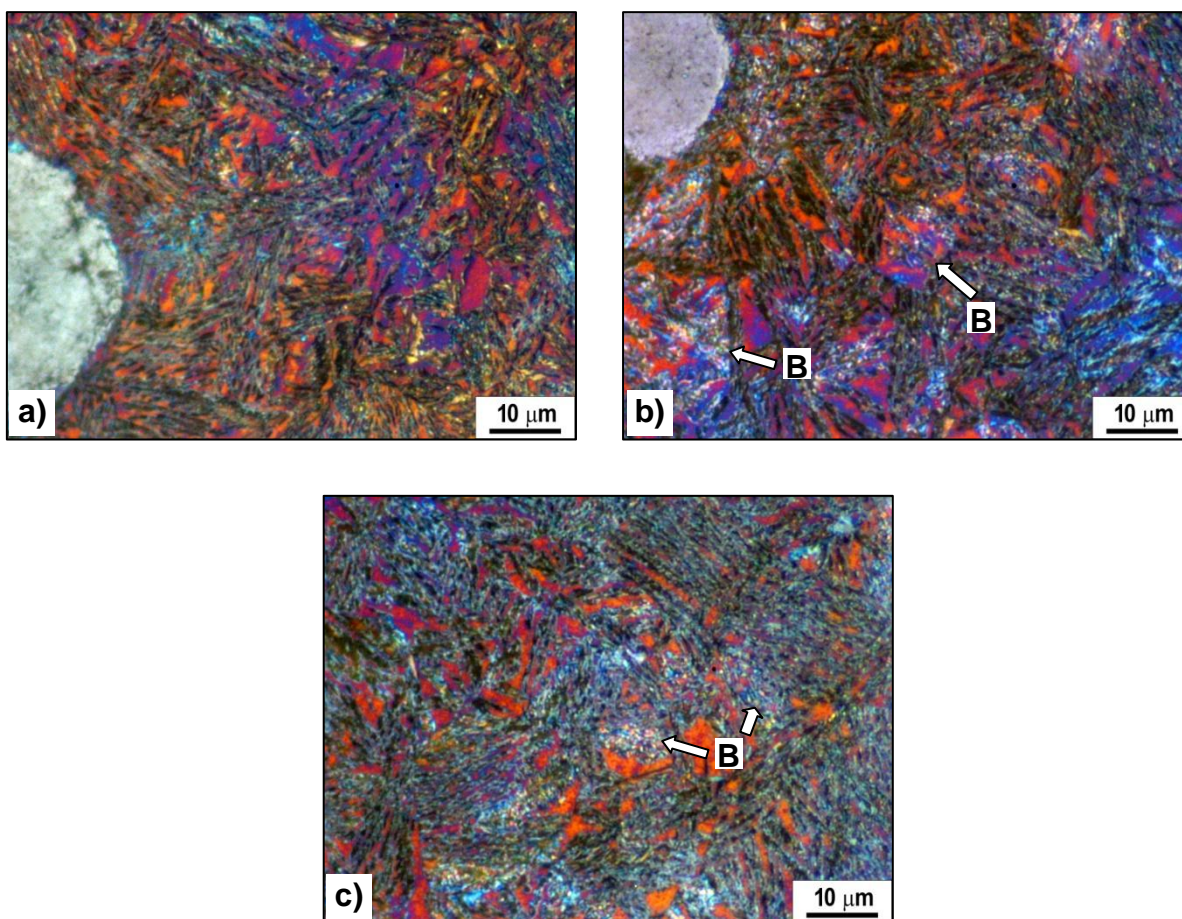
Mikrostruktura uzoraka izotermno transformisanih na temperaturi od 400°C prikazana je na slici 3.16 (površina nagrižena nitalom) i 3.17 (površina termički obojena).

U odnosu na niže temperature transformacije, na 400°C dolazi do proširenja pločica ausferitnog ferita, a sama mikrostruktura poprima više pločastu morfologiju. Sa povećanjem vremena izotermne transformacije na 2 i 3 sata, uočava se pojava pločica ausferitnog ferita zaobljenije morfologije, što može da ukaže na početak raspada ausferitne strukture u beinitnu (B), slika 3.16b i c



Slika 3.16 Mikrostruktura ADI materijala izotermno transformisanog na 400°C u trajanju od: a) 1 h; b) 2 h; c) 3 h; (površina nagrižena nitalom, B-beinit)

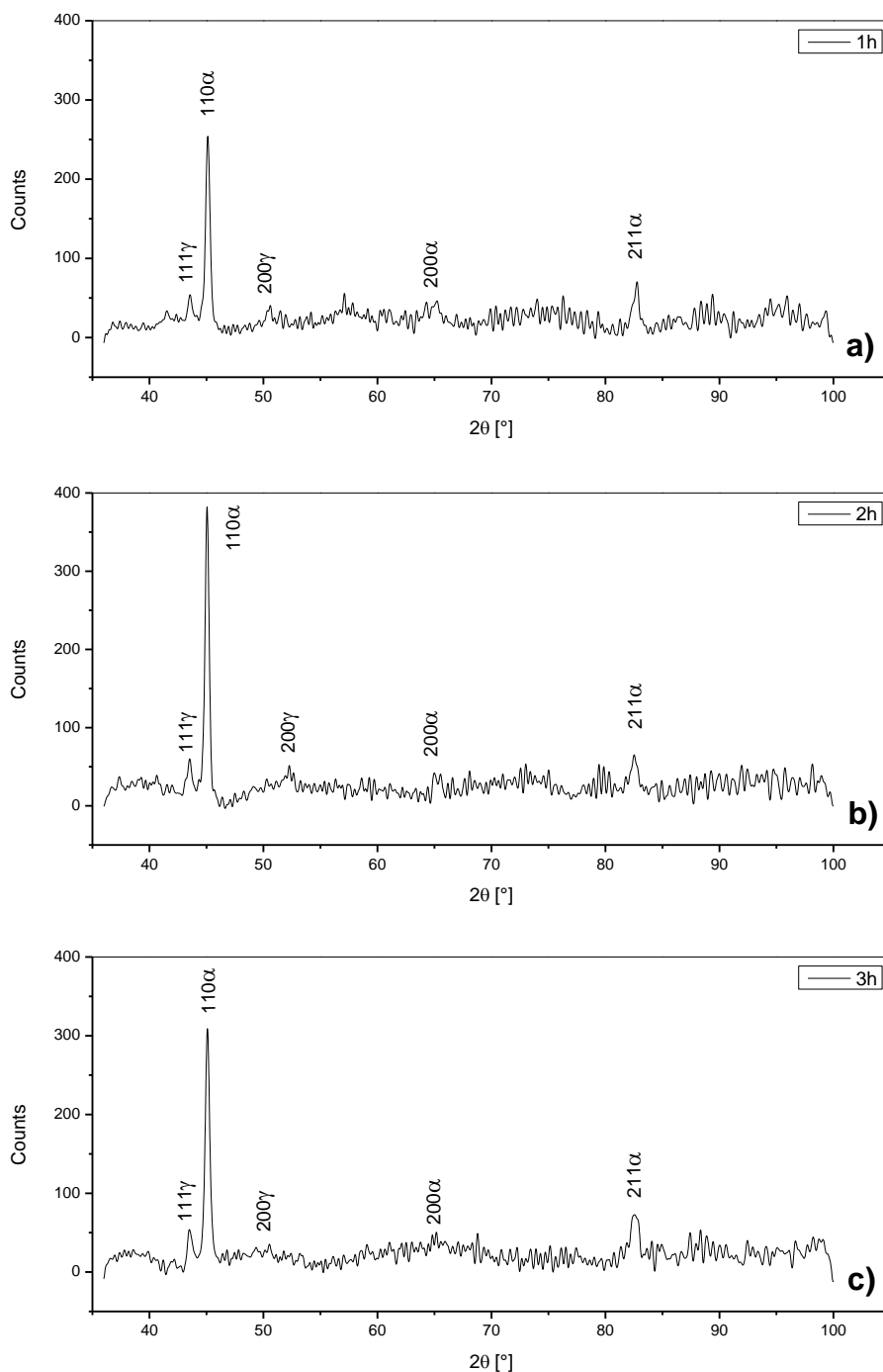
Kod ADI materijala izotermno transformisanog na temperaturi od 400°C (slika 3.17), na slikama termičkog bojenja uočava se ukрупnjavanje mikrostrukture i pojava većeg prisustva zadržanog austenita u vidu ostrvca („blocky“), koja su obojena od izrazito bordo crvene boje pa do ljubičaste. Međutim, pri transformaciji u trajanju od 2 i 3 sata u strukturi se može uočiti i prisustvo područja sa sitnim belim zrcima u svetlo plavoj osnovi (označeno strelicom na slikama 3.17b i c). Količina svetlo plave osnove, koja predstavlja metastabilni zadržani austenit je najveća u slučaju transformacije u trajanju od 3 sata (slika 3.17c), dok sitna bela zrnca, u skladu sa bojama pri termičkoj obradi, predstavljaju pojavu karbida u osnovi. Ovo upućuje na to, da je pri 2 sata započeo proces raspada ausferita na ferit i karbide, odnosno nastao je beinit (oznaka B), dok je pri transformaciji u trajanju od 3 sata taj proces intenziviran.



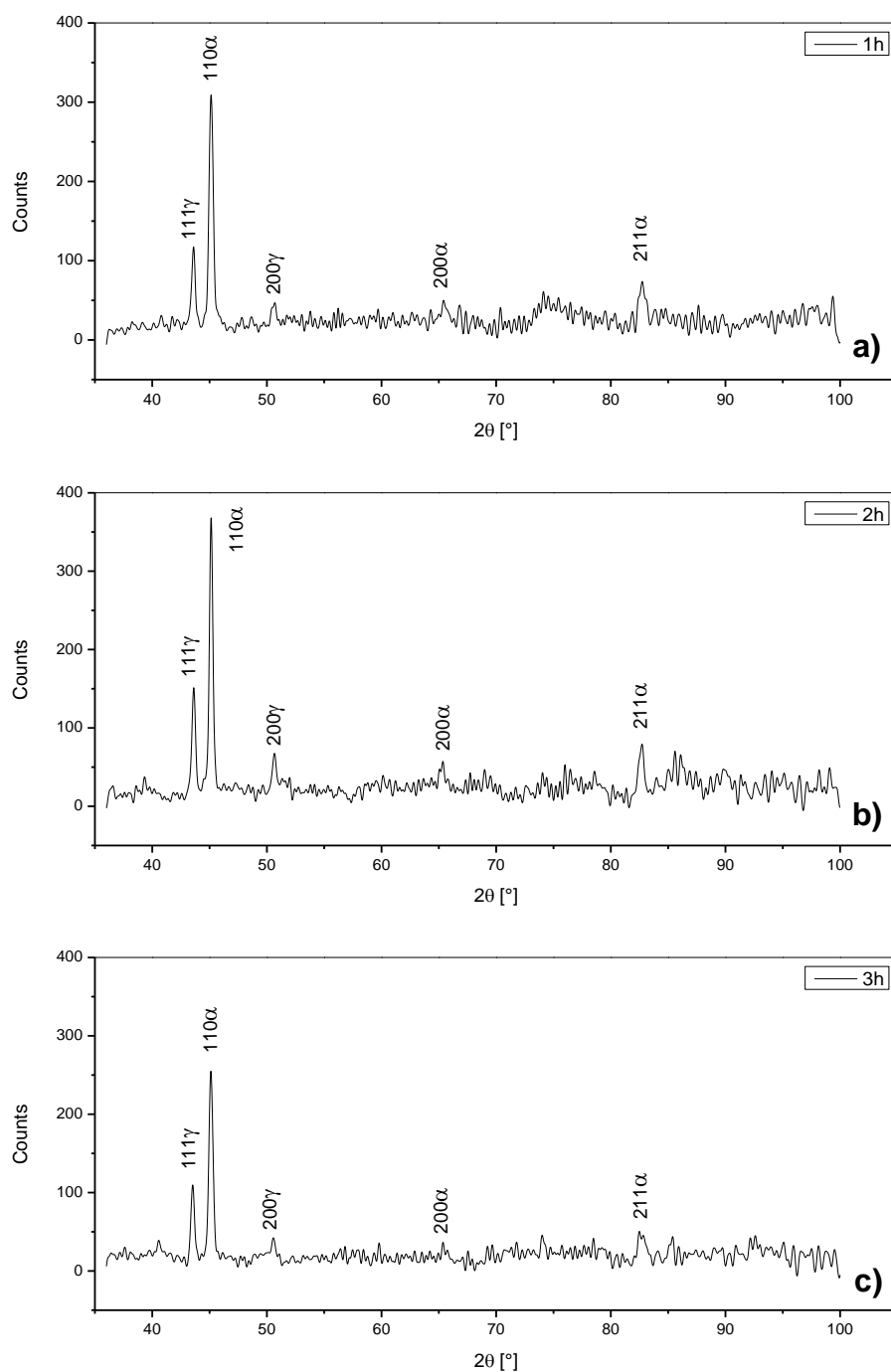
Slika 3.17 Mikrostruktura ADI materijala izotermno transformisanog na 400°C u trajanju od: a) 1 h; b) 2 h; c) 3 h; (površina termički obojena, B-beinit)

3.3.2 Rendgenostrukturna ispitivanja

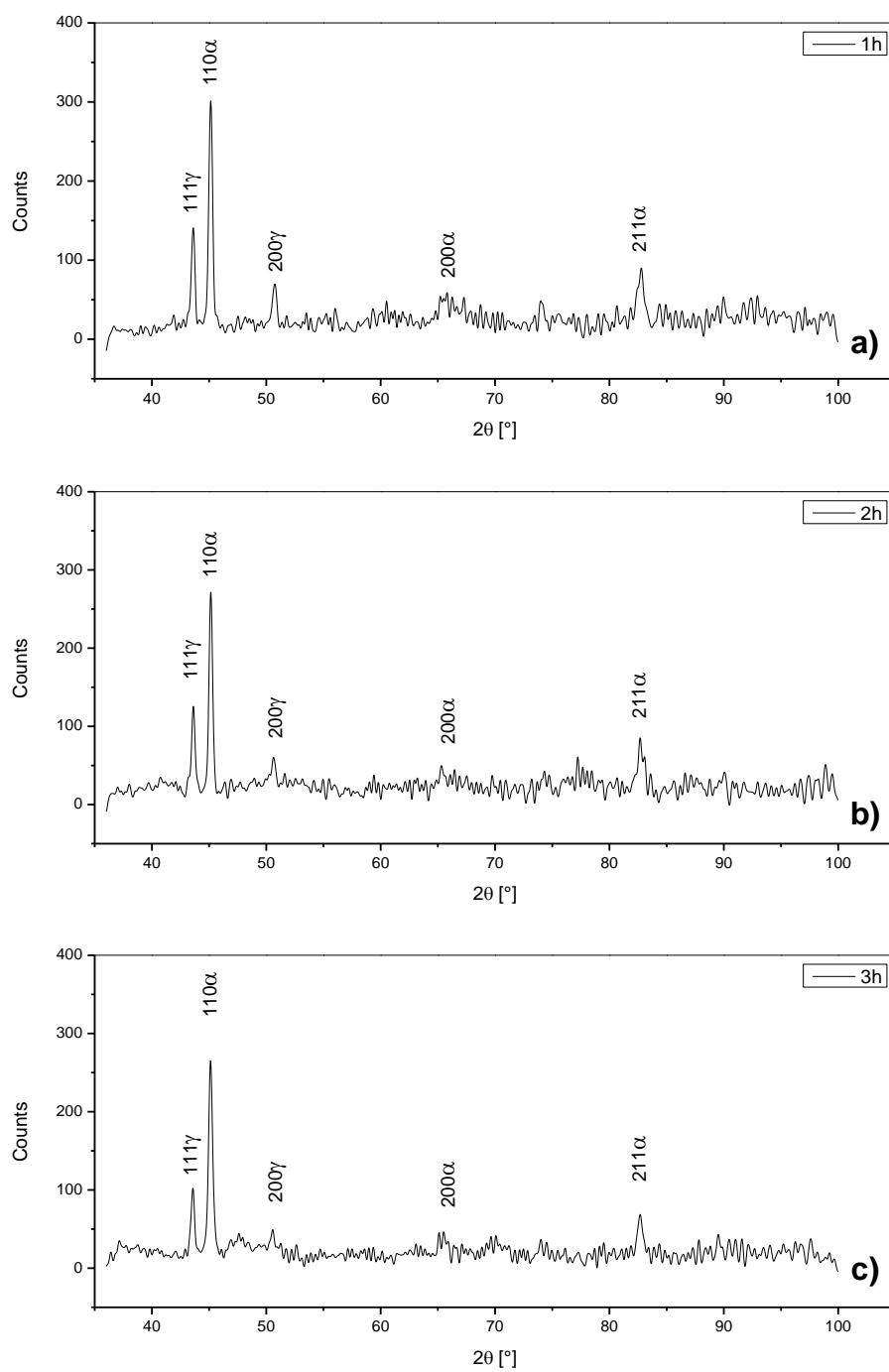
Difraktogrami dobijeni prilikom rendgenostrukturalne analize dati su na slikama 3.18 do 3.20. Na osnovu dobijenih difraktograma za svaki ADI materijal izvršen je proračun vrednosti zapreminskog udela zadržanog austenita V_γ [%] u mikrostrukturi, kao i sadržaja ugljenika u zadržanom austenitu C_γ [%].



Slika 3.18 Difraktogrami za ADI materijal izotermno transformisan na 300°C u trajanju od: a) 1h; b) 2h; c) 3h



Slika 3.19 Difraktogrami za ADI materijal izotermno transformisan na 350°C u trajanju od: a) 1h; b) 2h; c) 3h



Slika 3.20 Difraktogrami za ADI materijal izotermno transformisan na 400°C u trajanju od: a) 1h; b) 2h; c) 3h

Promena količine zadržanog austenita, sadržaja ugljenika u zadržanom austenitu, i zapreminskog udela austenitnog ugljenika $X_\gamma C_\gamma$ [%] u metalnoj osnovi u zavisnosti od temperature i vremena izotermne transformacije data je tabelarno (tabela 3.9) i prikazana u vidu dijagrama (slika 3.21).

Tabela 3.9 Zapreminski udeo zadržanog austenita, sadržaj ugljenika u zadržanom austenitu i zapreminski udeo austenitnog ugljenika u mikrostrukturi ADI materijala u zavisnosti od temperature i vremena izotermne transformacije

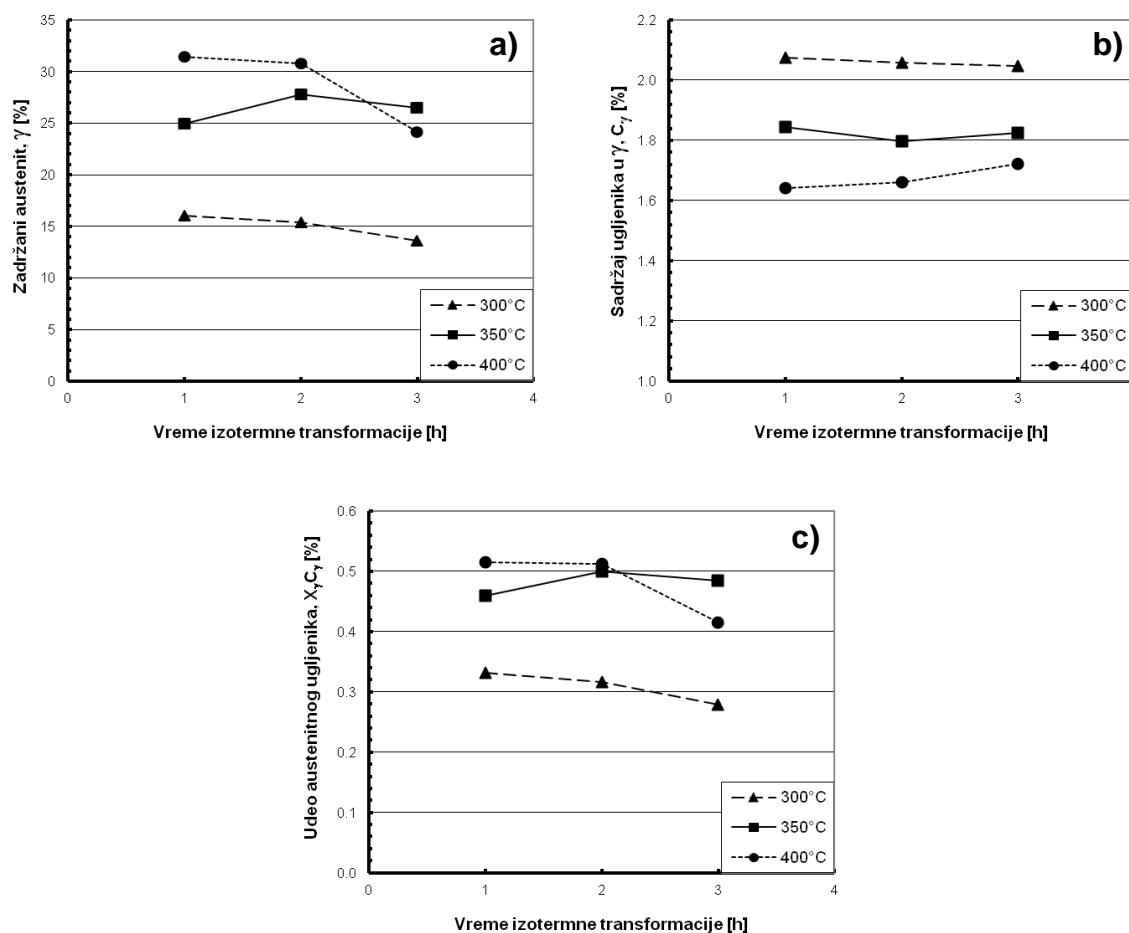
Temperatura izotermne transformacije	Vreme izotermne transformacije	Zapreminski udeo zadržanog austenita, V_γ [%]	Sadržaj ugljenika u zadržanom austenitu, C_γ [%]	Zapreminski udeo austenitnog ugljenika, $X_\gamma C_\gamma$ [%]
300°C	1 h	16.0	2.075	0.332
	2 h	15.4	2.057	0.317
	3 h	13.6	2.048	0.279
350°C	1 h	24.9	1.843	0.459
	2 h	27.8	1.798	0.500
	3 h	26.5	1.825	0.484
400°C	1 h	31.4	1.641	0.515
	2 h	30.8	1.661	0.512
	3 h	24.1	1.723	0.415

Kod ADI materijala (tabela 3.9 i slika 3.21a) može se uočiti da povećanjem temperature izotermne transformacije dolazi do povećanja količine zadržanog austenita u mikrostrukturi pri vremenu transformacije od 1 i 2h. Međutim, kod transformacije od 3h na temperaturi od 400°C dolazi do naglog pada, i vrednost količine zadržanog austenita je manja u odnosu na vrednost pri izotermnoj transformaciji na 350°C. Kod svih temperatura izotermne transformacije ADI materijala može se uočiti pojava maksimuma (platoa) nakon koga količina zadržanog austenita opada. Negde je ovaj pad izraženiji, kao u slučaju izotermne transformacije na 400°C kada se javlja pad od 23.2% u odnosu na maksimalnu vrednost, dok je na 300 i 350°C manje izražen i iznosi 15% odnosno 4.7%. Maksimalna vrednost količine zadržanog austenita se javlja na 1h pri transformaciji na 300°C, na 2h pri transformaciji na 350°C, i ponovo na 1h pri transformaciji na 400°C.

Sadržaj ugljenika u zadržanom austenitu opada sa porastom temperature i ima suprotan trend od količine zadržanog austenita u mikrostrukturi, tabela 3.9 i slika 3.21b. U skladu sa podelom zadržanog austenita (vidi poglavlje 1.3.3), zadržani austenit na 300 i 350°C odgovara izotermno transformisanom (ugljenikom visoko-obogaćenom, 1.8÷2.2%C), stabilnom zadržanom austenitu, dok pri transformaciji na 400°C zadržani austenit više odgovara izotermno transformisanom (ugljenikom nisko-obogaćenom, 1.2-1.6%) metastabilnom austenitu. Treba napomenuti da vrednosti date u tabeli 3.9 za sadržaj ugljenika u zadržanom austenitu odgovaraju prosečnim vrednostima sadržaja ugljenika za ceo uzorak, dok je mikrostrukturno ispitivanje na termički obojenim uzorcima pokazalo da se u mikrostrukturi svakog uzorka javlja zadržani austenit različite obogaćenosti ugljenikom (vidi

poglavlje 3.3.1). Promena sadržaja ugljenika sa vremenom izotermne transformacije je manje izražena nego uočena promena sa temperaturom transformacije. Na temperaturi izotermne transformacije od 300°C javlja se blagi pad sadržaja ugljenika u zadržanom austenitu, dok na temperaturi od 400°C vidljiv je blagi porast vrednosti sadržaja ugljenika sa povećanjem vremena transformacije. Pri transformaciji na 350°C, uočava se pojava blagog minimuma kod uzoraka transformisanih u trajanju od 2 sata.

Parametar zapreminskog udela austenitnog ugljenika u mikrostrukturi $X_\gamma C_\gamma$ (proizvod zapreminskog udela zadržanog austenita i sadržaja ugljenika u zadržanom austenitu) koji predstavlja količinu ugljenika u ausferitnoj mikrostrukturi, ima istu trend promene sa temperaturom i vremenom izotermne transformacije kao zapreminski udeo zadržanog austenita. Razlika se javlja u relativnom odnosu vrednosti na pojedinim temperaturama, jer ADI materijali izotermno transformisani na nižim temperaturama imaju veći sadržaj ugljenika, dok na višim temperaturama sadržaj ugljenika je manji, što dovodi do smanjenja relativnih razlika između vrednosti $X_\gamma C_\gamma$ za pojedine temperature izotermne transformacije.



Slika 3.21 Promena karakteristika austenita u mikrostrukturi ADI materijala u zavisnosti od temperature i vremena izotermne transformacije:

- a) zapreminski udeo zadržanog austenita;
- b) sadržaj ugljenika u zadržanom austenitu;
- c) zapreminski udeo austenitnog ugljenika u mikrostrukturi

3.3.3 Zatezne karakteristike ADI materijala

Rezultati ispitivanja zateznih karakteristika (konvencionalnog napona tečenja - $R_{p0.2\%}$, zatezne čvrstoće - R_m i izduženja - A) ADI materijala u zavisnosti od temperature i vremena izotermne transformacije dati su tabelarno (tabela 3.10) i u vidu dijagrama (slika 3.22).

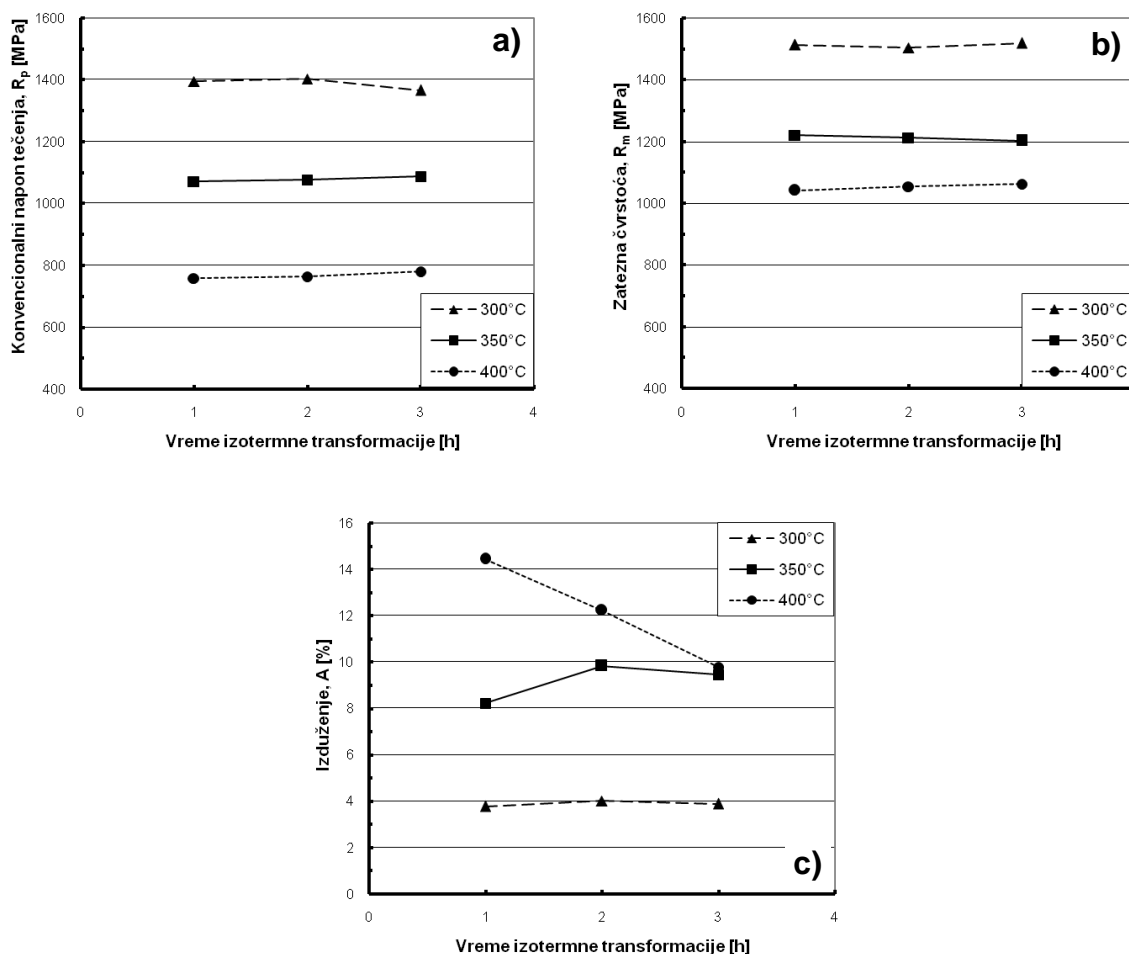
Tabela 3.10 Zatezne karakteristike ADI materijala u zavisnosti od temperature i vremena izotermne transformacije

Temperatura izotermne transformacije	Vreme izotermne transformacije	Epruveta	Konvencionalni napon tečenja, $R_{p0.2\%}$ [MPa]	Zatezna čvrstoća, R_m [MPa]	Izduženje, A [%]
300°C	1 h	A	1343	1500	3.0
		B	1398	1514	5.0
		C	1444	1526	3.3
		Sr.vred.	1395	1513	3.8
	2 h	A	1415	1509	3.3
		B	1434	1515	4.0
		C	1357	1488	4.7
		Sr.vred.	1402	1504	4.0
	3 h	A	1354	1510	3.7
		B	1388	1535	4.0
		C	1356	1513	4.0
		Sr.vred.	1366	1519	3.9
350°C	1 h	A	1049	1191	6.7
		B	1108	1235	8.7
		C	1056	1237	9.3
		Sr.vred.	1071	1221	8.2
	2 h	A	1069	1221	11.0
		B	1071	1200	9.8
		C	1088	1216	8.7
		Sr.vred.	1076	1212	9.8
	3 h	A	1053	1171	7.0
		B	1115	1242	11.0
		C	1094	1197	10.3
		Sr.vred.	1088	1203	9.4
400°C	1 h	A	764	1030	15.0
		B	785	1048	15.7
		C	723	1050	12.7
		Sr.vred.	757	1042	14.4
	2 h	A	769	1069	13.3
		B	756	1053	11.0
		C	762	1039	12.3
		Sr.vred.	762	1054	12.2
	3 h	A	769	1048	9.3
		B	756	1059	11.0
		C	813	1080	9.0
		Sr.vred.	780	1062	9.8

Konvencionalni napon tečenja ADI materijala se smanjuje sa povećanjem temperature izotermne transformacije, dok promena vremena izotermne transformacije ne utiče u većoj meri na vrednosti napona tečenja, slika 3.22a.

Zatezna čvrstoća materijala se menja slično kao i konvencionalni napon tečenja, odnosno sa povećanjem temperature izotermne transformacije dobijaju se veće vrednosti zatezne čvrstoće, dok promena vremena nema značajniji uticaj, slika 3.22b.

Za razliku od konvencionalnog napona tečenja i zatezne čvrstoće, vrednosti izduženja za ADI materijal izrazito zavisi od temperature i vremena izotermne transformacije, slika 3.22c. Sa porastom temperature izotermne transformacije dolazi do povećanja vrednosti izduženja za isto vreme transformacije. Najveće vrednosti izduženja javljaju se pri izotermnoj transformaciji na 400°C, potom na 350°C gde su ostvarene srednje vrednosti izduženja, dok se najniže vrednosti javljaju pri transformaciji na 300°C. S druge strane, sa povećanjem vremena izotermne transformacije dolazi do promene i izduženja. Ova promena je najmanja pri transformaciji na 300°C gde se dostiže blagi maksimum za 2 sata transformacije. Slična, promena se uočava i pri transformaciji na 350°C gde je maksimum (odnosno plato) više izražen. Maksimalna vrednost se takođe dostiže pri vremenu transformacije od 2 sata. Kod transformacije na 400°C maksimum je dostignut odmah nakon 1 sata transformacije, nakon čega dolazi do izraženog pada vrednosti izduženja.



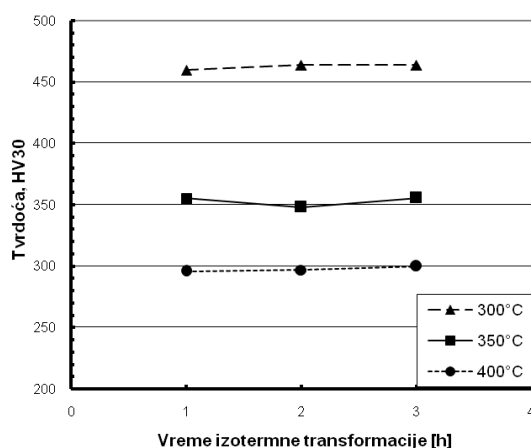
Slika 3.22 Promena vrednosti zateznih karakteristika ADI materijala u zavisnosti od temperature i vremena izotermne transformacije: a) konvencionalni napon tečenja, b) zatezna čvrstoća, c) izduženje

3.3.4 Tvrdoća ADI materijala

Rezultati ispitivanja Vickersove tvrdoće HV30 za ADI materijal dati su u tabeli 3.11, dok je zavisnost tvrdoće (srednja vrednost merenja) od temperature i vremena izotermne transformacije dijagramski prikazana na slici 3.23.

Tabela 3.11 Vickersova tvrdoća HV30 ADI materijala

Vreme izotermne transformacije	Epruveta	Temperatura izotermne transformacije		
		300°C	350°C	400°C
1 h	A	459	356	293
	B	473	343	299
	C	443	362	295
	D	464	365	294
	E	459	349	297
	Sr.vred.	460	355	296
2 h	A	448	349	295
	B	471	349	298
	C	459	343	298
	D	478	350	293
	E	464	348	299
	Sr.vred.	464	348	297
3 h	A	450	360	298
	B	452	356	301
	C	468	357	299
	D	471	349	296
	E	478	355	304
	Sr.vred.	464	355	300



Slika 3.23 Promena tvrdoća ADI materijala u zavisnosti od temperature i vremena izotermne transformacije

Iz tabele (tabela 3.11) i dijagrama (slika 3.23) može se uočiti da temperatura i u manjoj meri vreme izotermne transformacije utiču na promenu tvrdoće ADI materijala. Vrednost tvrdoće se smanjuje sa povećanjem temperature izotermne transformacije, odnosno ADI materijal je najmekši pri transformaciji na 400°C, a najtvrdi pri transformaciji na 300°C. Sa porastom vremena izotermne transformacije, tvrdoća izmerena pri transformaciji na 350°C

opada ka minimalnoj vrednosti, a potom raste sa daljim povećanjem vremena transformacije. Pri transformaciji na 300 i 400°C, sa povećanjem vremena izotermne transformacije tvrdoća blago raste počevši od 1 sata.

3.3.5 Energija udara ADI materijala

Rezultati ispitivanja energije udara na konvencionalnom Šarpijevom klatnu (E_T -ukupna energija udara) i na instrumentiranom Šarpijevom klatnu (E_i -energija nastanka prsline, E_p -energija rasta prsline i E_T -ukupna energija udara) ADI materijala na sobnoj temperaturi dati su u tabeli 3.12. i 3.13, za epruvete bez zareza i sa „V“ zarezom, respektivno. Pored toga, izgled zavisnosti sile udara od vremena dat je dijagramski na slikama 3.24 i 3.25. Treba napomenuti da su energije udara na epruvetama sa „V“ zarezom ispitane samo u slučajevima ADI materijala koji su kasnije izabrani za određivanje prelazne temperature.

Zavisnost energije udara od temperature i vremena izotermne transformacije, pored tabelarnog prikaza, data je i u vidu dijagrama na slici 3.26a za epruvete bez zareza i na slici 3.26b za epruvete sa „V“ zarezom.

Posmatranjem zavisnosti energije udara od temperature i vremena izotermne transformacije može se uočiti da se kod ADI materijala javlja pojava platoa (ili maksimalne vrednosti) koju energija udara dostiže i posle koga opada. Ovaj plato (maksimum) se sa povećanjem temperature pomera ka kraćim vremenima izotermne transformacije.

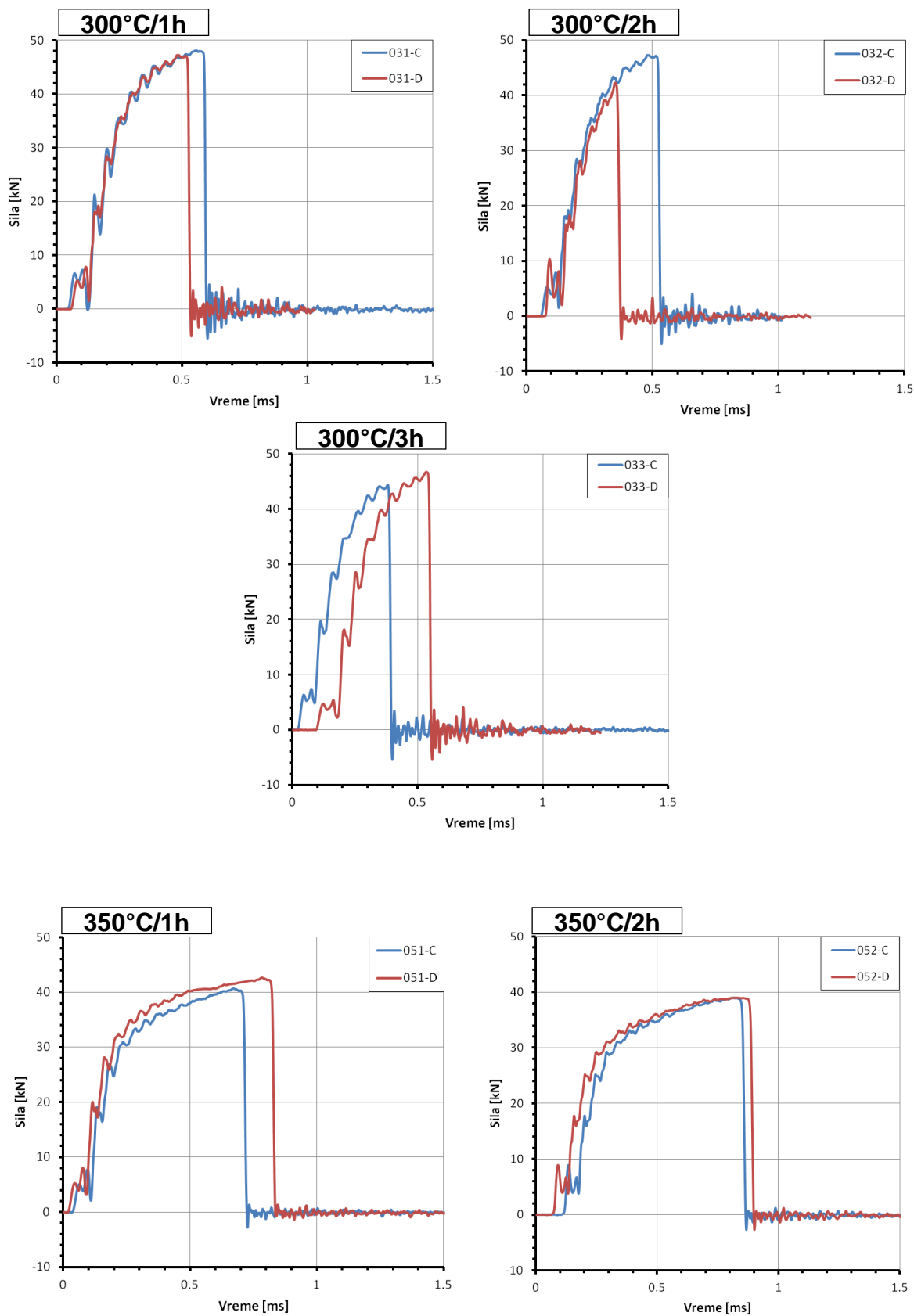
Energija udara na epruvetama bez zareza (slika 3.26a) je najmanja (uz pojavu platoa za 1 i 2 sata izotermne transformacije) u slučaju ADI materijala izotermno transformisanog na 300°C, dok se najveća vrednost dobija pri izotermnoj transformaciji na 400°C u trajanju od 1 sata. Međutim, nakon maksimalne vrednosti na 400°C/1h dolazi do izrazitog pada energije udara pri transformaciji od 2 i 3 sata. Kod transformacije na 350°C, energija udara na epruvetama bez zareza zadržava visoku vrednost u intervalu od 1 do 3 sata, sa lagano izraženim maksimumom (platom) na 2 sata. Pored toga, iako je vrednost energije udara na 400°C/1h veća u odnosu na 350°/1h, vrednosti za 2 i 3 sata su veće u slučaju ADI materijala izotermno transformisanog na 350°C u odnosu na 2 i 3 sata na 400°C.

Upoređenjem komponenti energija udara za epruvete bez zareza, E_i i E_p , može se uočiti da se kod ADI materijala javlja mnogo veći odnos između energije nastanka i rasta (tabela 3.12) nego što je to slučaj kod feritnog nodularnog liva (tabela 3.7). Odnos E_i/E_p kod feritnog nodularnog liva je 1.5, dok kod ADI materijala se kreće od 8 pa čak do 45, uz pojavu mnogo manjih energija rasta prsline za istu ili čak i veću energiju nastanka prsline. Komponenta energije rasta prsline kod ADI materijala ima sličan trend kao i promena ukupne energije udara, samo uz manje razlike. Energija rasta prsline za transformaciju na 300°C opada sa vremenom, na 350°C energija rasta je nešto veća sa pojavom opšteg maksimuma za 2 sata transformacije, dok na 400°C samo nakon 1 sata imamo vrednost na nivou transformacije na 350°C nakon čega dolazi do pada za trajanje transformacije od 2 i 3 sata.

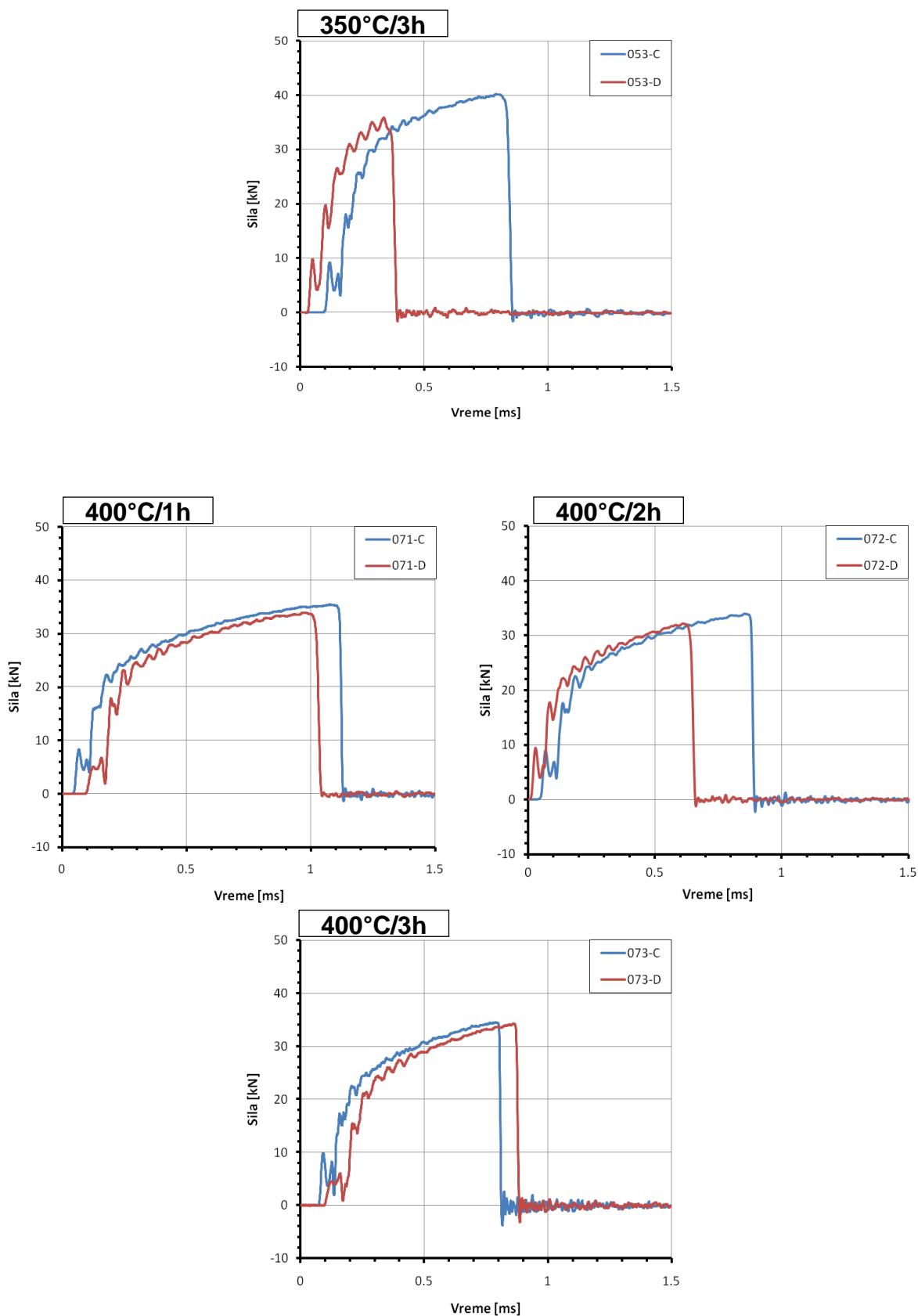
Tabela 3.12 Energija udara ADI materijala - epruveta bez zarez

Energija udara za ADI, KO [J]					
Temperatura izotermne transformacije	Vreme izotermne transformacije	Oznaka epruvete	Energija nastanka prsline, E_i	Energija rasta prsline, E_p	Ukupna energija udara, E_t
300°C	1 h	A	–	–	58.08
		B	–	–	55.92
		C	81.41	4.51	85.92
		D	66.56	5.32	71.88
		Sr.vred.	73.99	4.92	67.95
	2 h	A	–	–	58.86
		B	–	–	76.52
		C	65.92	4.08	70.00
		D	34.33*	2.74*	37.07*
		Sr.vred.	65.92	4.08	68.46
	3 h	A	–	–	57.88
		B	–	–	69.16
		C	51.79	2.73	54.52
		D	65.08	2.61	67.69
		Sr.vred.	58.44	2.67	62.31
350°C	1 h	A	–	–	106.93
		B	–	–	105.95
		C	94.58	7.92	102.50
		D	108.84	9.16	118.00
		Sr.vred.	101.71	8.54	108.34
	2 h	A	–	–	88.78
		B	–	–	124.10
		C	102.68	8.43	111.11
		D	107.86	12.44	120.39
		Sr.vred.	105.27	10.44	111.09
	3 h	A	–	–	121.64
		B	–	–	90.25
		C	106.97	6.92	113.89
		D	38.98*	7.24*	46.22*
		Sr.vred.	106.97	6.92	108.60
400°C	1 h	A	–	–	142.25
		B	–	–	153.04
		C	136.73	7.26	143.98
		D	111.70	8.24	119.94
		Sr.vred.	124.22	7.75	139.80
	2 h	A	–	–	87.31
		B	–	–	123.61
		C	103.86	4.61	108.47
		D	75.25	5.71	80.95
		Sr.vred.	89.56	5.16	100.08
	3 h	A	–	–	84.37
		B	–	–	100.06
		C	94.37	2.10	96.47
		D	94.76	2.42	97.17
		Sr.vred.	94.57	2.26	94.52

*usled uočene greške na površini preloma rezultat nije uzet u obzir za izračunavanje srednjih vrednosti



Slika 3.24 Dijagram zavisnosti sila-vreme pri udarnom ispitivanju ADI materijala - epruveta bez zarez (prvi deo)

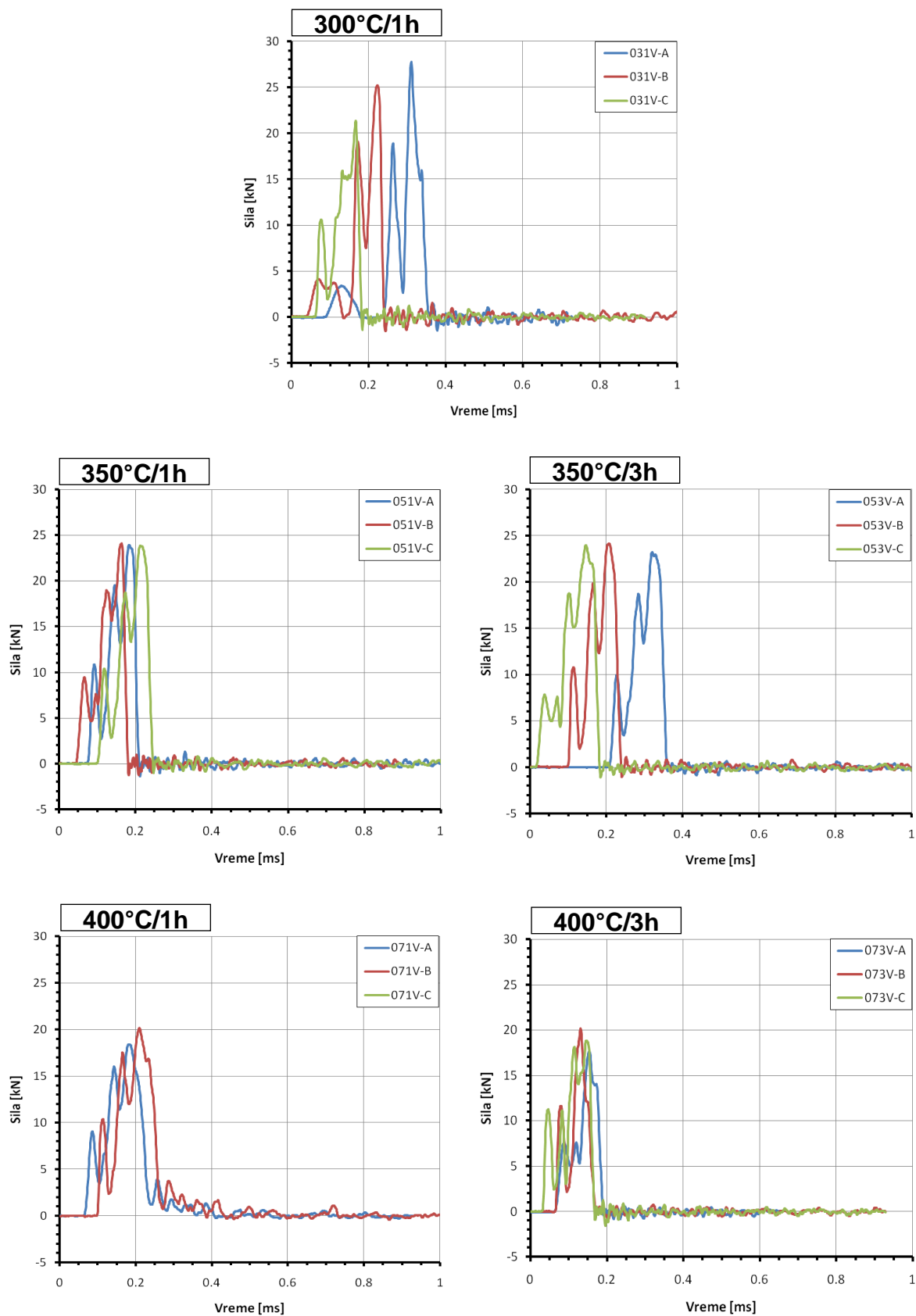


Slika 3.24 Dijagram zavisnosti sila-vreme pri udarnom ispitivanju ADI materijala - epruveta bez zreza (nastavak)

U slučaju epruveta sa „V“ zarezom (tabela 3.13 i slika 3.26b), usled koncentracije napona izazvane zarezom, dolazi do smanjenja energije udara za približno 8 do 12 puta za ausferitnu mikrostrukturu, a za 15 puta kada dođe do delimične dekompozicije ausferita i stvaranja smeše ferita i karbida (beinit) na 400°C/3h, u odnosu na vrednosti dobijene pri ispitivanju epruveta bez zareza (tabela 3.12). Ovo smanjenje se prvenstveno ogleda u drastičnom padu energije nastanka prsline, gde dolazi do pada od 10 do 22 puta, dok je energija za rast prsline smanjena samo za približno 1.3 do 3.6 puta. Smanjenje potrebne energije za lom uočava se i na dijagramu zavisnosti sile udara od vremena (slika 3.25) u vidu manje sile potrebne za lom, kao i u kraćem vremenu u kome se lom odvija.

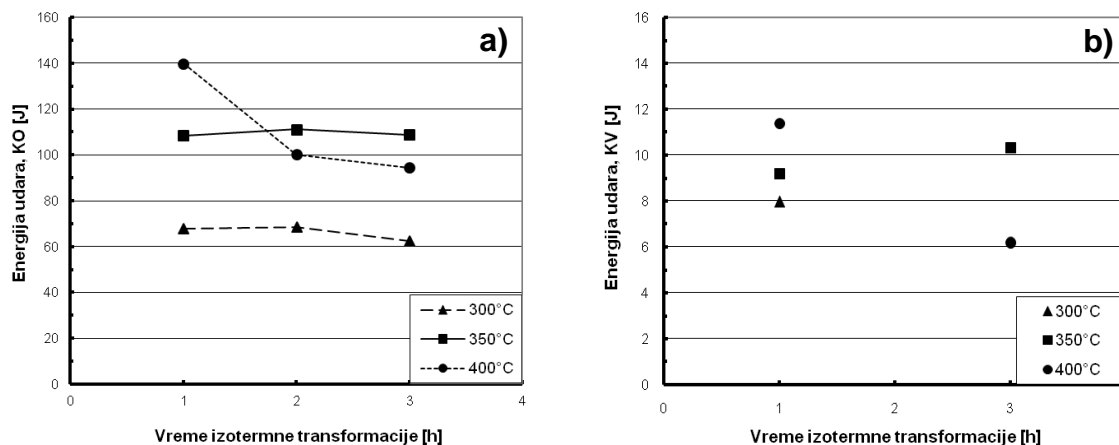
Tabela 3.13 Energija udara ADI materijala - epruveta sa „V“ zarezom

Energija udara za ADI, KV [J]					
Temperatura izotermne transformacije	Vreme izotermne transformacije	Oznaka epruvete	Energija nastanka prsline, E_i	Energija rasta prsline, E_p	Ukupna energija udara, E_t
300°C	1 h	A	5.34	3.32	8.67
		B	6.87	1.45	8.32
		C	5.90	0.98	6.88
		Sr.vred.	6.04	1.92	7.96
350°C	1 h	A	6.62	2.33	8.95
		B	7.40	1.34	8.74
		C	7.01	2.86	9.86
		Sr.vred.	7.01	2.18	9.18
	3 h	A	6.63	3.37	10.00
		B	6.88	3.05	9.93
		C	7.90	3.10	11.01
		Sr.vred.	7.14	3.17	10.31
400°C	1 h	A	6.18	4.54	10.72
		B	6.42	5.45	11.88
		C	–	–	11.52
		Sr.vred.	6.30	5.00	11.37
	3 h	A	3.53	2.08	5.61
		B	3.27	2.01	5.28
		C	6.25	1.31	7.56
		Sr.vred.	4.35	1.80	6.15



Slika 3.25 Dijagram zavisnosti sila-vreme pri udarnom ispitivanju ADI materijala - epruveta sa „V“ zarezom

Uopšteno, prilikom ispitivanja energije udara na epruvetama sa „V“ zarezom uočava se isto ponašanje materijala kao i pri ispitivanju energije na epruvetama bez zareza, samo uz pojavu manjih vrednosti. Najniža energija udara se javlja za najniže temperature transformacije, dok veće temperature daju veće energije. Povećanje vremena izotermne transformacije na 400°C dovodi do izraženog pada energije udara, dok na 350°C nema pada, već se zadržava ostvareni nivo uz pojavu blagog rasta vrednosti energije udara za 3 sata izotermne transformacije.



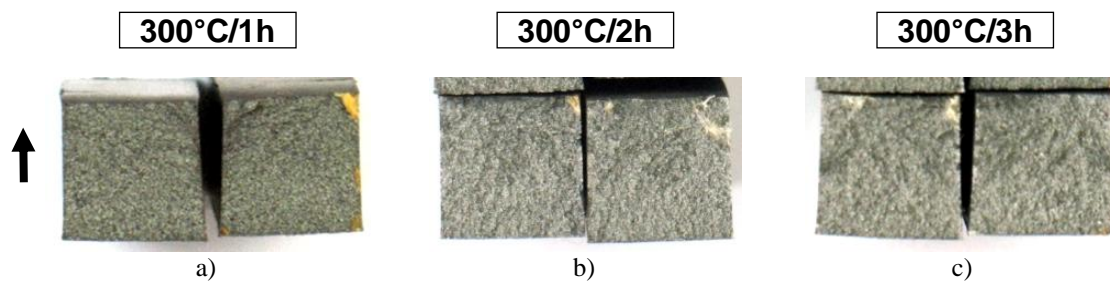
Slika 3.26 Promena energije udara ADI materijala u zavisnosti od temperature i vremena izotermne transformacije: a) epruveta bez zareza; b) epruveta sa „V“ zarezom

3.3.6 Morfologija loma ADI materijala

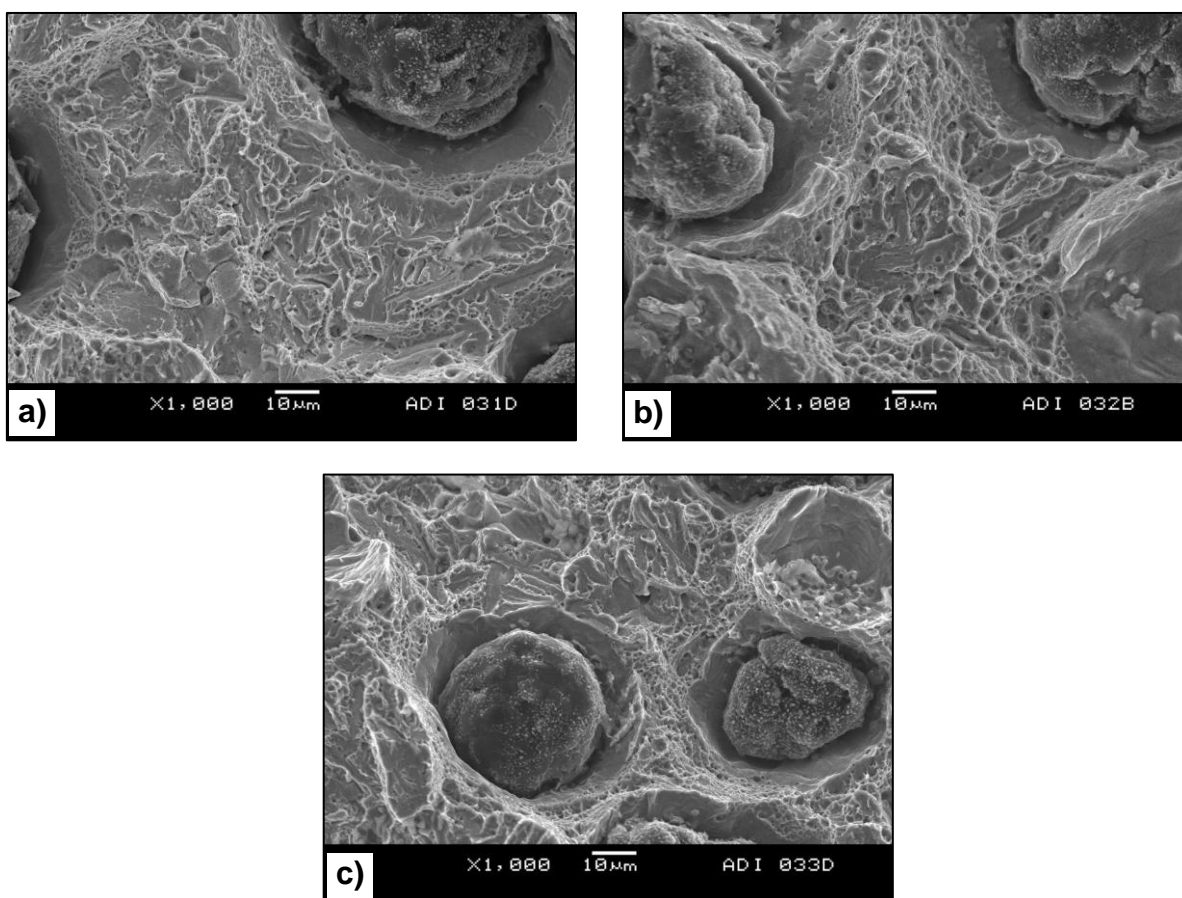
ADI: 300°C/1÷3h - epruvete bez zareza

Ilustracija makroskopskog izgleda površina preloma epruveta bez zareza ADI materijala izotermno transformisanog na 300°C prikazan je na slici 3.27. Na svim površinama preloma uočene su strelaste šare koje se prostiru od stranice epruvete na kojoj je iniciran lom do suprotne stranice koja je bila izložena udaru klatna. Površine svih uzoraka su slične i velikoj meri su zadržale početni oblika preseka, uz pojavu malog širenja epruvete na mestu udara klatna.

Mikroskopski izgled površina preloma na SEM-u dat je na slici 3.28. Uočeno je da je kod svih epruveta lom mešovitog tipa, sastavljen iz područja krtog i duktilnog loma. Područja duktilnog loma su jamičasta (posebno u tankim ligamentima između nodula), dok je krti lom nastao mehanizmom kvazi-cepanja. Povećanje vremena transformacije ne menja značajno udeo duktilnog i krtog loma.



Slika 3.27 Makroskopski izgled površina preloma epruveta bez zareza ADI materijala izotermno transformisanog na 300°C u trajanju od: a) 1 h; b) 2 h; c) 3 h, (strelica označava pravac udara klatna)

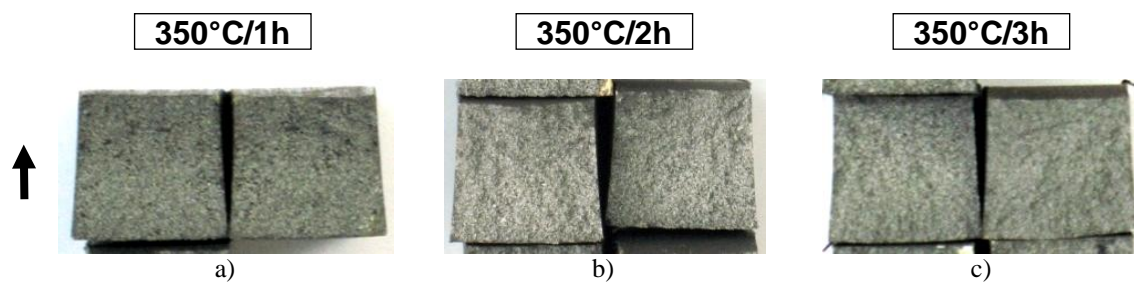


Slika 3.28 Morfologija loma epruveta bez zareza ADI materijala izotermno transformisanog na 300°C u trajanju od: a) 1 h; b) 2 h; c) 3 h

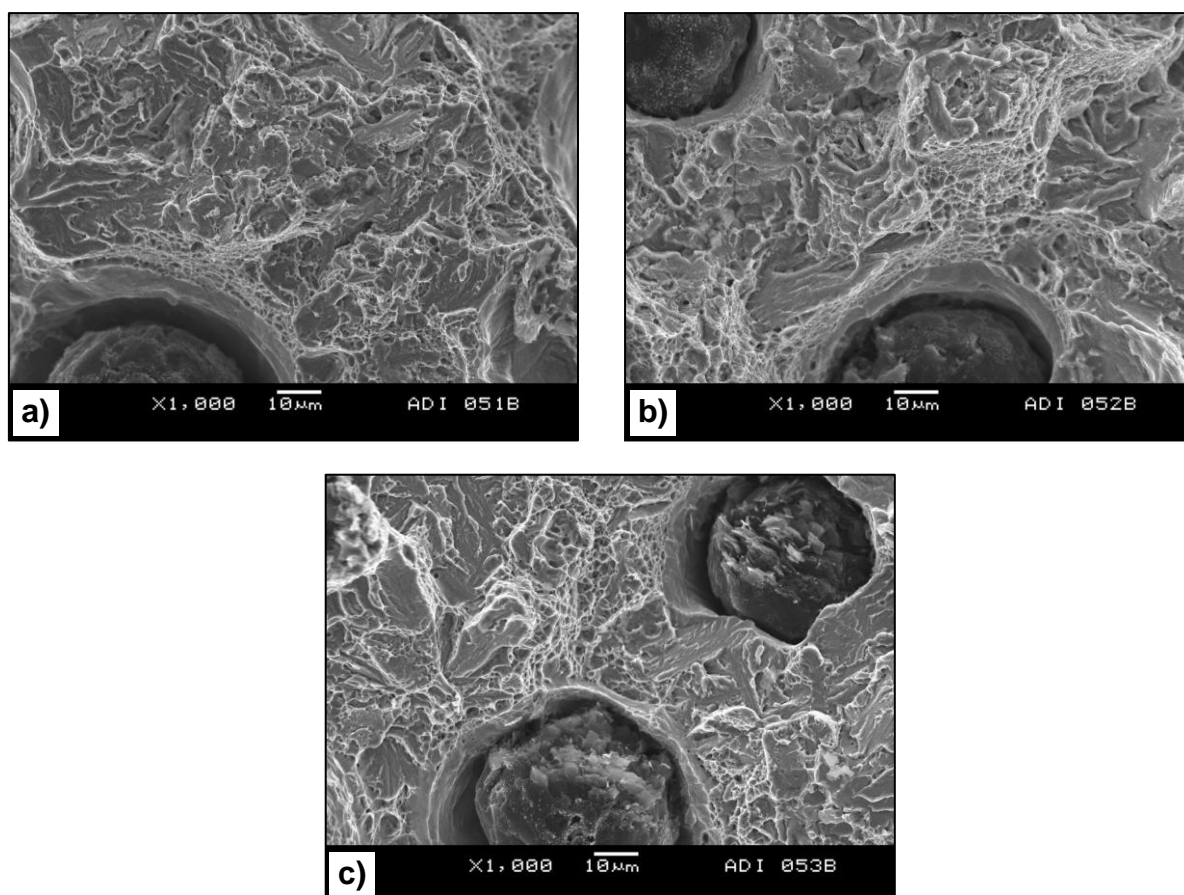
ADI: 350°C/1÷3h - epruvete bez zareza

Kod epruveta bez zareza ADI materijala izotermno transformisanog na 350°C, prilikom makroskopskog pregleda takođe se na površinama preloma uočavaju manje ili više izražene strelaste šare u smeru prostiranja loma, slika 3.29. Takođe, dolazi i do pojave širenja epruvete na mestu udara klatna, odnosno do kontrakcije na mestu stvaranja loma.

Morfologija loma dobijena na SEM-u, prikazana je na slici 3.30. Lom je kod ovih uzoraka mešovitog tipa, uz povećani udeo duktilnog loma u odnosu na ADI materijal transformisan na 300°C. Područja krtog loma su nastala mehanizmom kvazi-cepanja i okružena su jamičastim površinama duktilnog loma. Takođe, kao i kod ADI materijala izotermno transformisanog na 300°C, povećanje vremena transformacije ne menja u značajnoj meri udeo duktilnog i krtog loma na površini preloma.



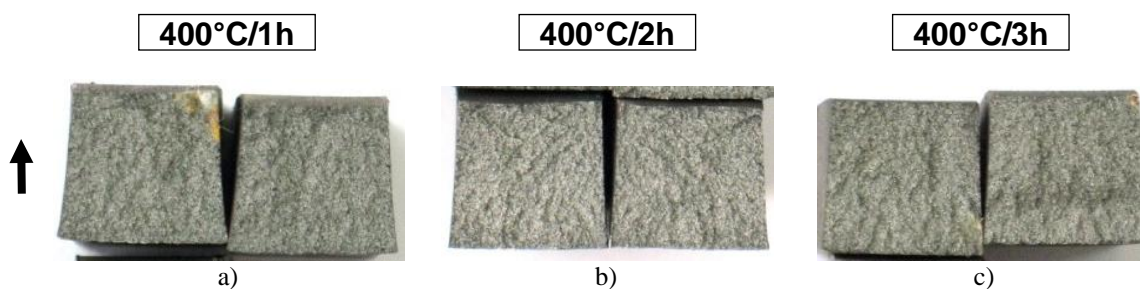
Slika 3.29 Makroskopski izgled površina preloma epruveta bez zareza ADI materijala izotermno transformisanog na 350°C u trajanju od: a) 1 h; b) 2 h; c) 3 h, (strelica označava pravac udara klatna)



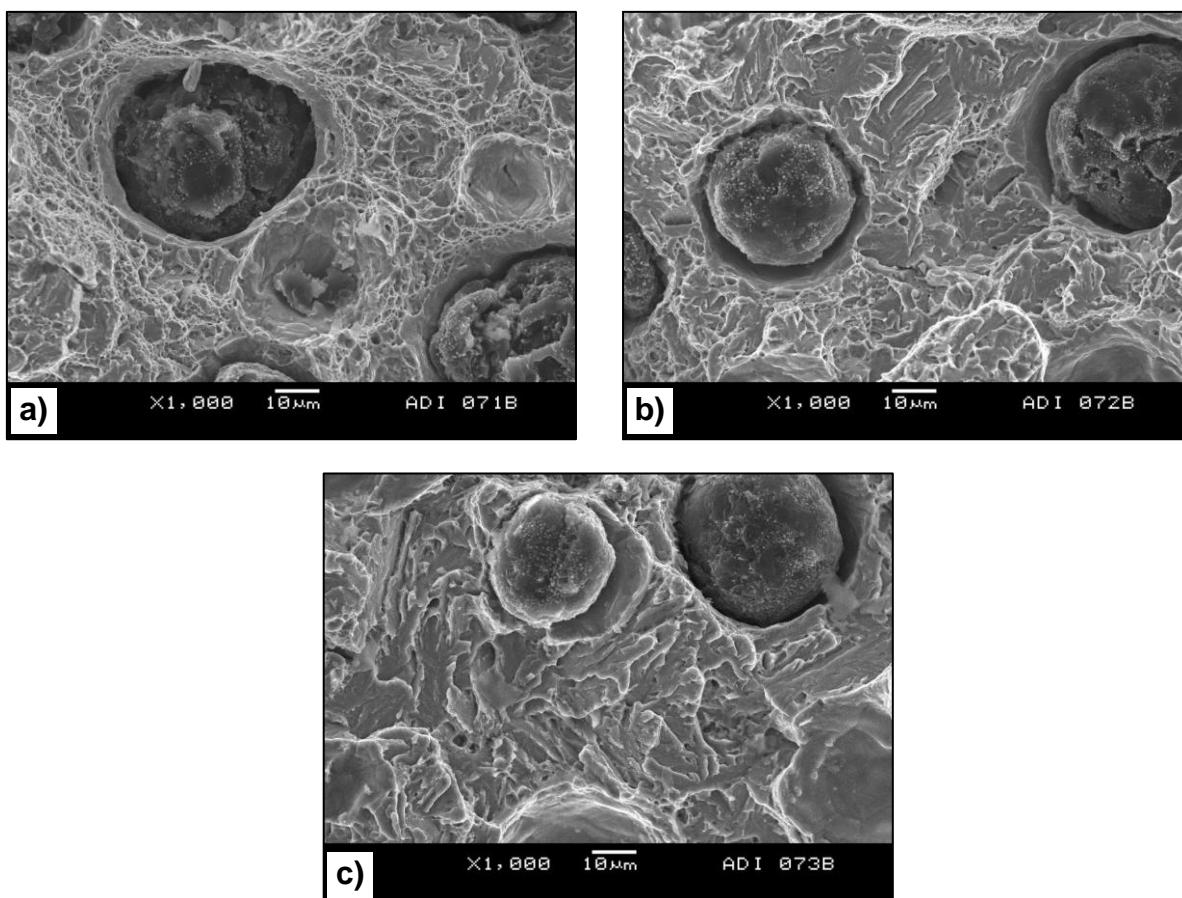
Slika 3.30 Morfologija loma epruveta bez zareza ADI materijala izotermno transformisanog na 350°C u trajanju od: a) 1 h; b) 2 h; c) 3 h

ADI: 400°C/1÷3h - epruvete bez zareza

Makroskopski izgled površine loma epruveta bez zareza ADI materijala izotermno transformisanog na 400°C, takođe se odlikuje strelastim šarama u smeru prostiranja loma, slika 3.31. Međutim, uočena je manja razlika u deformaciji površine preloma u zavisnosti od vremena transformacije. Pri kraćem vremenu transformacije, deformacija je jače izražena (slika 3.31a).



Slika 3.31 Makroskopski izgled površina preloma epruveta bez zareza ADI materijala izotermno transformisanog na 400°C u trajanju od: a) 1 h; b) 2 h; c) 3 h, (strelica označava pravac udara klatna)



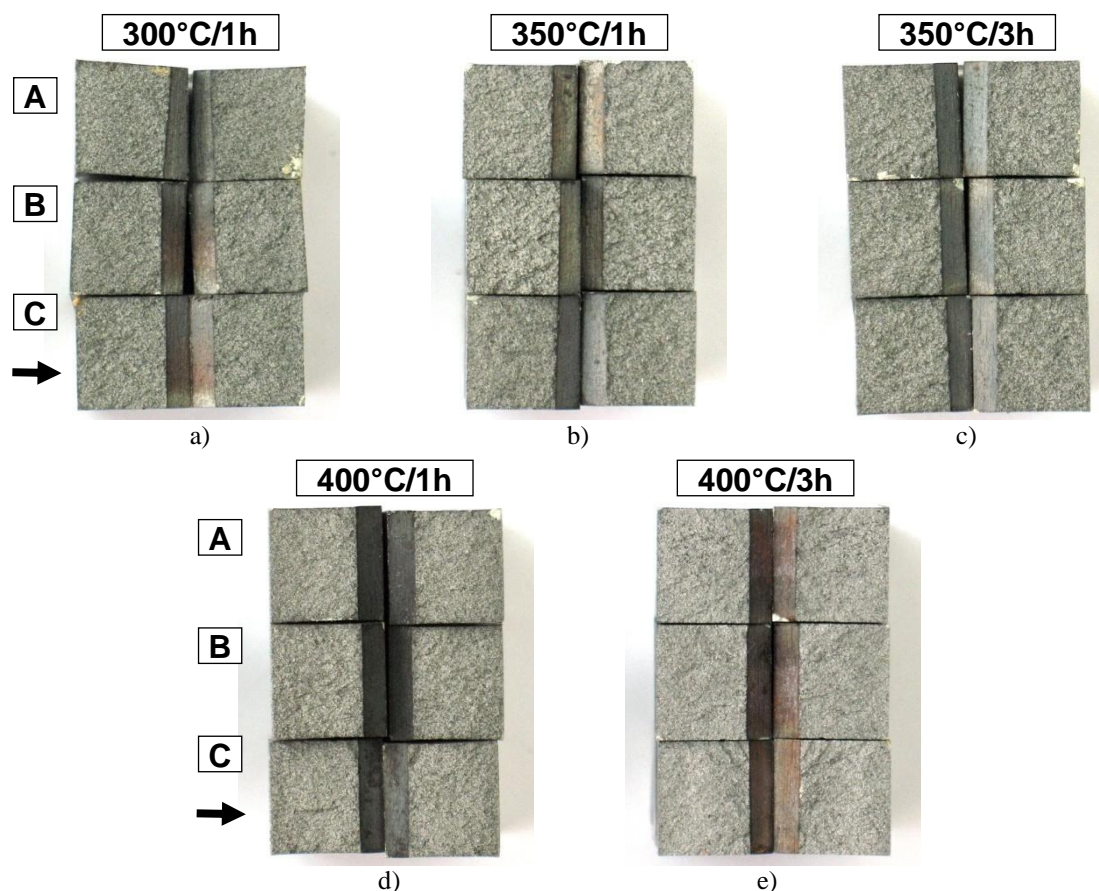
Slika 3.32 Morfologija loma epruveta bez zareza ADI materijala izotermno transformisanog na 400°C u trajanju od: a) 1 h; b) 2 h; c) 3 h

Morfologija loma se kod ADI materijala transformisanog na 400°C sa povećanjem vremena izotermne transformacije menja od pretežno duktilnog do pretežno krto, slika 3.32. Pretežno duktilni lom, koga karakteriše jamičasta površina uz mali udeo krto, nastao mehanizmom kvazi-cepanja, prisutan je kod uzorka transformisanog u trajanju od 1 sata, slika 3.32a. Kod materijala transformisanih u trajanju od 2 sata (slika 3.32b) i 3 sata (slika 3.32c) dolazi do izraženog povećanja udela krto loma. Pri transformaciji u trajanju od 2 sata, krto lom je nastao mehanizmom kvazi-cepanja i zone krto loma su ograničene jamičastim površinama duktilnog loma. Udeo krto i duktilnog loma je približno jednak. S druge strane, pri transformaciji u trajanju od 3 sata, površina loma se prvenstveno sastoji od krto loma i manjeg udela duktilnog loma. Krto lom je i dalje nastao mehanizmom kvazi-cepanja.

ADI: epruvete sa „V“ zarezom

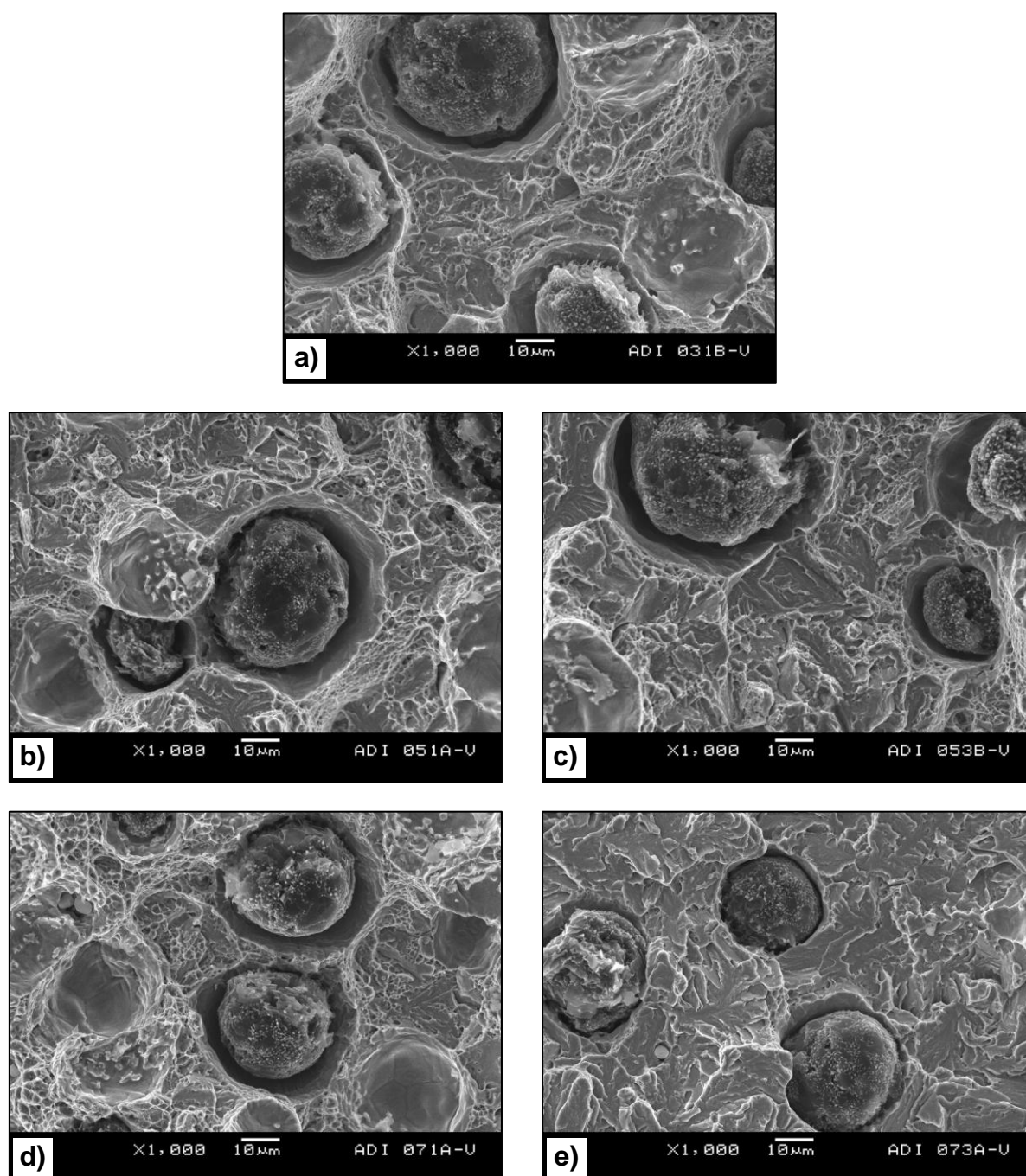
Morfologija loma epruveta sa „V“ zarezom makroskopski je prikazana na slici 3.33, a mikroskopski na slici 3.34.

Na makroskopskom izgledu nije uočena značajna razlika između površina preloma kod različitih termičkih tretmana. Međutim, u odnosu na odgovarajuće epruvete bez zarez, kod epruveta sa „V“ zarezom ne uočava se deformacija površine preloma ili pojava strelastih šara, slika 3.33.



Slika 3.33 Makroskopski izgled površina preloma epruveta sa „V“ zarezom ADI materijala izotermno transformisanog na: a) 300°C/1h; b) 350°C/1h; c) 350°C/3 h; d) 400°C/1h; e) 400°C/3h (strelica označava pravac udara klatna)

Pri mikroskopskom pregledu na SEM-u površina preloma epruveta sa „V“ zarezom (slika 3.34) uočava se slična morfologija loma kao i kod epruveta bez zareza sa istim termičkim tretmanom. Morfologija loma kod epruveta izotermno transformisanih na 300°C/1h, 350°C/1h, 350°C/3h i 400°C/1h je pretežno duktilna uz pojavu određene količine krto­g loma nastalog mehanizmom kvazi-cepanja, slika 3.34a-d. Kod ovih uzoraka sa povećanjem temperature transformacije, povećava se i udeo duktilnog loma. Međutim, u slučaju uzorka izotermno transformisanog na 400°C u trajanju od 3 sata (slika 3.34e) površina loma je pretežno krta, sa malim udelom duktilnog loma.



Slika 3.34 Morfologija loma epruveta sa „V“ zarezom ADI materijala izotermno transformisanog na: a) 300°C/1h; b) 350°C/1h; c) 350°C/3 h; d) 400°C/1h; e) 400°C/3h

3.4 Karakterizacija u temperaturnom intervalu od -196 do $+100^{\circ}\text{C}$

3.4.1 Energije udara u temperaturnom intervalu od -196 do $+100^{\circ}\text{C}$

Ispitivanje energije udara na Šarpijevim epruvetama bez zareza u temperaturnom intervalu od -196 do $+100^{\circ}\text{C}$ je izvršeno za feritizovani nodularni liv (NL-F) i za ADI materijale sa različitim mikrostrukturama.

Termički tretmani za ispitivanje prelazne temperature ADI materijala izabrani su na osnovu prethodne karakterizacije mikrostrukture i mehaničkih osobina. Izabrane su izotermne transformacije na 300 , 350 i 400°C u trajanju od 1 sata, kod kojih se javlja najveća razlika između morfologije mikrostrukture (od igličaste do pločaste) i kod kojih je smanjenje čvrstoće uz povećanje izduženja i energije udara uslovljeno samo promenom temperature, dok je vreme konstantno (1 sat).

Pored toga, uzeti su i tretmani na 350 i 400°C u trajanju od 3 sata. Kod materijala tretiranog na $400^{\circ}\text{C}/3\text{h}$ uočen je pad zapreminskog udela zadržanog austenita na 24.1% (što je relativan pad od 23% , odnosno apsolutnih 7.3% u odnosu na maksimalnu vrednost od 31.4% ostvarenu pri transformaciji na 400°C u trajanju od 1 sata) i gde dolazi do promene ausferitne mikrostrukture u beinitnu, odnosno započeo je proces raspada ausferita na ferit i karbide. Tretman $350^{\circ}\text{C}/3\text{h}$ je izabran radi upoređenja osobina materijala na niskim temperaturama, između ADI materijala dobijenog pri kraćim (1h) i dužim (3h) vremenima transformacije, a koji i dalje imaju sličnu ausferitnu mikrostrukturu.

Kao referentni materijal izabran je feritni nodularni liv (NL-F), sa potpunom feritnom metalnom osnovom radi upoređenja uticaja količine zadržanog austenita kod ADI materijala na prelaznu temperaturu.

Rezultati ispitivanja energije udara za materijale: NL-F, ADI $300^{\circ}\text{C}/1\text{h}$, $350^{\circ}\text{C}/1\text{h}$, $400^{\circ}\text{C}/1\text{h}$, $350^{\circ}\text{C}/3\text{h}$ i $400^{\circ}\text{C}/3\text{h}$, u zadatom temperaturnom intervalu, dati su tabelarno i ilustrovano na slikama.

Kod svih ispitivanih materijala uočeno je smanjenje vrednosti energije udara sa smanjenjem temperature ispitivanja.

Energija udara u zavisnosti od temperature ispitivanja za feritni nodularni liv - NL-F

Rezultati ispitivanja energije udara na instrumentiranom Šarpijevom klatnu (E_i -energija nastanka prsline, E_p -energija rasta prsline i E_t -ukupna energija udara) za feritni nodularni liv u temperaturnom intervalu od -196 do $+100^{\circ}\text{C}$ dati su u tabeli 3.14, dok je na slici 3.35 data kao ilustracija zavisnost sile udara od vremena.

Iz tabele 3.14 može se videti da energija udara sa sniženjem temperature prati opadajući trend, ali uz blagi porast energije udara pri ispitivanju na 0 i -20°C . Nakon blagog porasta, energija udara se postepeno smanjuje, i dolazi do naglog pada pri ispitivanju na -100°C . Minimum energije od 12.8 J se dostiže pri najnižoj temperaturi ispitivanja od -196°C . Ako se posmatraju komponente ukupne energije udara (E_t), odnosno energija nastanka (E_i) i rasta prsline (E_p), može se uočiti da energija potrebna za nastanak prsline (E_i) kod uzoraka bez

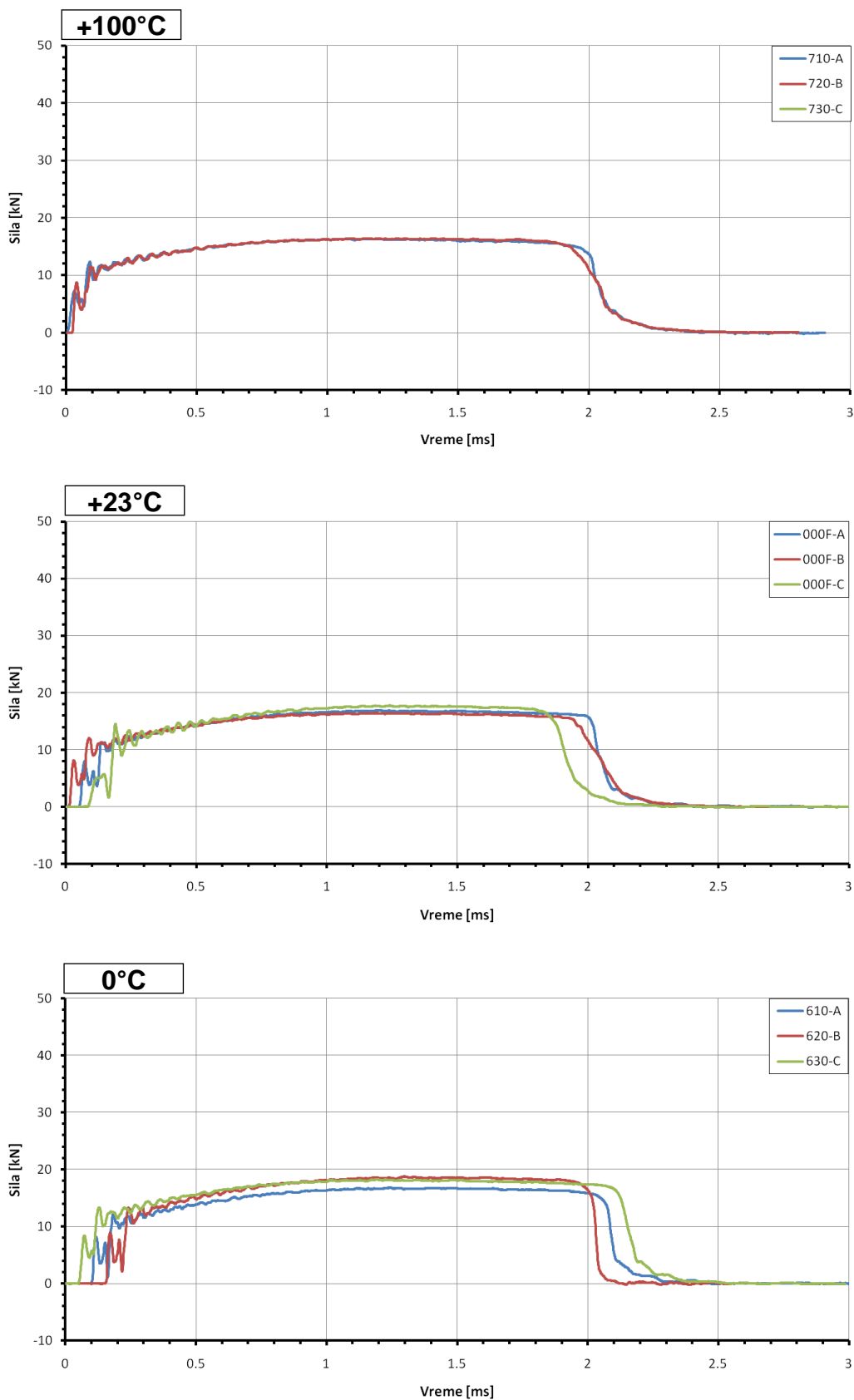
zareza zadržava vrednost od približno 90 J sve do -100°C . S druge strane, energija potrebna za širenje prsline (E_p) se smanjuje već od -40°C , a izrazito na -100°C .

Krive zavisnosti sile udara od vremena ispitivanja na $+100$, $+23$ i 0°C poseduju izraženu vrednost sile pri kojoj dolazi do zaustavljanja brzog rasta prsline (P_A). Međutim, vrednost P_A nije prisutna kod krivih dobijenih pri ispitivanju u temperaturnom intervalu od -20 do -196°C . Pored toga, pri temperaturama od -100 i -196°C nakon dostizanja maksimalne sile na krivoj sila-vreme dolazi do nastanka uslova za brzo širenje prsline, odnosno sila početka nestabilnog širenja prsline je približno jednaka maksimalnoj sili ($P_F \approx P_M$). Takođe, sa smanjenjem temperature ispitivanja, vreme potrebno za lom je kraće.

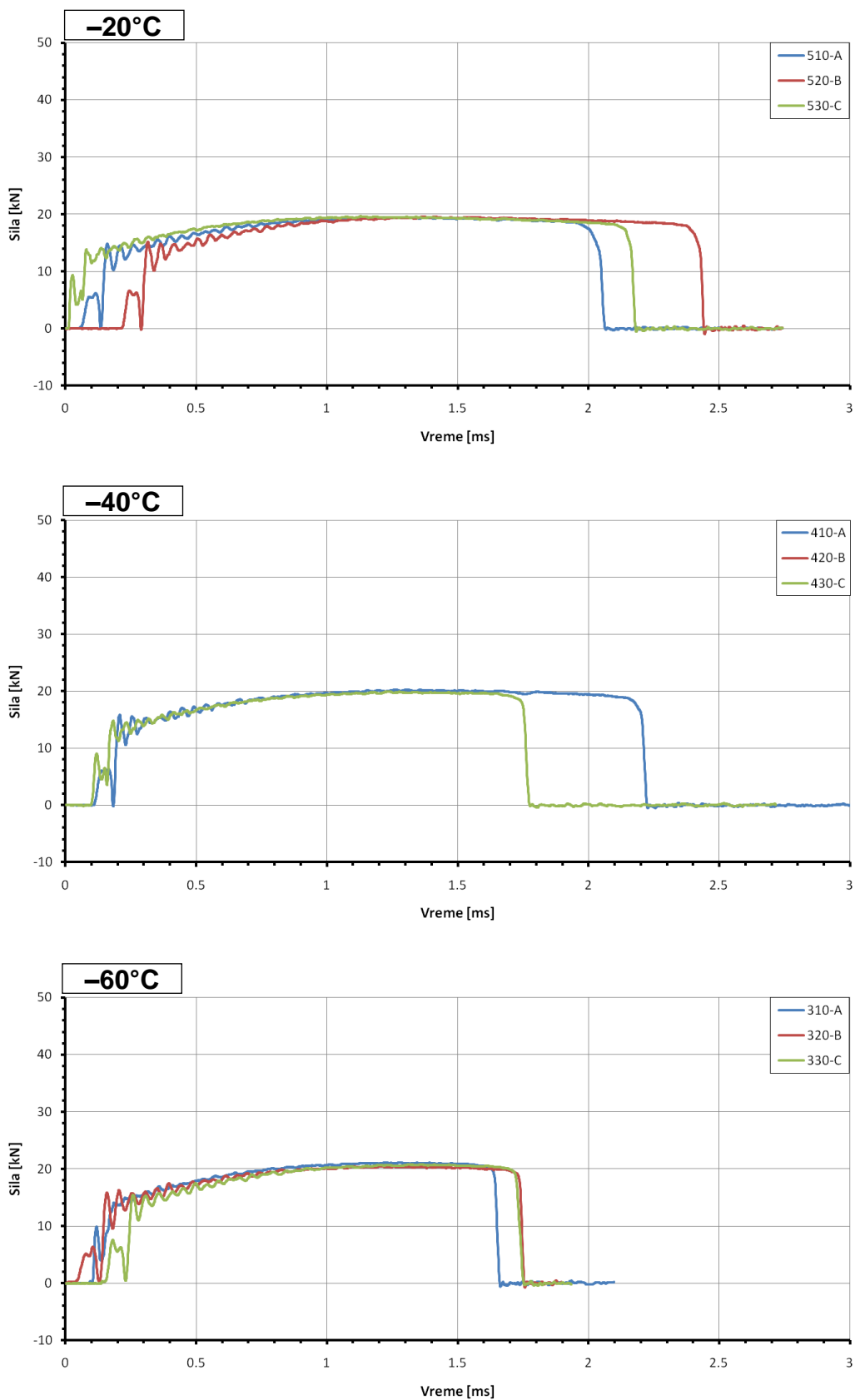
Tabela 3.14 Energija udara u zavisnosti od temperature ispitivanja za feritni nodularni liv (NL-F)

Temperatura ispitivanja, [°C]	Energija udara za NL-F, KO [J]				
	Oznaka epruvete	Energija nastanka prsline, E_i	Energija rasta prsline, E_p	Ukupna energija udara, E_t	Srednja vrednost E_t
-196	A	9.44	4.44	13.88	12.76
	B	10.24	1.34	11.58	
	C	9.45	3.38	12.83	
-100	A	65.58	6.84	72.42	52.62
	B	46.80	1.61	48.41	
	C	26.03	10.66	36.69	
	D	–	–	52.97*	
-60	A	99.19	38.19	137.38	134.18
	B	96.48	46.28	142.76	
	C	82.23	53.68	135.91	
	D	–	–	120.66*	
-40	A	89.74	62.05	151.79	142.79
	B	99.74	43.39	143.13	
	C	94.47	44.38	138.85	
	D	–	–	137.37*	
-20	A	92.73	65.53	158.26	156.92
	B	93.45	70.98	164.43	
	C	92.52	70.23	162.75	
	D	–	–	142.25*	
0	A	80.75	62.26	143.01	150.41
	B	89.32	57.60	146.92	
	C	90.33	70.96	161.29	
+23	A	81.41	62.82	144.23	141.74
	B	86.26	57.36	143.62	
	C	84.64	52.73	137.37	
+100	A	83.55	60.31	143.86	141.28
	B	88.97	54.52	143.49	
	C	–	–	136.50*	

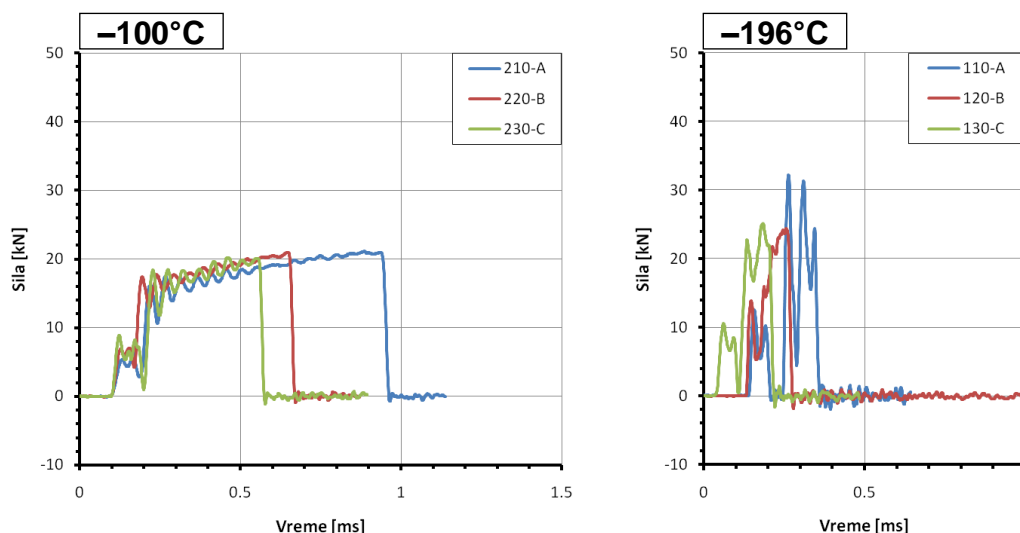
* rezultati dodatnih ispitivanja na konvencionalnom Šarpijevom klatnu



Slika 3.35 Dijagrami zavisnosti sila-vreme pri udarnom ispitivanju feritnog nodularnog liva u temperaturnom intervalu od -196 do +100°C (prvi deo)



Slika 3.35 Dijagrami zavisnosti sila-vreme pri udarnom ispitivanju feritnog nodularnog liva u temperaturnom intervalu od -196 do +100°C (nastavak)



Slika 3.35 Dijagrami zavisnosti sila-vreme pri udarnom ispitivanju feritnog nodularnog liva u temperaturnom intervalu od -196 do $+100^{\circ}\text{C}$ (nastavak)

Energija udara u zavisnosti od temperature ispitivanja za ADI materijal izotermno transformisan na 300°C u trajanju od 1 sata - ADI $300^{\circ}\text{C}/1\text{h}$

U tabeli 3.15 dati su rezultati energije udara ADI materijal izotermno transformisanog na 300°C u trajanju od 1 sata (ADI $300^{\circ}\text{C}/1\text{h}$) u intervalu od -196 do $+100^{\circ}\text{C}$. Odgovarajući dijagrami zavisnosti sile udara od vremena, dobijeni prilikom ispitivanja na instrumentiranom Šarpijevom klatnu dati su na slici 3.36.

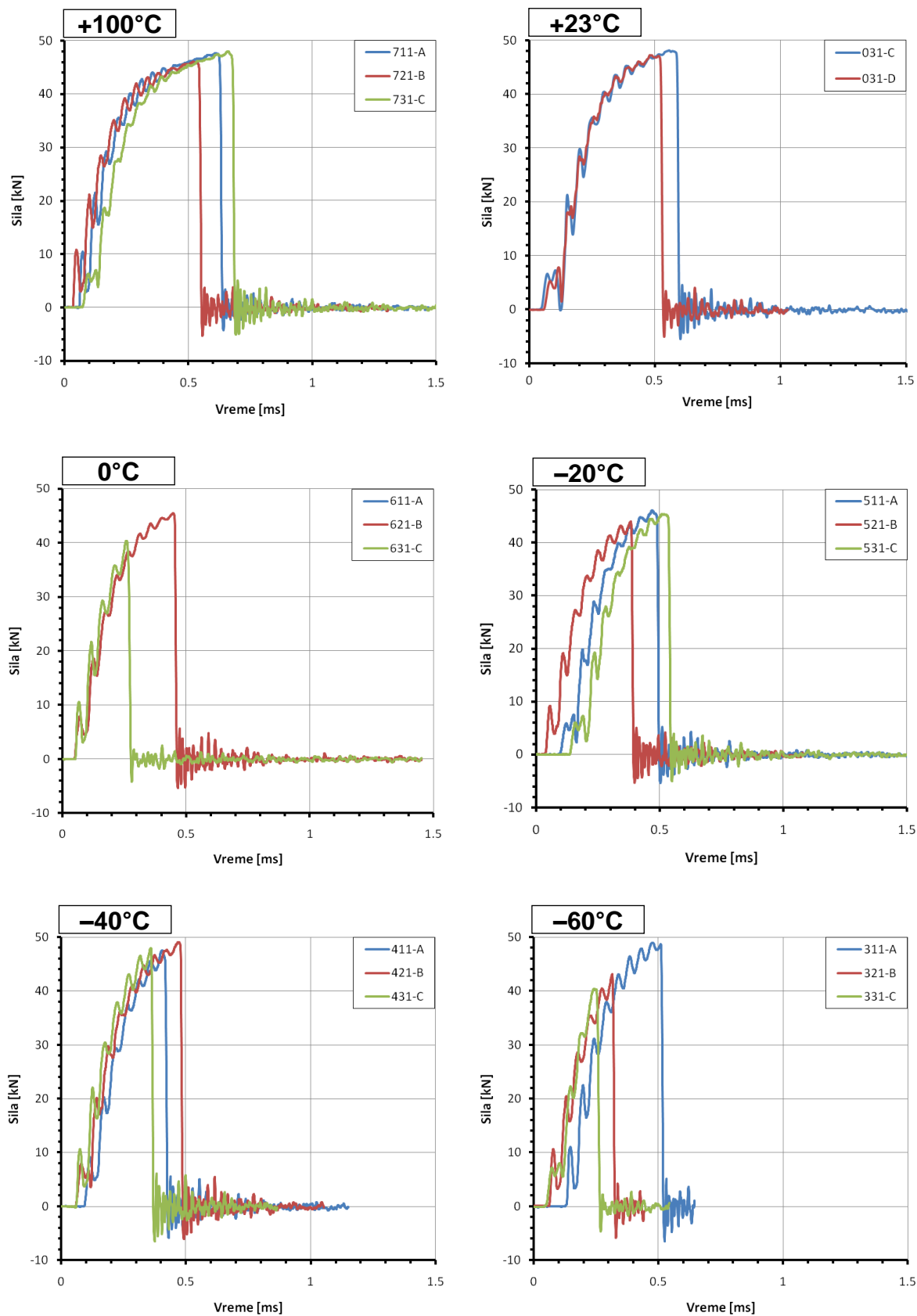
Energija udara za ADI $300^{\circ}\text{C}/1\text{h}$ materijala opada sa sniženjem temperature ispitivanja. Najveći pad se javlja između $+100^{\circ}\text{C}$ i $+23^{\circ}\text{C}$, kada ukupna energija udara opada sa 99.4 J na 64.6 J . Pri daljem snižavanju temperature, smanjenje energije udara nije toliko izraženo. Opadajući trend je prisutan i kod dela energije koji se troši na nastanak prsline (E_i), dok kod energije za rast prsline (E_p), isto je prisutan opadajući trend, ali uz pojavu rasipanja rezultata.

Krive zavisnosti sile udara od vremena ispitivanja (slika 3.36) materijala imaju isti oblik, uz pojavu skraćenja vremena loma sa sniženjem temperature, što rezultuje i manjim ukupnim energijama udara na nižim temperaturama. Na krivam je uočljiva pojava dinamičke sile napona tečenja (P_{GY}) koja se približava maksimalnoj sili (P_M) sa sniženjem temperature. Nakon dostizanja maksimalne sile (P_M) dolazi do naglog pada sile i brzog rasta prsline, odnosno sila početka nestabilnog širenja prsline je približno jednaka maksimalnoj sili ($P_F \approx P_M$). Kod svih krivi nije uočena pojava P_A - sile zaustavljanja brzog rasta prsline.

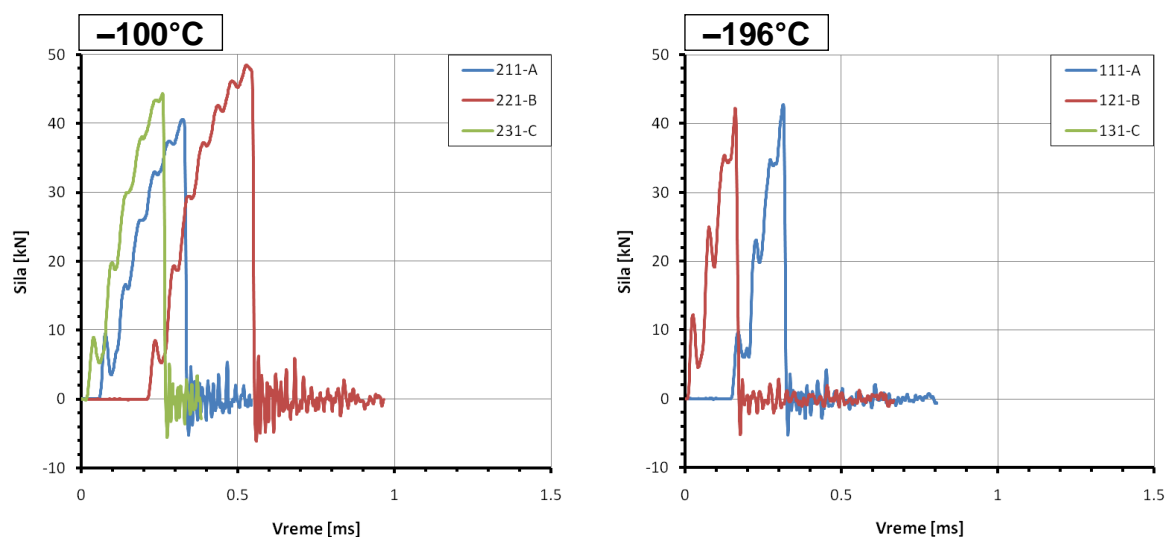
Tabela 3.15 Energija udara u zavisnosti od temperature ispitivanja za ADI materijal izotermno transformisan na 300°C u trajanju od 1 sata (ADI 300°C/1h)

Temperatura ispitivanja, [°C]	Energija udara za ADI 300°C/1h, KO [J]				
	Oznaka epruvete	Energija nastanka prsline, E_i	Energija rasta prsline, E_p	Ukupna energija udara, E_t	Srednja vrednost E_t
-196	A	18.14	1.42	19.56	18.87
	B	17.15	1.53	18.68	
	C	17.15	1.21	18.36	
-100	A	32.57	2.18	34.75	40.59
	B	47.96	5.22	53.18	
	C	32.44	1.39	33.83	
-60	A	57.75	9.29	67.04	41.89
	B	33.64	1.57	35.21	
	C	19.81	3.60	23.41	
-40	A	46.83	4.00	50.83	56.46
	B	67.59	3.06	70.65	
	C	46.04	1.87	47.91	
-20	A	55.08	5.40	60.48	57.73
	B	51.04	1.52	52.56	
	C	54.41	5.75	60.16	
0	A	–	–	72.53	65.91
	B	62.70	2.17	64.87	
	C	25.30*	2.20*	27.50*	
	D	–	–	60.33	
+23	A	–	–	58.08	67.95
	B	–	–	55.92	
	C	81.41	4.51	85.92	
	D	66.56	5.32	71.88	
+100	A	100.01	3.68	103.69	99.43
	B	83.40	5.47	88.87	
	C	101.28	4.44	105.72	

*usled uočene greške na površini preloma rezultat nije uzet u obzir



Slika 3.36 Dijagrami zavisnosti sila-vreme pri udarnom ispitivanju u temperaturnom intervalu od -196 do +100°C za ADI materijal izotermno transformisan na 300°C u trajanju od 1 sata (ADI 300°C/1h) (prvi deo)



Slika 3.36 Dijagrami zavisnosti sila-vreme pri udarnom ispitivanju u temperaturnom intervalu od -196 do $+100^{\circ}\text{C}$ za ADI materijal izotermno transformisan na 300°C u trajanju od 1 sata (ADI $300^{\circ}\text{C}/1\text{h}$) (nastavak)

Energija udara u zavisnosti od temperature ispitivanja za ADI materijal izotermno transformisan na 350°C u trajanju od 1 sata - ADI $350^{\circ}\text{C}/1\text{h}$

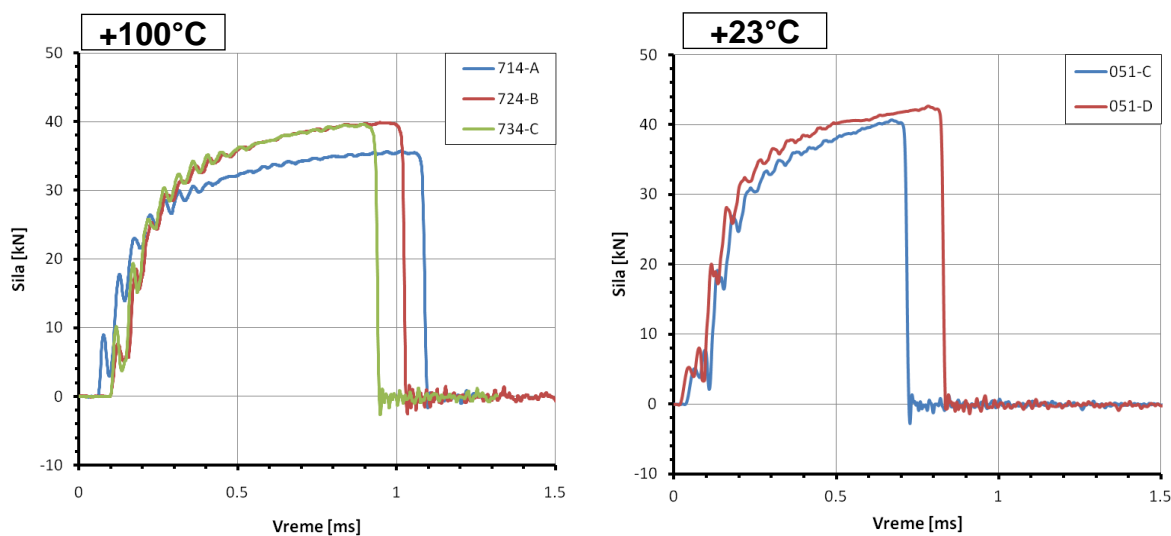
Vrednosti energije udara u temperaturnom intervalu od -196 do $+100^{\circ}\text{C}$ za ADI $350^{\circ}\text{C}/1\text{h}$ dati su u tabeli 3.16, a dijagrami zavisnosti sile udara od vremena dobijeni prilikom ispitivanja na instrumentiranom Šarpijevom klatnu prikazani su na slici 3.37.

Vrednosti energija udara kod ADI $350^{\circ}\text{C}/1\text{h}$ materijala imaju veće vrednosti u odnosu na materijal izotermno transformisan na 300°C u trajanju od 1 sata, međutim, isto kao i kod ADI $300^{\circ}\text{C}/1\text{h}$, energija opada sa sniženjem temperature ispitivanja. Opadajući trend je prisutan i kod dela energije koji se troši na nastanak prsline (E_i) i kod energije za rast prsline (E_p). U zoni prelazne temperature, odnosno pri ispitivanju na -20 , -40 i -60°C javlja se veće rasipanje rezultata merenja.

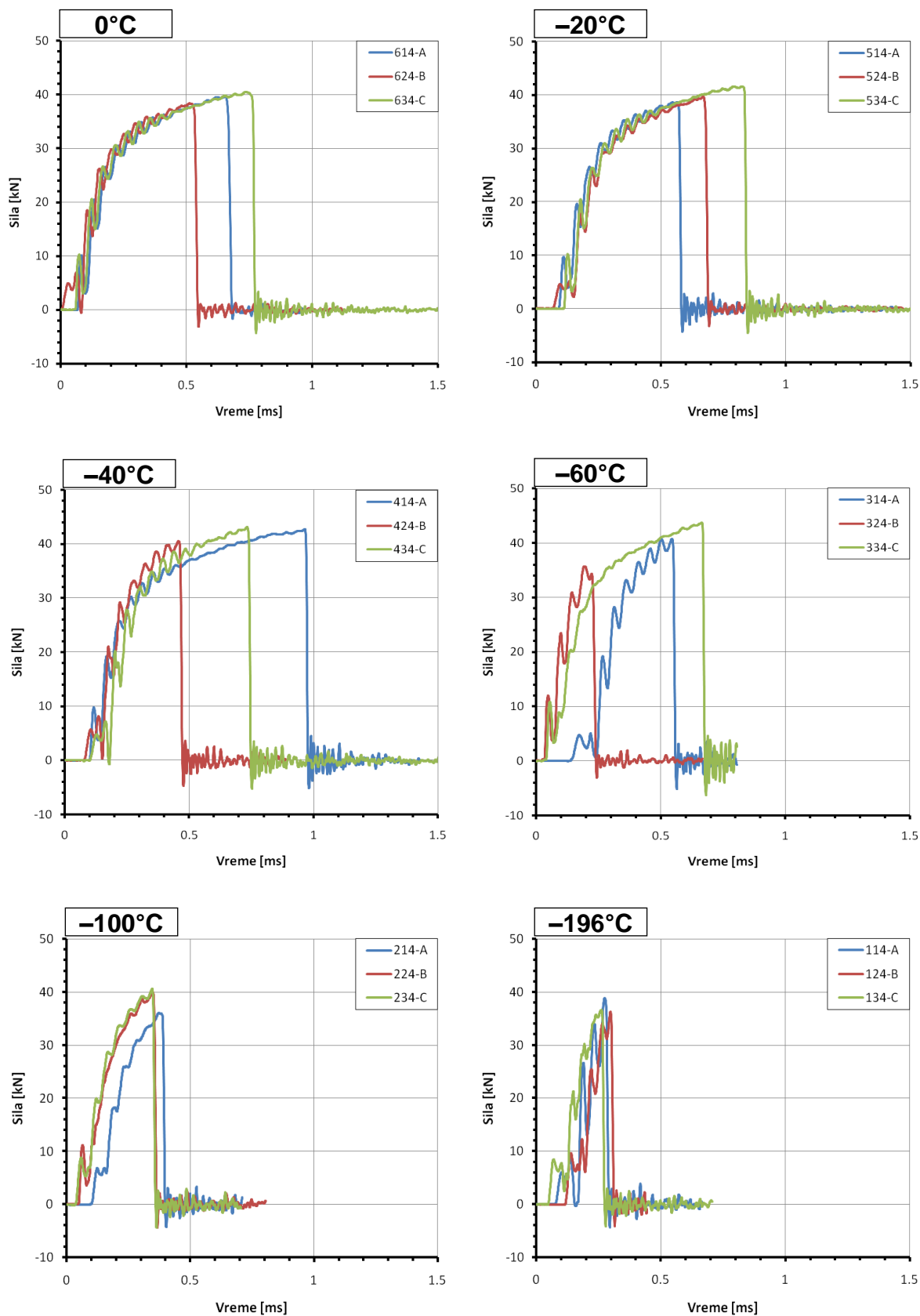
U odnosu na krive zavisnosti sile udara od vremena ispitivanja kod ADI $300^{\circ}\text{C}/1\text{h}$ (slika 3.36), krive kod ADI $350^{\circ}\text{C}/1\text{h}$ materijala (slika 3.37) potrebno je duže vreme za lom, ali i uz malo manju silu potrebnu za lom. Krive prate isti opšti trend smanjenja potrebnog vremena za lom sa smanjenjem temperature, što je vidljivo i u manjim ostvarenim energijama udara pri nižim temperaturama (tabela 3.16). Pored toga, uočljiva je pojava dinamičke sile napona tečenja (P_{GY}) čija se vrednost približava maksimalnoj sili (P_M) sa sniženjem temperature. Nakon dostizanja maksimalne sile (P_M) dolazi do naglog pada sile i brzog rasta prsline, odnosno sila početka nestabilnog širenja prsline je približno jednaka maksimalnoj sili ($P_F \approx P_M$), osim u slučaju ispitivanja na $+100^{\circ}\text{C}$ gde je uočena tačka sile P_F nakon maksimuma - P_M . Kao i kod ADI $300^{\circ}\text{C}/1\text{h}$, i kod ADI 350°C nije uočena sila zaustavljanja brzog rasta prsline - P_A .

Tabela 3.16 Energija udara u zavisnosti od temperature ispitivanja za ADI materijal izotermno transformisan na 350°C u trajanju od 1 sata (ADI 350°C/1h)

Temperatura ispitivanja, [°C]	Energija udara za ADI 350°C/1h, KO [J]				
	Oznaka epruvete	Energija nastanka prsline, E_i	Energija rasta prsline, E_p	Ukupna energija udara, E_t	Srednja vrednost E_t
-196	A	15.77	2.35	18.12	19.90
	B	17.20	1.48	18.68	
	C	21.37	1.53	22.90	
-100	A	31.46	3.75	35.21	40.72
	B	40.64	2.25	42.89	
	C	42.38	1.68	44.06	
-60	A	40.89	10.65	51.54	59.56
	B	17.49	7.27	24.76	
	C	100.56	1.82	102.38	
-40	A	138.33	1.86	140.19	97.16
	B	50.79	2.28	53.07	
	C	96.24	1.99	98.23	
-20	A	68.55	3.09	71.64	91.70
	B	83.97	2.94	86.91	
	C	113.45	3.10	116.55	
0	A	90.03	3.62	93.65	92.89
	B	68.98	4.33	73.31	
	C	106.06	5.65	111.71	
+23	A	–	–	106.93	108.34
	B	–	–	105.95	
	C	94.58	7.92	102.50	
	D	108.84	9.16	118.00	
+100	A	133.98	11.10	145.08	139.37
	B	130.03	12.60	142.63	
	C	121.94	8.47	130.41	



Slika 3.37 Dijagrami zavisnosti sila-vreme pri udarnom ispitivanju u temperaturnom intervalu od –196 do +100°C za ADI materijal izotermno transformisan na 350°C u trajanju od 1 sata (ADI 350°C/1h) (prvi deo)



Slika 3.37 Dijagrami zavisnosti sila-vreme pri udarnom ispitivanju u temperaturnom intervalu od -196 do $+100^{\circ}\text{C}$ za ADI materijal izotermno transformisan na 350°C u trajanju od 1 sata (ADI $350^{\circ}\text{C}/1\text{h}$) (nastavak)

Energija udara u zavisnosti od temperature ispitivanja za ADI materijal izotermno transformisan na 400°C u trajanju od 1 sata - ADI 400°C/1h

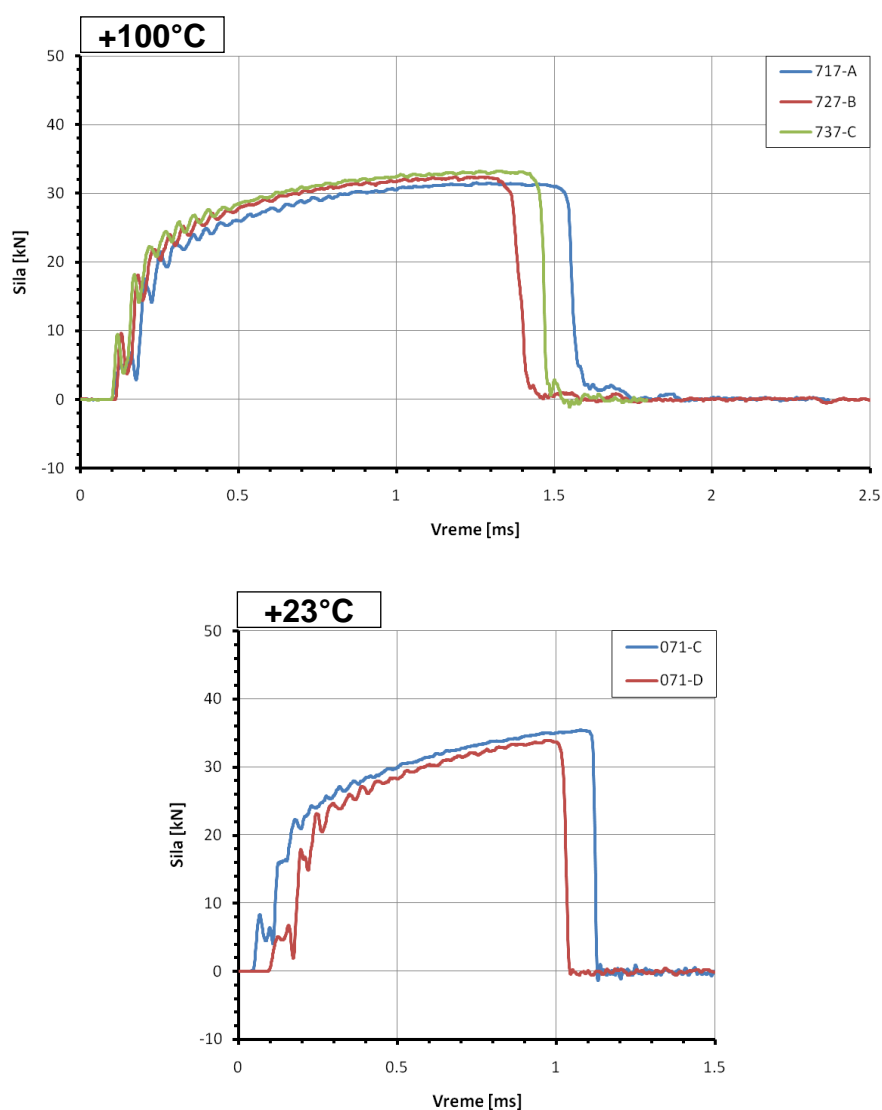
U tabeli 3.17 dati su rezultati energije udara (E_i -energija nastanka prsline, E_p -energija rasta prsline i E_t -ukupna energija udara) u temperaturnom intervalu od -196 do $+100^\circ\text{C}$ za ADI 400°C/1h, dok su na slici 3.38 dati dijagrami zavisnosti sile udara od vremena.

U odnosu na vrednosti energija udara kod prethodnih uzoraka (ADI 300°C/1h i ADI 350°C/1h), kod ADI 400°C/1h su dobivene veće vrednosti energije udara. Međutim, kao i u prethodnim slučajevima, energija udara se smanjuje sa snižavanjem temperature ispitivanja. Oba dela energije udara, E_i -energija nastanka prsline i E_p -energija rasta prsline, se smanjuju sa snižavanjem temperature. Najizrazitije smanjenje je prisutno u delu energije rasta prsline (E_p) pri sniženju temperature ispitivanja sa $+100$ na $+23^\circ\text{C}$. Nakon čega, trend smanjenja energija je sa padom temperature ujednačen.

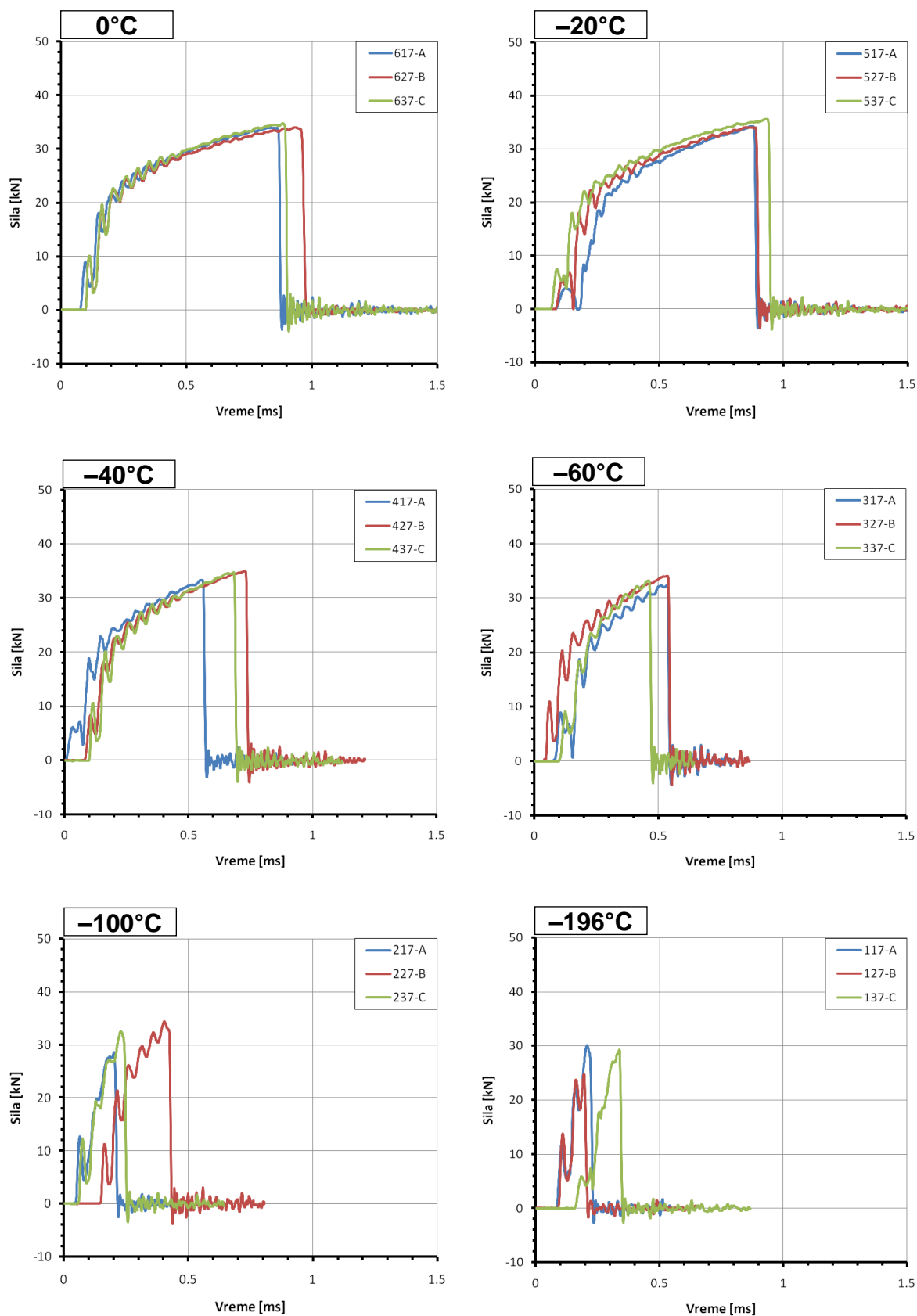
Tabela 3.17 Energija udara u zavisnosti od temperature ispitivanja za ADI materijal izotermno transformisan na 400°C u trajanju od 1 sata (ADI 400°C/1h)

Temperatura ispitivanja, [°C]	Energija udara za ADI 400°C/1h, KO [J]				
	Oznaka epruvete	Energija nastanka prsline, E_i	Energija rasta prsline, E_p	Ukupna energija udara, E_t	Srednja vrednost E_t
-196	A	9.62	2.92	12.54	11.99
	B	7.68	1.13	8.81	
	C	13.54	1.09	14.63	
-100	A	13.89	1.28	15.17	23.29
	B	30.24	4.33	34.57	
	C	16.71	3.41	20.12	
-60	A	47.99	5.29	53.28	54.32
	B	63.77	1.65	65.42	
	C	42.78	1.47	44.25	
-40	A	65.56	2.35	67.91	77.80
	B	85.26	1.88	87.14	
	C	77.10	1.25	78.35	
-20	A	91.95	2.64	94.59	104.70
	B	96.38	6.60	102.98	
	C	114.52	2.02	116.54	
0	A	98.85	4.96	103.81	108.84
	B	110.15	5.18	115.33	
	C	104.62	2.77	107.39	
+23	A	–	–	142.25	139.80
	B	–	–	153.04	
	C	136.73	7.26	143.99	
	D	111.70	8.24	119.94	
+100	A	138.80	38.26	177.06	172.65
	B	144.22	19.86	164.08	
	C	159.60	17.22	176.82	

Pri ispitivanju materijala ADI 400°C/1h na +100°C, na krivi zavisnosti sile udara od vremena ispitivanja (slika 3.37/+100°C) uočljivo je prisustvo P_F - sile početka nestabilnog širenja prsline, kao i P_A - sile zaustavljanja brzog rasta prsline. Na svim ostalim (nižim) temperaturama ispitivanja, P_A - sila zaustavljanja brzog rasta prsline nije uočljiva, a sila početka nestabilnog širenja prsline je približno jednaka maksimalnoj sili ($P_F \approx P_M$). Pored toga, kod svih temperatura ispitivanja uočava se dinamička sila napona tečenja (P_{GY}) čija se vrednost približava maksimalnoj sili (P_M) sa sniženjem temperature. Sve krive prate opšti trend smanjenja potrebnog vremena za lom sa smanjenjem temperature, odnosno pad ukupne energije potrebne za lom materijala.



Slika 3.38 Dijagrami zavisnosti sila-vreme pri udarnom ispitivanju u temperaturnom intervalu od -196 do +100°C za ADI materijal izotermno transformisan na 400°C u trajanju od 1 sata (ADI 400°C/1h) (prvi deo)



Slika 3.38 Dijagrami zavisnosti sila-vreme pri udarnom ispitivanju u temperaturnom intervalu od -196 do +100°C za ADI materijal izotermno transformisan na 400°C u trajanju od 1 sata (ADI 400°C/1h) (nastavak)

Energija udara u zavisnosti od temperature ispitivanja za ADI materijal izotermno transformisan na 350°C u trajanju od 3 sata - ADI 350°C/3h

Rezultati merenja energije udara (E_i -energija nastanka prsline, E_p -energija rasta prsline i E_t -ukupna energija udara) u temperaturnom intervalu od -196 do +100°C za ADI materijal izotermno transformisan na 350°C u trajanju od 3 sata (ADI 350°C/3h) dati su u tabeli 3.18, dok su dijagrami zavisnosti sile udara od vremena prikazani na slici 3.39.

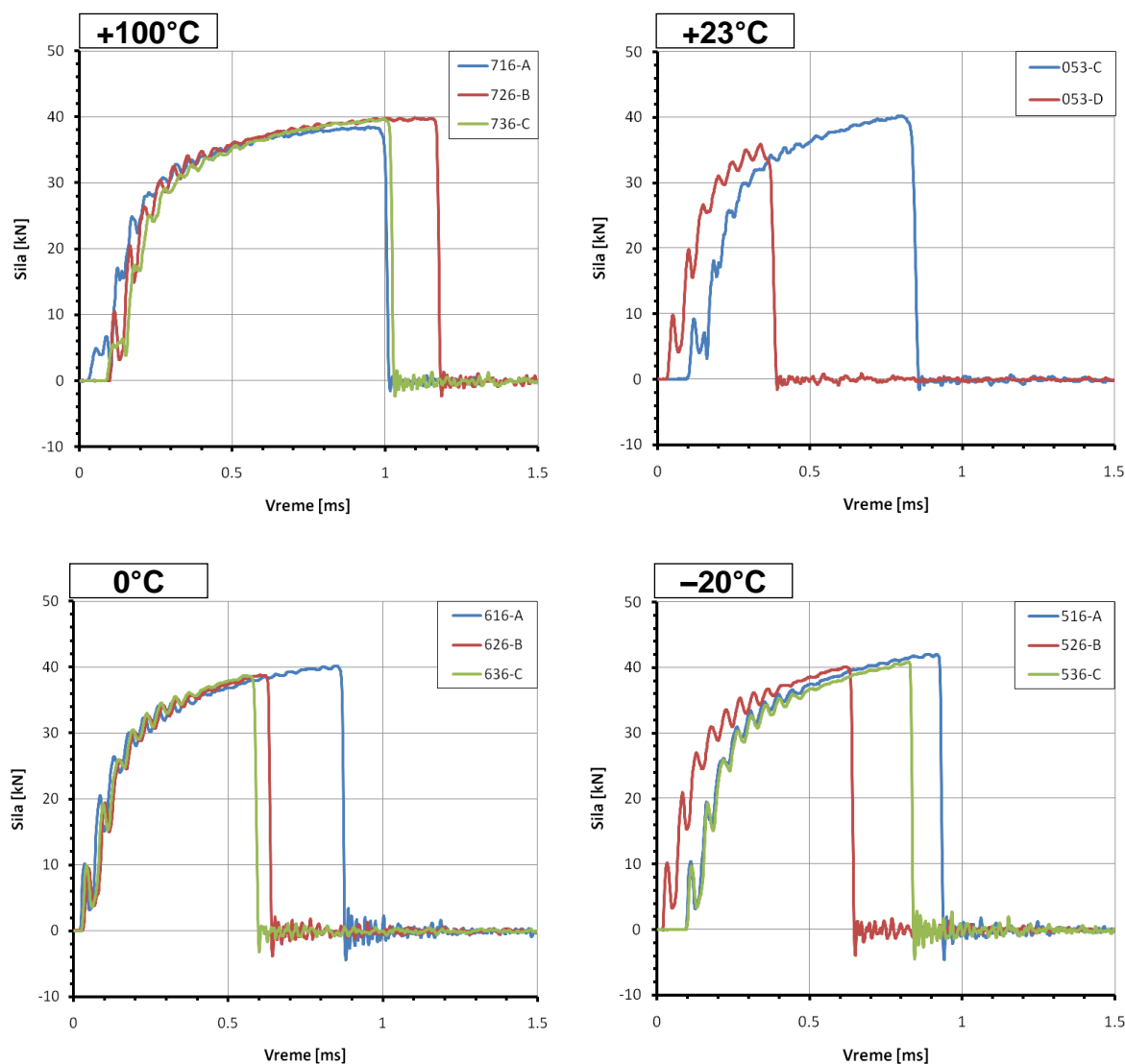
Tabela 3.18 Energija udara u zavisnosti od temperature ispitivanja za ADI materijal izotermno transformisan na 350°C u trajanju od 3 sata (ADI 350°C/3h)

Temperatura ispitivanja, [°C]	Energija udara za ADI 350°C/3h, KO [J]				
	Oznaka epruvete	Energija nastanka prsline, E_i	Energija rasta prsline, E_p	Ukupna energija udara, E_t	Srednja vrednost E_t
-196	A	21.75	1.25	23.00	20.57
	B	17.50	2.14	19.64	
	C	17.32	1.75	19.07	
-100	A	32.04	2.98	35.02	40.74
	B	50.47	1.99	52.46	
	C	33.31	1.44	34.75	
-60	A	67.23	2.22	69.45	72.82
	B	60.15	4.72	64.87	
	C	82.23	1.92	84.15	
-40	A	117.96	3.31	121.27	80.12
	B	81.68	2.47	84.15	
	C	32.91	2.03	34.94	
-20	A	115.44	8.88	124.32	105.37
	B	82.26	4.68	86.94	
	C	103.20	1.65	104.85	
0	A	128.82	4.03	132.85	107.96
	B	87.14	3.83	90.97	
	C	95.11	4.95	100.06	
+23	A	–	–	121.64	108.60
	B	–	–	90.25	
	C	106.97	6.92	113.89	
	D	38.98*	7.24*	46.22*	
+100	A	135.68	7.81	143.49	150.34
	B	155.32	11.66	166.98	
	C	135.81	4.75	140.56	

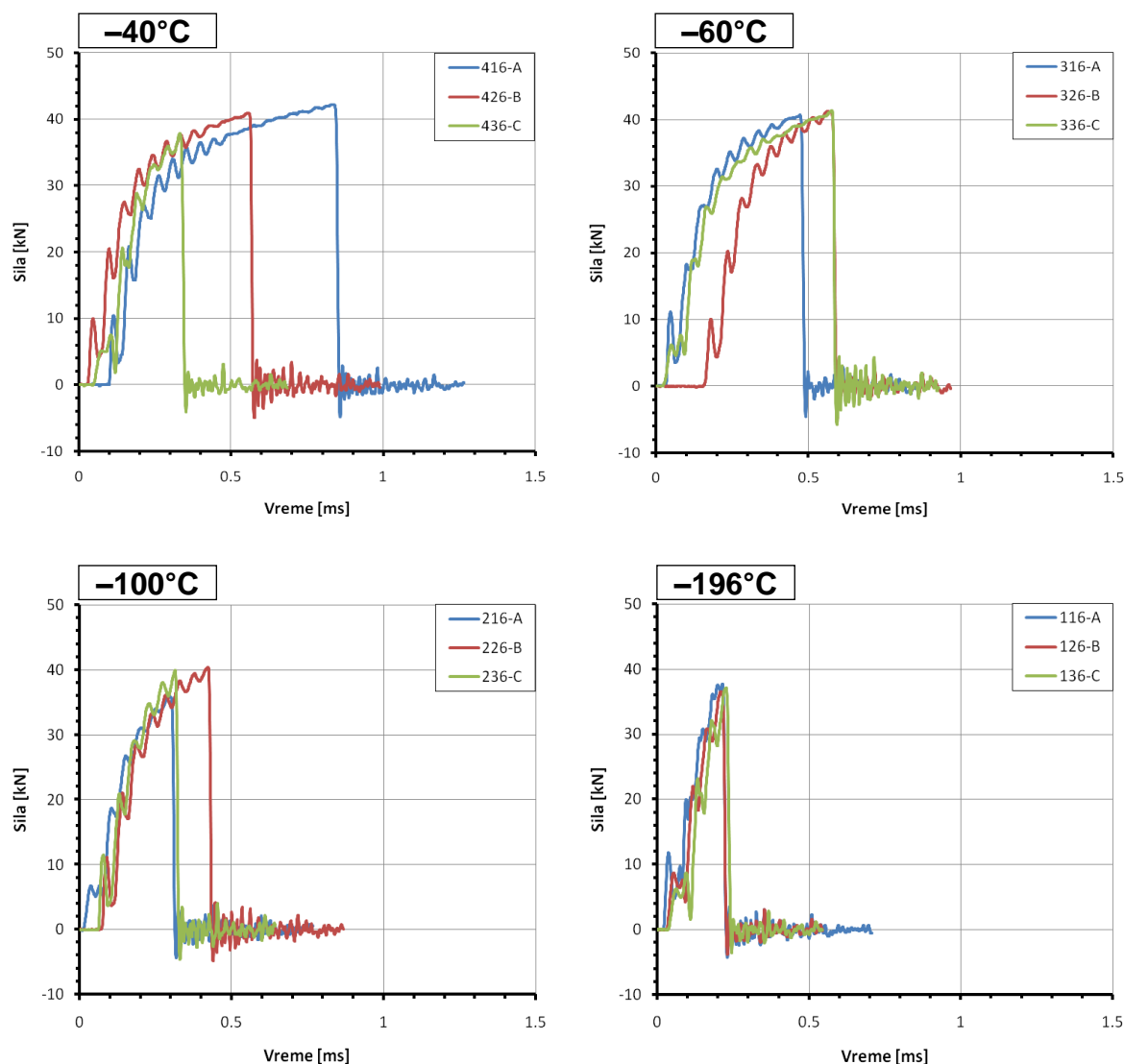
*usled uočene greške na površini preloma rezultat nije uzet u obzir

Dobijene vrednosti energija udara za ADI 350°C/3h materijal, takođe prate opšti trend ponašanja ADI materijala sa sniženjem temperature, odnosno dolazi do pada vrednosti energije udara na nižim temperaturama. Kao i kod ADI 350°C/1h materijala, u zoni prelazne temperature (0, -20 i -40°C) javlja se veće rasipanje rezultata merenja. Takođe, oba dela energije udara (energija nastanka prsline - E_i i energija rasta prsline E_p) se smanjuju sa sniženjem temperature ispitivanja, pri čemu je smanjenje izraženije u slučaju energije za nastanak prsline (E_i), dok energija za rast prsline (E_p) opada sa manjim intenzitetom.

Kod svih krivi zavisnosti sile udara od vremena ispitivanja (slika 3.39) uočljivo je je pojava dinamičke sile napona tečenja (P_{GY}) čija se vrednost približava maksimalnoj sili (P_M) sa sniženjem temperature. Takođe, kod svih krivi, sila početka nestabilnog širenja prsline je približno jednaka maksimalnoj sili ($P_F \approx P_M$), a P_A - sila zaustavljanja brzog rasta prsline nije uočljiva. Sa sniženjem temperature, vreme potrebno za lom se smanjuje što se ogleda u skraćenju krivih, odnosno u smanjenju ukupne energije udara.



Slika 3.39 Dijagrami zavisnosti sila-vreme pri udarnom ispitivanju u temperaturnom intervalu od -196 do +100°C za ADI materijal izotermno transformisan na 350°C u trajanju od 3 sata (ADI 350°C/3h) (prvi deo)



Slika 3.39 Dijagrami zavisnosti sila-vreme pri udarnom ispitivanju u temperaturnom intervalu od -196 do $+100^{\circ}\text{C}$ za ADI materijal izotermno transformisan na 350°C u trajanju od 3 sata (ADI $350^{\circ}\text{C}/3\text{h}$) (nastavak)

Energija udara u zavisnosti od temperature ispitivanja za ADI materijal izotermno transformisan na 400°C u trajanju od 3 sata - ADI $400^{\circ}\text{C}/3\text{h}$

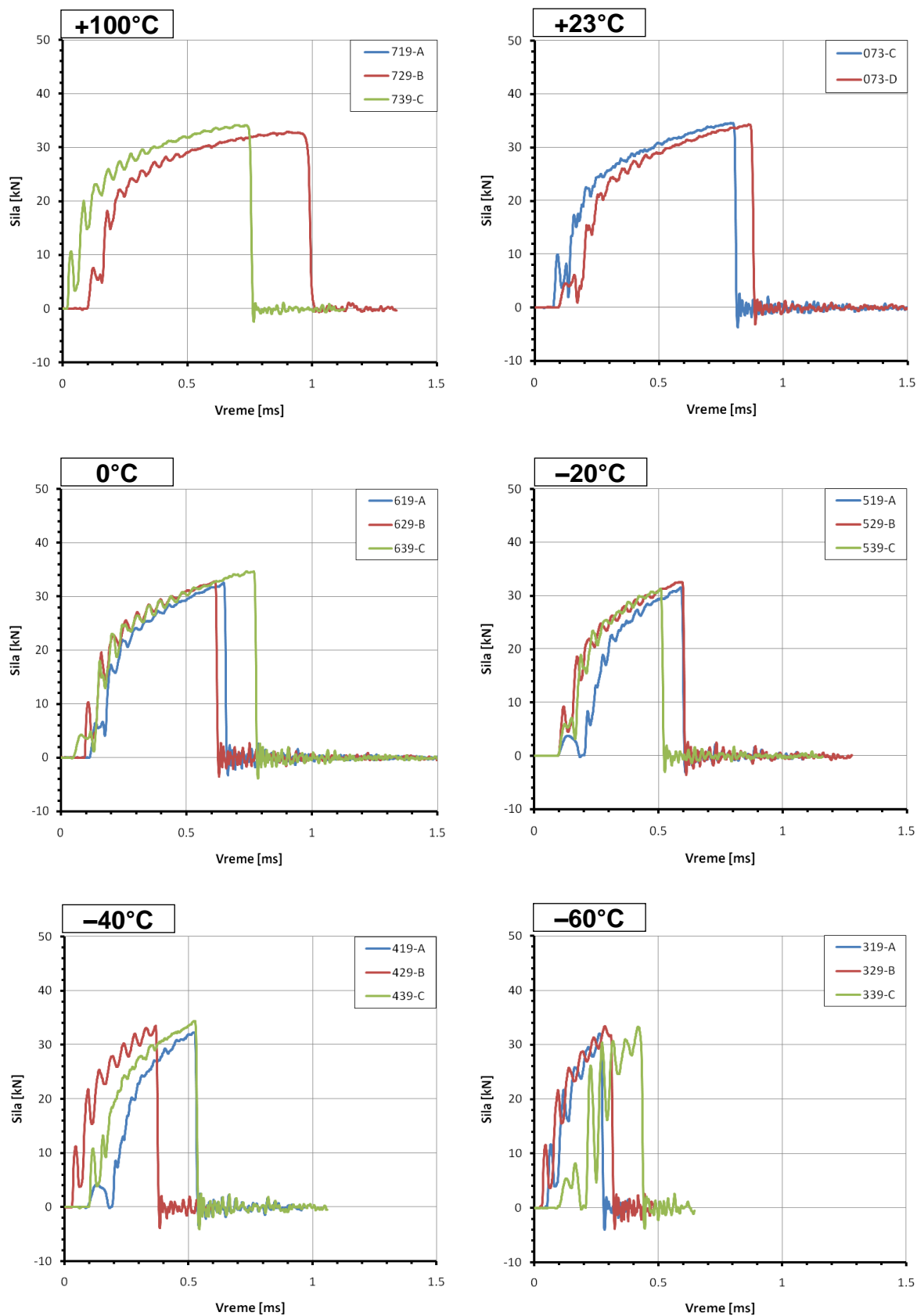
Ukupna energija udara (E_t), kao i njene komponente (E_i -energija nastanka prsline i E_p -energija rasta prsline) za ADI $400^{\circ}\text{C}/3\text{h}$ u temperaturnom intervalu od -196 do $+100^{\circ}\text{C}$ dati su u tabeli 3.19, dok su dijagrami zavisnosti sile udara od vremena dati na slici 3.40.

Kod materijala ADI $400^{\circ}\text{C}/3\text{h}$, izmerene su manje vrednosti svih komponenti energije udara u odnosu na vrednosti ostvarene kod ADI $400^{\circ}\text{C}/1\text{h}$, koji je transformisan na istoj temperaturi, ali kraće vreme (1 sat). Kao i kod drugih ADI materijala, energija udara se smanjuje sa sniženjem temperature ispitivanja. Smanjenje ukupne energije udara se prvenstveno ogleda u smanjenju komponente potrebne za nastanak prsline (E_i), dok energija za rast prsline (E_p) počevši od $+23^{\circ}\text{C}$ zadržava podjednaku vrednost uz manje povećanje na -60°C , kao i povećano rasipanje na temperaturama ispitivanja od -60°C do -196°C .

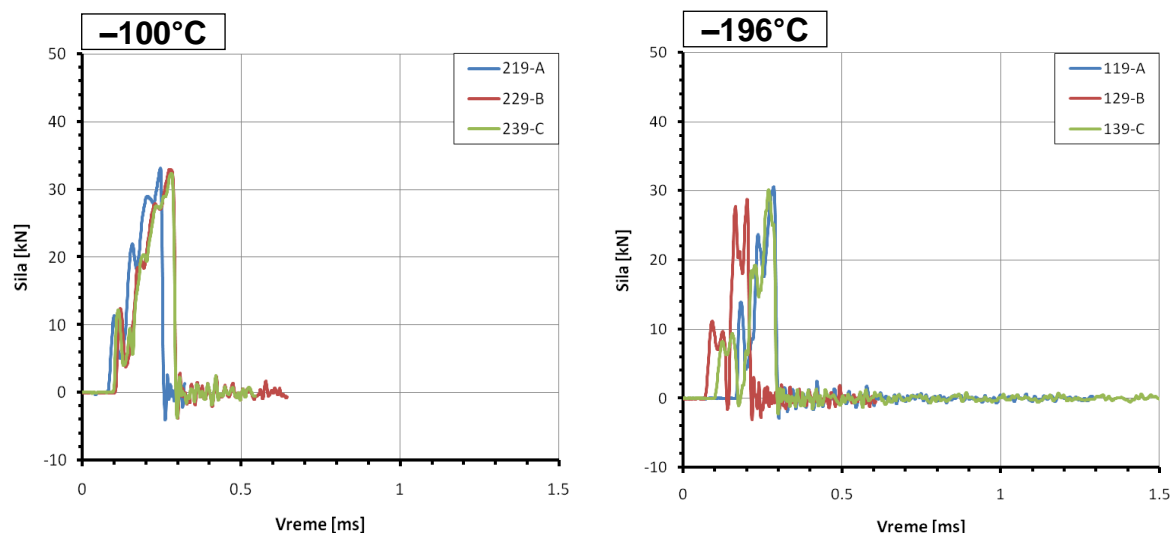
Krive zavisnosti sile udara od vremena ispitivanja (slika 3.40) za ADI 400°C/3h razlikuju se od krivih dobijenih pri ispitivanju materijala ADI 400°C/1h, gde je uočena pojava P_F - sile početka nestabilnog širenja prsline, kao i P_A - sile zaustavljanja brzog rasta prsline na temperaturi ispitivanja od +100°C. Kod ADI 400°C/3h, sila P_A nije uočljiva, a sila početka nestabilnog širenja prsline je približno jednaka maksimalnoj sili ($P_F \approx P_M$). Takođe, kod većine temperatura ispitivanja uočljiva je pojava dinamičke sile napona tečenja (P_{GY}) čija se vrednost približava maksimalnoj sili (P_M) sa sniženjem temperature. Od ovoga odstupaju samo ispitivanja na najnižim temperaturama od -100 i -196°C, gde je uočljiva samo sila P_M , karakteristično za krto ponašanje materijala

Tabela 3.19 Energija udara u zavisnosti od temperature ispitivanja za ADI materijal izotermno transformisan na 400°C u trajanju od 3 sata (ADI 400°C/3h)

Temperatura ispitivanja, [°C]	Energija udara za ADI 400°C/3h, KO [J]				
	Oznaka epruvete	Energija nastanka prsline, E_i	Energija rasta prsline, E_p	Ukupna energija udara, E_t	Srednja vrednost E_t
-196	A	9.73	1.35	11.08	11.11
	B	8.92	0.80	9.72	
	C	9.35	3.19	12.54	
-100	A	16.43	0.98	17.41	18.68
	B	17.10	2.46	19.56	
	C	17.29	1.78	19.07	
-60	A	22.78	1.97	24.75	30.66
	B	29.44	5.13	34.57	
	C	28.61	3.05	31.66	
-40	A	42.55	1.21	43.76	47.52
	B	42.01	1.45	43.46	
	C	53.51	1.84	55.35	
-20	A	48.32	1.39	49.71	53.31
	B	60.49	1.91	62.40	
	C	46.57	1.24	47.81	
0	A	64.04	1.48	65.52	74.51
	B	65.14	2.01	67.15	
	C	89.52	1.33	90.85	
+23	A	–	–	84.37	94.52
	B	–	–	100.06	
	C	94.37	2.10	96.47	
	D	94.76	2.42	97.18	
+100	A	125.79	10.61	136.40	117.93
	B	103.53	13.25	116.78	
	C	91.45	9.15	100.60	



Slika 3.40 Dijagrami zavisnosti sila-vreme pri udarnom ispitivanju u temperaturnom intervalu od -196 do +100°C za ADI materijal izotermno transformisan na 400°C u trajanju od 3 sata (ADI 400°C/3h) (prvi deo)



Slika 3.40 Dijagrami zavisnosti sila-vreme pri udarnom ispitivanju u temperaturnom intervalu od -196 do +100°C za ADI materijal izotermno transformisan na 400°C u trajanju od 3 sata (ADI 400°C/3h) (nastavak)

3.4.2 Matematički model zavisnosti energije udara od temperature i prelazna temperatura

Na osnovu procedure opisane u tački 2.7.2 i predstavljene algoritmom na slici 2.14 definisan je gornji i donji prag (jednačina 2.10) i proračunati parametri jednačine zavisnosti energije udara od temperature u prelaznoj oblasti (jednačina 2.11).

NL-F

Rezultati statističke analize polaznih podataka (energija udara) za feritni nodularni liv (NL-F) dati su u tabeli 3.20, dok su parametri jednačine krive prelazne temperature, sama jednačina, kao i vrednost prelazne temperature $T_{0,5}$ dati u tabeli 3.21.

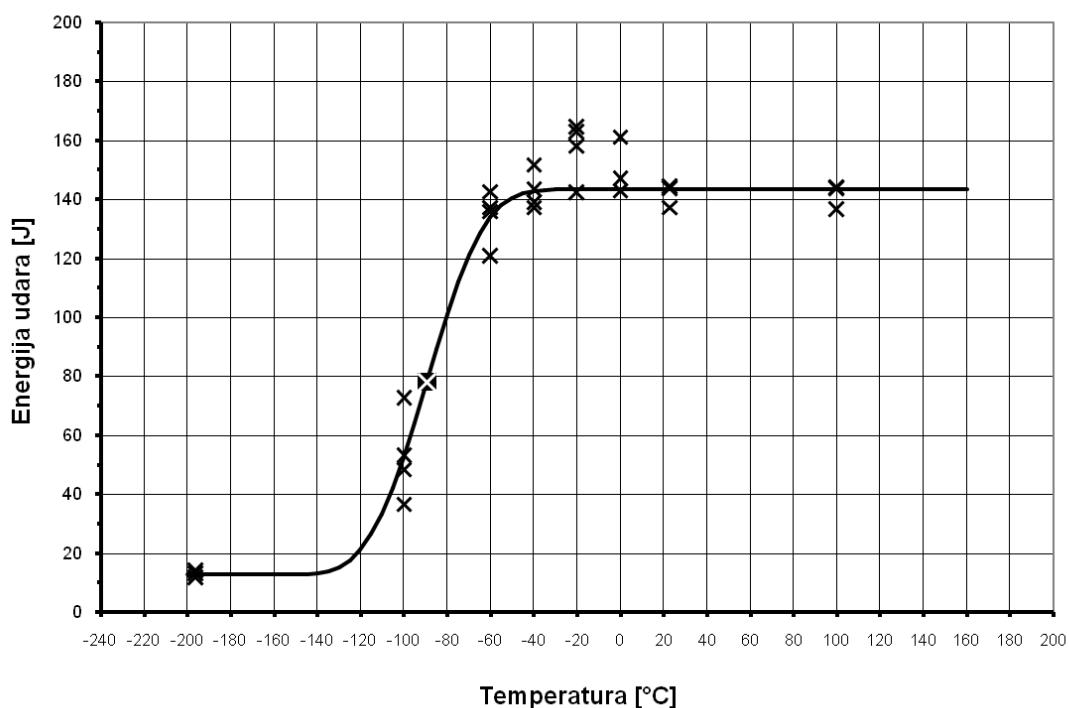
Tabela 3.20 Rezultati statističke obrade zavisnosti energije udara od temperature ispitivanja za feritni nodularni liv (NL-F)

Oblast	Temp. ispitivanja T_i [°C]	Srednja vrednost \bar{E}_i [J]	Stand. devijacija s_i	Težinski koeficijent w_i	Norm. sr. vrednost E_i^n	Varijansa $V_i(E_i^n)$	Težinski koeficijent w_i
Donji prag	-196	12.76	1.15145	0.86847			
Prelazna oblast	-100	52.62	14.87337	0.06723	0.30491	0.00328	19.48655
	-60	134.18	9.48050	0.10548	0.92878	0.00160	22.06939
	-40	142.79	6.48114	0.15429	0.99462	0.00095	0.83463
Gornji prag	-20	156.92	10.12247	0.09879			
	0	150.41	9.62586	0.10389			
	+25	141.74	3.79680	0.26338			
	+100	141.28	4.14662	0.24116			

Tabela 3.21 Parametri jednačine zavisnosti energije udara od temperature, sama jednačina i vrednosti prelazne temperature i energije udara za feritni nodularni liv (NL-F)

Donji prag, E_L [J]	Varijansa, $V(E_L)$	Gornji prag, E_U [J]	Varijansa, $V(E_U)$	min SSE	T_0 [°C]	k	m
12.76	0.44194	143.49	5.73148	6.43×10^{-13}	-151.50	4.51900×10^{-7}	3.44999
$E = 12.76 + (143.49 - 12.76) \left\{ 1 - \exp \left[-4.519 \cdot 10^{-7} (T - (-151.50))^{3.44999} \right] \right\}$							
Prelazna energija, $E_{0.5}$ [J]				Prelazna temperatura, $T_{0.5}$ [°C]			
78.13				-89.42			

Izgled krive definisane jednačinom (datom u tabeli 3.21) zavisnosti energije udara od temperature ispitivanja za feritni nodularni liv (NL-F) dat je na slici 3.41.



Slika 3.41 Kriva zavisnosti energije udara od temperature ispitivanja za feritni nodularni liv (NL-F),
(x - izmerene vrednosti energije udara, \boxtimes - prelazna temperatura $T_{0.5}$)

ADI 300°C/1h

Za ADI materijal izotermno transformisan na 300°C u trajanju od jednog sata (ADI 300°C/1h) najznačajni rezultati statističke analize zavisnosti energije udara od temperature ispitivanja dati su u tabeli 3.22. Na osnovu statističke obrade izračunati parametri jednačine krive prelazne temperature, sama jednačina, kao i vrednost prelazne temperature $T_{0.5}$ dati su u tabeli 3.23.

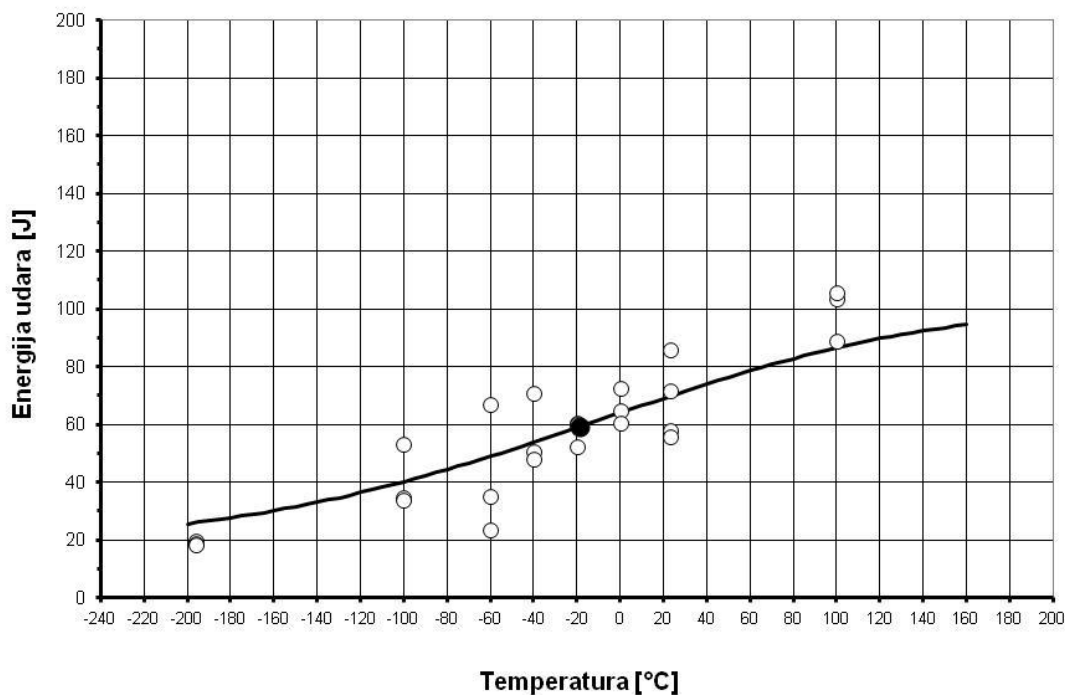
Grafički prikaz jednačine (date u tabeli 3.23) zavisnosti energije udara od temperature ispitivanja za ADI materijal izotermno transformisan na 300°C u trajanju od 1 sata (ADI 300°C/1h) prikazan je na slici 3.42.

Tabela 3.22 Rezultati statističke obrade zavisnosti energije udara od temperature ispitivanja za ADI materijal izotermno transformisan na 300°C u trajanju od 1 sata (ADI 300°C/1h)

Oblast	Temp. ispitivanja T_i , [°C]	Srednja vrednost \overline{E}_i , [J]	Stand. devijacija s_i	Težinski koeficijent w_i	Norm. sr. vrednost E_i^n	Varijansa $V_i(E_i^n)$	Težinski koeficijent w_i
Donji prag	-196	18.87	0.62140	1.60928			
Prelazna oblast	-100	40.59	10.91584	0.09161	0.26961	0.00645	8.16843
	-60	41.89	22.56829	0.04431	0.28575	0.02652	2.17808
	-40	56.46	12.37246	0.08082	0.46669	0.00881	12.75216
	-20	57.73	4.48309	0.22306	0.48246	0.00205	56.70815
	0	65.91	6.16613	0.16218	0.58395	0.00344	38.71763
	+23	67.95	13.91047	0.07189	0.60928	0.00907	14.86453
Gornji prag	+100	99.43	9.19851	0.10871			

Tabela 3.23 Parametri jednačine zavisnosti energije udara od temperature, sama jednačina i vrednosti prelazne temperature i energije udara za ADI materijal izotermno transformisan na 300°C u trajanju od 1 sata (ADI 300°C/1h)

Donji prag, E_L [J]	Varijansa, $V(E_L)$	Gornji prag, E_U [J]	Varijansa, $V(E_U)$	min SSE	T_0 [°C]	k	m
18.87	0.12871	99.43	28.20421	0.68821	-511.54	4.92921×10^{-13}	4.51174
$E = 18.87 + (99.43 - 18.87) \left\{ 1 - \exp \left[-4.92921 \cdot 10^{-13} (T - (-99.43))^{4.51174} \right] \right\}$							
Prelazna energija, $E_{0.5}$ [J]				Prelazna temperatura, $T_{0.5}$ [°C]			
59.15				-18.88			



Slika 3.42 Kriva zavisnosti energije udara od temperature ispitivanja za ADI materijal izotermno transformisan na 300°C u trajanju od 1 sata (ADI 300°C/1h), (○- izmerene vrednosti energije udara, ● - prelazna temperatura $T_{0,5}$)

ADI 350°C/1h

U tabeli 3.24 dati su najznačajniji rezultati statističke obrade zavisnosti energije udara od temperature ispitivanja za ADI materijal izotermno transformisan na 350°C u trajanju od jednog sata (ADI 350°C/1h), dok su parametri matematičkog modela zavisnosti energije udara od temperature ispitivanja, sama jednačina i prelazna temperatura $T_{0,5}$ dati u tabeli 3.25.

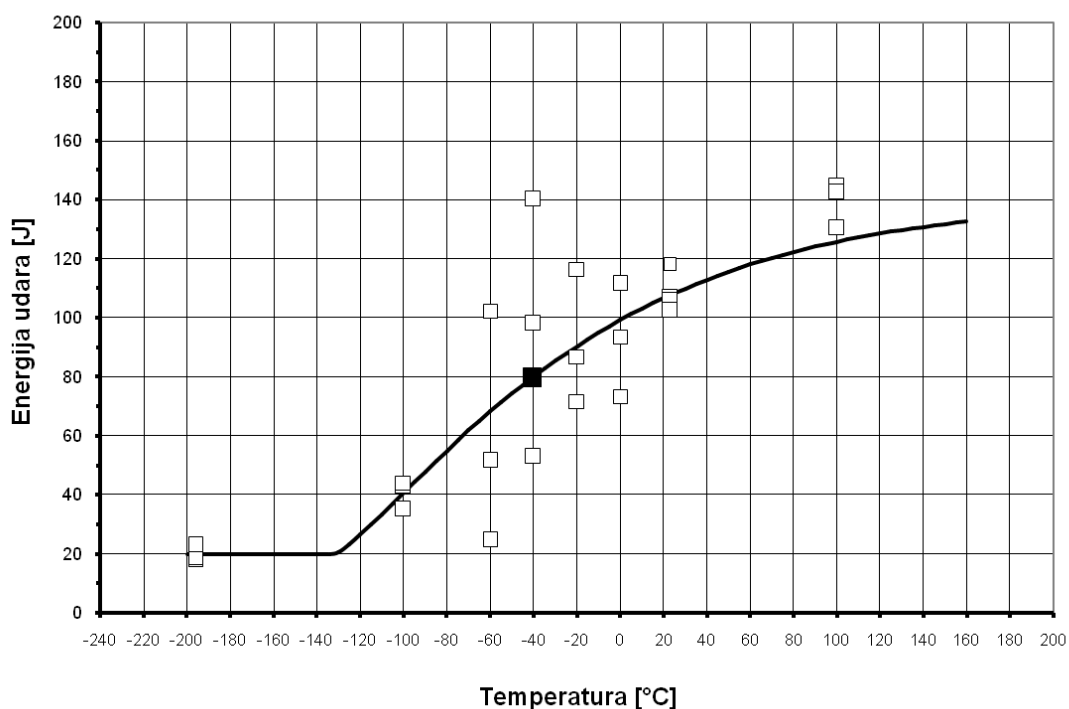
Tabela 3.24 Rezultati statističke obrade zavisnosti energije udara od temperature ispitivanja za ADI materijal izotermno transformisan na 350°C u trajanju od 1 sata (ADI 350°C/1h)

Oblast	Temp. ispitivanja T_{is} [°C]	Srednja vrednost \overline{E}_i , [J]	Stand. devijacija s_i	Težinski koeficijent w_i	Norm. sr. vrednost E_i^n	Varijansa $V_i(E_i^n)$	Težinski koeficijent w_i
Donji prag	-196	19.90	2.61312	0.38268			
Prelazna oblast	-100	40.72	4.80753	0.20801	0.17426	0.00069	36.11319
	-60	59.56	39.42660	0.02536	0.33196	0.03653	1.98805
	-40	97.16	43.56979	0.02295	0.64670	0.04495	3.00573
	-20	91.70	22.83495	0.04379	0.60097	0.01272	10.56285
	0	92.89	19.21128	0.05205	0.61093	0.00918	14.69243
	+23	108.34	6.71153	0.14900	0.74028	0.00159	77.10403
Gornji prag	+100	139.37	7.85854	0.12725			

Tabela 3.25 Parametri jednačine zavisnosti energije udara od temperature, sama jednačina i vrednosti prelazne temperature i energije udara za ADI materijal izotermno transformisan na 350°C u trajanju od 1 sata (ADI 350°C/1h)

Donji prag, E_L [J]	Varijansa, $V(E_L)$	Gornji prag, E_U [J]	Varijansa, $V(E_U)$	min SSE	T_0 [°C]	k	m
19.90	2.27613	139.37	20.58554	0.92903	-131.70	2.80348×10^{-3}	1.22205
$E = 19.90 + (139.37 - 19.90) \left\{ 1 - \exp \left[-2.80348 \cdot 10^{-3} (T - (-131.70))^{1.22205} \right] \right\}$							
Prelazna energija, $E_{0.5}$ [J]				Prelazna temperatura, $T_{0.5}$ [°C]			
79.64				-40.86			

Jednačina (data u tabeli 3.25) zavisnosti energije udara od temperature ispitivanja za ADI materijal izotermno transformisan na 350°C u trajanju od 1 sata (ADI 350°C/1h) grafički je prikazana na slici 3.43.



Slika 3.43 Kriva zavisnosti energije udara od temperature ispitivanja za ADI materijal izotermno transformisan na 350°C u trajanju od 1 sata (ADI 350°C/1h),
 (□ - izmerene vrednosti energije udara, ■ - prelazna temperatura $T_{0.5}$)

ADI 400°C/1h

Vrednosti statističke obrade rezultata ispitivanja energije udara u temperaturnom intervalu od -196 do 100°C za ADI materijal izotermno transformisan na 400°C u trajanju od jednog sata (ADI 400°C/1h) prikazane su tabeli 3.26. Dobijeni parametri jednačine krive prelazne temperature dati su u tabeli 3.27. Pored toga, u tabeli 3.27 dat je i matematički model zavisnosti energije udara od temperature ispitivanja i izračunata prelazna temperatura $T_{0.5}$ za algebarsku srednju vrednost energija gornjeg i donjeg praga.

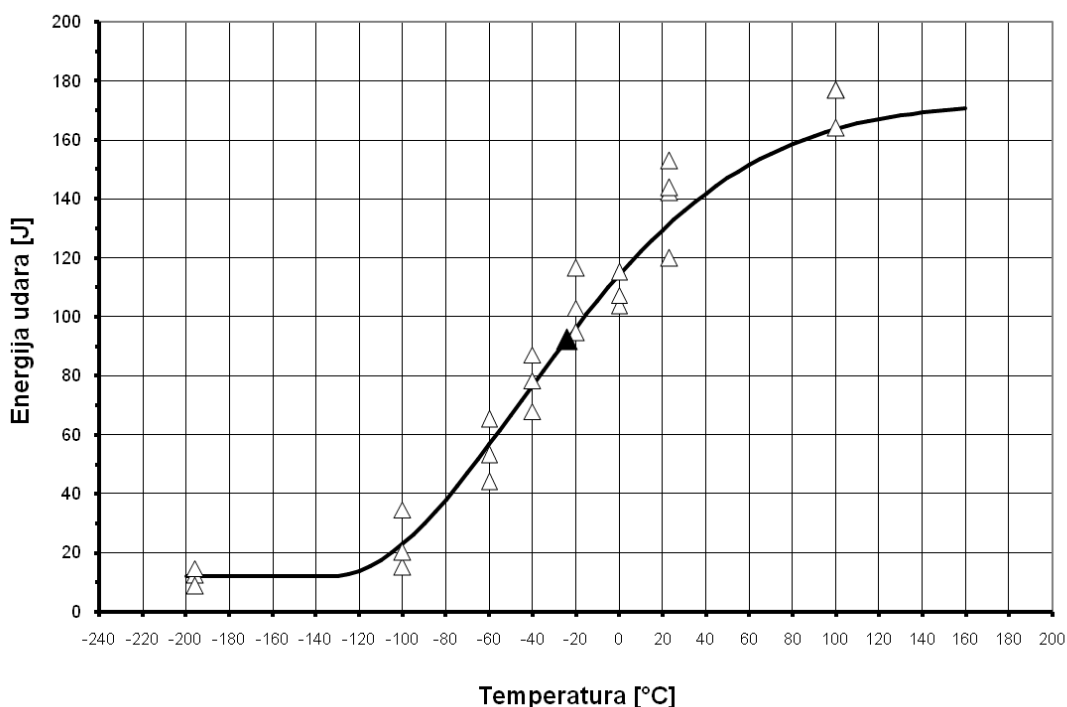
Matematički model zavisnosti energije udara od temperature ispitivanja dat u vidu jednačine u tabeli 3.21 za ADI materijal izotermno transformisan na 400°C u trajanju od 1 sata (ADI 400°C/1h) grafički je prikazan na slici 3.44.

Tabela 3.26 Rezultati statističke obrade zavisnosti energije udara od temperature ispitivanja za ADI materijal izotermno transformisan na 400°C u trajanju od 1 sata (ADI 400°C/1h)

Oblast	Temp. ispitivanja T_i [°C]	Srednja vrednost \bar{E}_i [J]	Stand. devijacija s_i	Težinski koeficijent w_i	Norm. sr. vrednost E_i^n	Varijansa $V_i(E_i^n)$	Težinski koeficijent w_i
Donji prag	-196	11.99	2.94826	0.33918			
Prelazna oblast	-100	23.29	10.08022	0.09920	0.07029	0.00141	3.25024
	-60	54.32	10.62300	0.09414	0.26343	0.00157	32.35389
	-40	77.80	9.62679	0.10388	0.40960	0.00136	71.41203
	-20	104.70	11.07601	0.09029	0.57706	0.00184	71.93121
	0	108.84	5.89591	0.16961	0.60283	0.00073	185.41607
	+23	139.80	14.06112	0.07112	0.79553	0.00237	44.44172
Gornji prag	+100	172.65	7.42569	0.13467			

Tabela 3.27 Parametri jednačine zavisnosti energije udara od temperature, sama jednačina i vrednosti prelazne temperature i energije udara za ADI materijal izotermno transformisan na 400°C u trajanju od 1 sata (ADI 400°C/1h)

Donji prag, E_L [J]	Varijansa, $V(E_L)$	Gornji prag, E_U [J]	Varijansa, $V(E_U)$	min SSE	T_0 [°C]	k	m
11.99	2.94826	172.65	18.38031	4.23458	-131.26	1.22071×10^{-4}	1.84970
$E = 11.99 + (172.65 - 11.99) \left\{ 1 - \exp \left[-1.22071 \cdot 10^{-4} (T - (-131.26))^{1.84970} \right] \right\}$							
Prelazna energija, $E_{0.5}$ [J]				Prelazna temperatura, $T_{0.5}$ [°C]			
92.32				-24.20			



Slika 3.44 Kriva zavisnosti energije udara od temperature ispitivanja za ADI materijal izotermno transformisan na 400°C u trajanju od 1 sata (ADI 400°C/1h), (Δ - izmerene vrednosti energije udara, \blacktriangle - prelazna temperatura $T_{0.5}$)

ADI 350°C/3h

Rezultati statističke obrade energije udara u temperaturnom intervalu od -196 do 100 °C dati su u tabeli 3.28 za ADI materijal izotermno transformisan na 350 °C u trajanju od 3 sata (ADI 350°C/3h), dok su parametri matematičkog modela zavisnosti energije udara od temperature ispitivanja, sama jednačina i prelazna temperatura $T_{0.5}$ dati u tabeli 3.29.

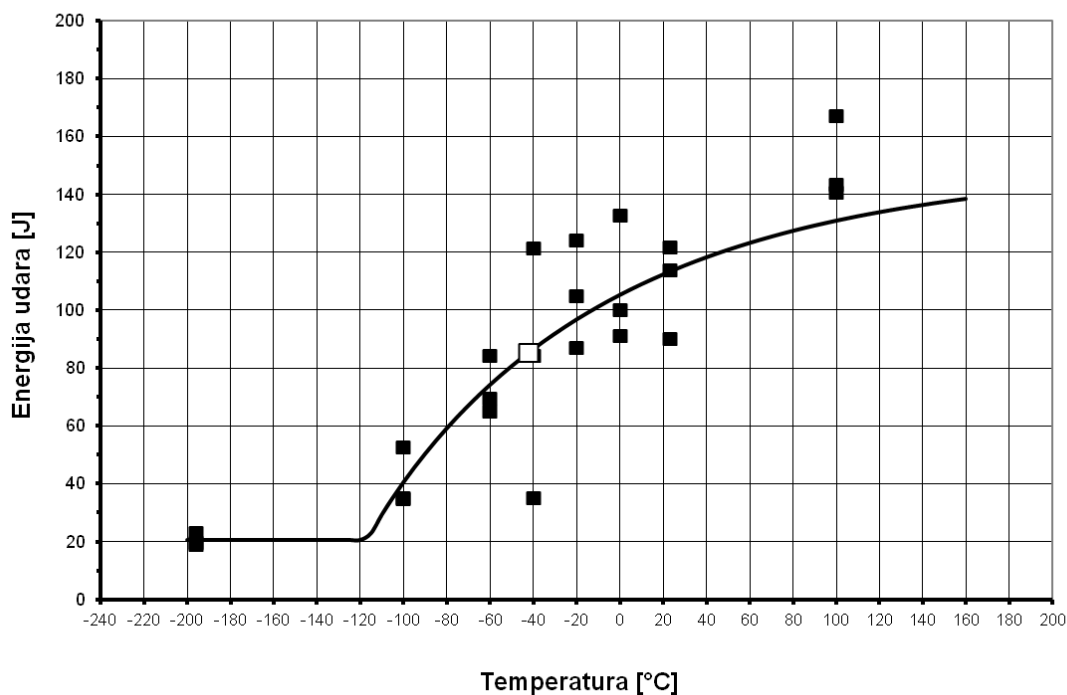
Tabela 3.28 Rezultati statističke obrade zavisnosti energije udara od temperature ispitivanja za ADI materijal izotermno transformisan na 350 °C u trajanju od 3 sata (ADI 350°C/3h)

Oblast	Temp. ispitivanja T_i , [°C]	Srednja vrednost \overline{E}_i , [J]	Stand. devijacija s_i	Težinski koeficijent w_i	Norm. sr. vrednost E_i^n	Varijansa $V_i(E_i^n)$	Težinski koeficijent w_i
Donji prag	-196	20.57	2.12365	0.47089			
Prelazna oblast	-100	40.74	10.14783	0.09854	0.15545	0.00220	9.24521
	-60	72.82	10.07294	0.09928	0.40265	0.00271	34.91625
	-40	80.12	43.30586	0.02309	0.45888	0.03802	2.90452
	-20	105.37	18.69542	0.05349	0.65345	0.00870	15.50037
	0	107.96	22.02897	0.04539	0.67341	0.01150	11.61773
	+23	108.60	16.35205	0.06115	0.67830	0.00721	18.45881
Gornji prag	+100	150.34	14.48207	0.06905			

Tabela 3.29 Parametri jednačine zavisnosti energije udara od temperature, sama jednačina i vrednosti prelazne temperature i energije udara za ADI materijal izotermno transformisan na 350°C u trajanju od 3 sata (ADI 350°C/3h)

Donji prag, E_L [J]	Varijansa, $V(E_L)$	Gornji prag, E_U [J]	Varijansa, $V(E_U)$	min SSE	T_0 [°C]	k	m
20.57	1.50330	150.34	69.91008	0.83213	-116.61	1.16521×10^{-2}	0.94754
$E=20.57+(150.34-20.57) \left\{ 1-\exp \left[-1.16521 \cdot 10^{-2} (T-(-116.61))^{0.94754} \right] \right\}$							
Prelazna energija, $E_{0.5}$ [J]				Prelazna temperatura, $T_{0.5}$ [°C]			
85.46				-42.02			

Grafički prikaz jednačine (date u tabeli 3.29) zavisnosti energije udara od temperature ispitivanja za ADI materijal izotermno transformisan na 350°C u trajanju od 3 sata (ADI 350°C/3h) prikazan je na slici 3.45.



Slika 3.45 Kriva zavisnosti energije udara od temperature ispitivanja za ADI materijal izotermno transformisan na 350°C u trajanju od 3 sata (ADI 350°C/3h), (■ - izmerene vrednosti energije udara, □ - prelazna temperatura $T_{0.5}$)

ADI 400°C/3h

Za ADI materijal izotermno transformisan na 400 °C u trajanju od 3 sata (ADI 400°C/3h) najznačajni rezultati statističke analize zavisnosti energije udara od temperature ispitivanja u temperaturnom intervalu od -196 do 100°C dati su u tabeli 3.30. Parametri matematičkog modela zavisnosti energije udara od temperature ispitivanja, sama jednačina i prelazna temperatura $T_{0.5}$ dati u tabeli 3.31.

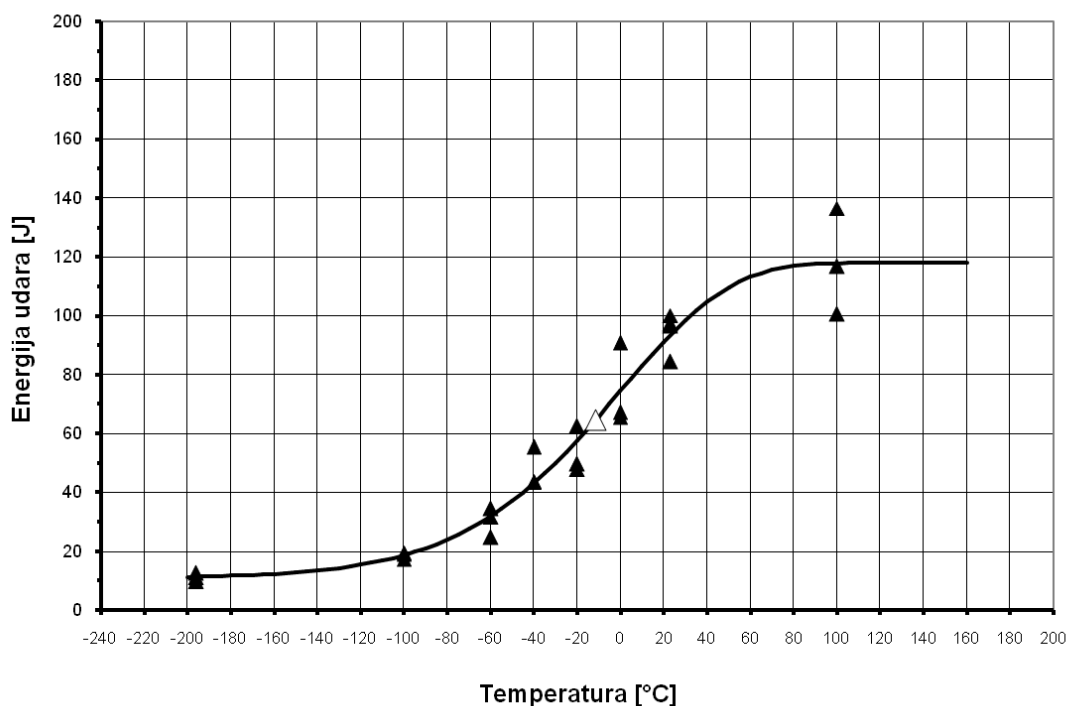
Kriva zavisnosti energije udara od temperature ispitivanja za ADI materijal izotermno transformisan na 400°C u trajanju od 3 sata (ADI 400°C/3h) prikazana je na slici 3.46.

Tabela 3.30 Rezultati statističke obrade zavisnosti energije udara od temperature ispitivanja za ADI materijal izotermno transformisan na 400°C u trajanju od 3 sata (ADI 400°C/3h)

Oblast	Temp. ispitivanja T_i , [°C]	Srednja vrednost \overline{E}_i , [J]	Stand. devijacija s_i	Težinski koeficijent w_i	Norm. sr. vrednost E_i^n	Varijansa $V_i(E_i^n)$	Težinski koeficijent w_i
Donji prag	-196	11.11	1.41030	0.70907			
Prelazna oblast	-100	18.68	1.12681	0.88746	0.07084	0.00013	34.68143
	-60	30.33	5.04395	0.19826	0.17988	0.00109	24.34969
	-40	47.52	6.77975	0.14750	0.34088	0.00246	30.69538
	-20	53.31	7.93215	0.12607	0.39502	0.00332	27.80323
	0	74.51	14.17719	0.07054	0.59350	0.00919	14.57075
	+23	94.52	6.94492	0.14399	0.78086	0.00679	16.30996
Gornji prag	+100	117.93	17.92752	0.05578			

Tabela 3.31 Parametri jednačine zavisnosti energije udara od temperature, sama jednačina i vrednosti prelazne temperature i energije udara za ADI materijal izotermno transformisan na 400°C u trajanju od 3 sata (ADI 400°C/3h)

Donji prag, E_L [J]	Varijansa, $V(E_L)$	Gornji prag, E_U [J]	Varijansa, $V(E_U)$	min SSE	T_0 [°C]	k	m
11.11	0.66298	117.93	107.13204	1.42523	-440.19	1.83245×10^{-26}	9.71747
$E = 11.11 + (117.93 - 11.11) \left\{ 1 - \exp \left[-1.83245 \cdot 10^{-26} (T - (-440.19))^{9.71747} \right] \right\}$							
Prelazna energija, $E_{0.5}$ [J]				Prelazna temperatura, $T_{0.5}$ [°C]			
64.52				-11.50			

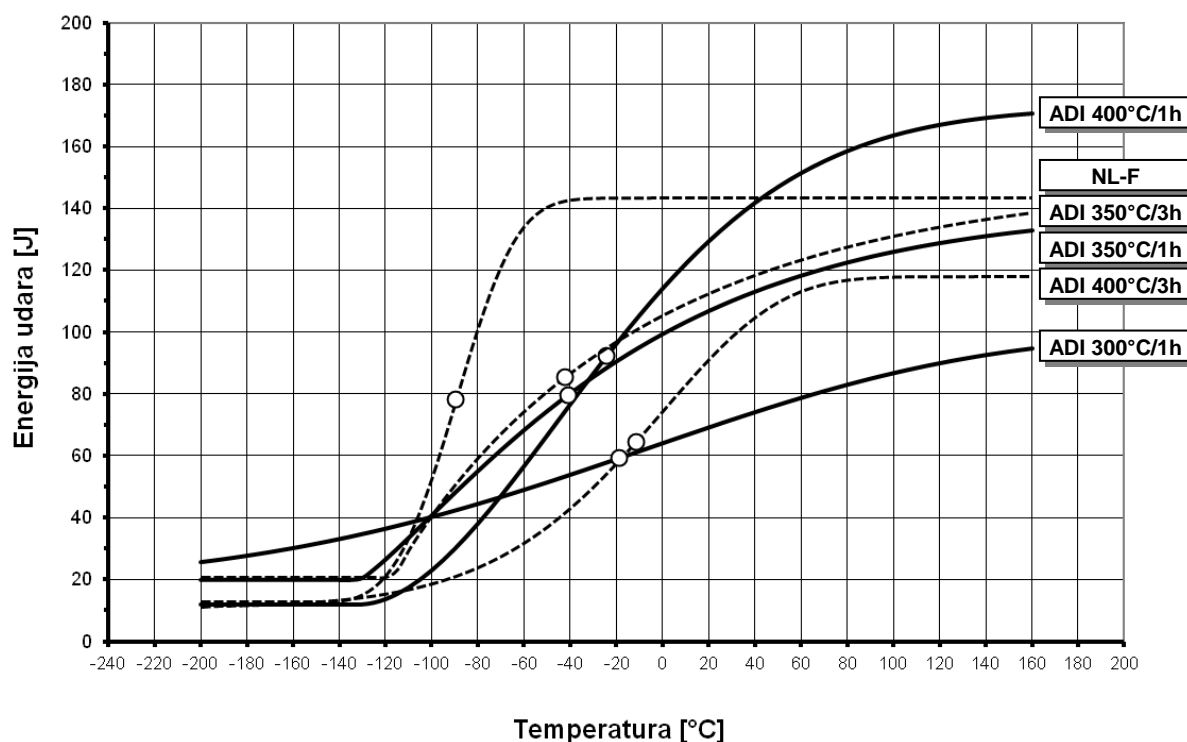


Slika 3.46 Kriva zavisnosti energije udara od temperature ispitivanja za ADI materijal izotermno transformisan na 400°C u trajanju od 3 sata (ADI 400°C/3h), (▲ - izmerene vrednosti energije udara, △ - prelazna temperatura $T_{0.5}$)

Izgled krivih prelazne temperature za sve ispitivane materijale sa naznačenim vrednostima prelazne temperature $T_{0.5}$ dat je na slici 3.47, dok su vrednosti donjeg i gornjeg praga, kao i prelazne energije i temperature dati sumarno u tabeli 3.32.

Sa dijagrama se može uočiti da se kod svih materijala prilikom ispitivanja javljaju tri oblasti: gornji prag (visoke vrednosti energije udara), donji prag (niske vrednosti energije udara) i prelazna oblast sa padom energije udara od gornjeg ka donjem pragu.

Upoređujući krive na slici 3.47 može se uočiti da je gornji prag slabije izražen kod ADI 300°C/1h, ADI 350°C/1h i ADI 350°C/3h, odnosno na nižim temperaturama izotermne transformacije, dok je na višim temperaturama izotermne transformacije, odnosno kod ADI 400°C/1h i ADI 400°C/3h, kao i kod feritnog nodularnog liva (NL-F) gornji prag jasno izražen. Pored toga, prelazna oblast je najuža, tj. pad energije udara sa gornjeg praga na donji se najbrže odvija kod NL-F (NL-F brza pojava krtosti). S druge strane, ADI materijali imaju širu zonu prelazne oblasti i postepeno postaju krti sa snižavanjem temperature. Ako se posmatra donji prag, može se uočiti da NL-F i ADI transformisani na 400°C (ADI 400°C/1h i ADI 400°C/3h), odnosno na višim temperaturama izotermne transformacije, imaju najniže vrednosti energije udara. Veće vrednosti donjeg praga su ostvarene kod ADI materijala izotermno transformisanih na 350°C (ADI 350°C/1h i ADI 350°C/3h), dok ADI materijal ADI 300°C/1h, transformisan na najnižoj temperaturi je najotporniji na najniže temperature i ima najveću energiju udara donjeg praga.



Slika 3.47 Krive zavisnosti energije udara od temperature ispitivanja
(○ - prelazna temperatura $T_{0,5}$)

Tabela 3.32 Vrednosti prelazne temperature $T_{0,5}$

Materijal	Donji prag, E_L [J]	Gornji prag, E_U [J]	Prelazna energija, $E_{0,5}$ [J]	Prelazna temperatura, $T_{0,5}$ [°C]
NL - F - energija	12.76	143.49	78.13	-89.42
ADI 300°C/1h	18.87	99.43	59.15	-18.88
ADI 350°C/1h	19.90	139.37	79.64	-40.86
ADI 400°C/1h	11.99	172.65	92.32	-24.20
ADI 350°C/3h	20.57	150.34	85.46	-42.02
ADI 400°C/3h	11.11	117.93	64.52	-11.50

Na gornjem pragu, ponašanje materijala je suprotno, tj. ADI materijali transformisani na višim temperaturama imaju i veće vrednosti energije udara na gornjem pragu. Prilikom izotermne transformacije u trajanju od 1 sata, najveću vrednost energije gornjeg praga ima ADI transformisan na 400°C, potom na 350°C, dok ADI transformisan na 300°C ima najnižu energiju udara. Međutim, od ovog trenda većih vrednosti energije udara na gornjem pragu kod većih temperatura izotermne transformacije, odstupa ADI 400°C/3h, transformisan u trajanju od 3 sata. Ako se kriva zavisnosti energije udara od temperature ispitivanja kod ADI 400°C/3h uporedi sa krivom dobijenom za ADI 400°C/1h, može se uočiti da su sve vrednosti energije udara znatno smanjene, odnosno da je kriva snižena i pomeren u desno ka većim temperaturama ispitivanja. ADI 350°C/3h, transformisan u trajanju od 3 sata ima isto

ponašanje kao i materijal transformisan 1 sat (ADI 350°C/1h). Energije udara su približne u celom opsegu ispitivanja, preciznije ADI 350°C/3h ima skoro uvek malo veće vrednosti energije udara za istu temperaturu ispitivanja.

Na osnovu prethodno definisanih jednačina krivih za svaki materijal, izračunata je prelazna temperatura za trenutak kada je pri udaru apsorbovano 50% energije udara, tj. prelazna temperatura je određena za onu energiju koja predstavlja algebarsku sredinu energija udara gornjeg i donjeg praga ($E_{0.5}$). Vrednosti ovako određene prelazne temperature i energije su sumirane u tabeli 3.32. Najnižu prelaznu temperaturu određenu za 50% apsorbovane energije udara ima feritni nodularni liv (NL-F). Kod ADI materijala uočava se različito ponašanje materijala u zavisnosti od parametara izotermnog tretmana. Prelazna temperatura je najniža za ADI materijale transformisane na 350°C u trajanju od 1 i 3 sata, -40.86 i -42.02°C respektivno. Viša prelazna temperatura od -24.20°C javlja se kod ADI 400°C/1h, dok ADI 300°C/1h ima prelaznu temperaturu od -18.88°C. Međutim, dok je prelazna energija $E_{0.5}$ za ADI 350°C/1h, ADI 350°C/3h i za ADI 400°C/1h približna i iznosi 79.64, 85.46 i 92.32 J, respektivno, kod ADI 300°C/1h ona je u većoj meri snižena i iznosi 59.15 J. Kod ADI 400°C/3h prelazna temperatura je uočena na najvećoj vrednosti u odnosu na ostale ADI materijale i iznosi -11.50°C pri energiji udara od 64.52 J.

3.4.3 Mikrostruktura ADI materijala nakon izlaganja sniženim temperaturama

Mikrostruktura ADI materijala nastala nakon izlaganja materijala sniženim temperaturama tokom ispitivanja energije udara posmatrana je u prelaznoj oblasti, odnosno za temperature od -20 ili -40°C, kao i na temperaturi donjeg praga od -196°C. Mikrostruktura je analizirana na uzorcima prvo nagriženim nitalom, a zatim termički obojenim.

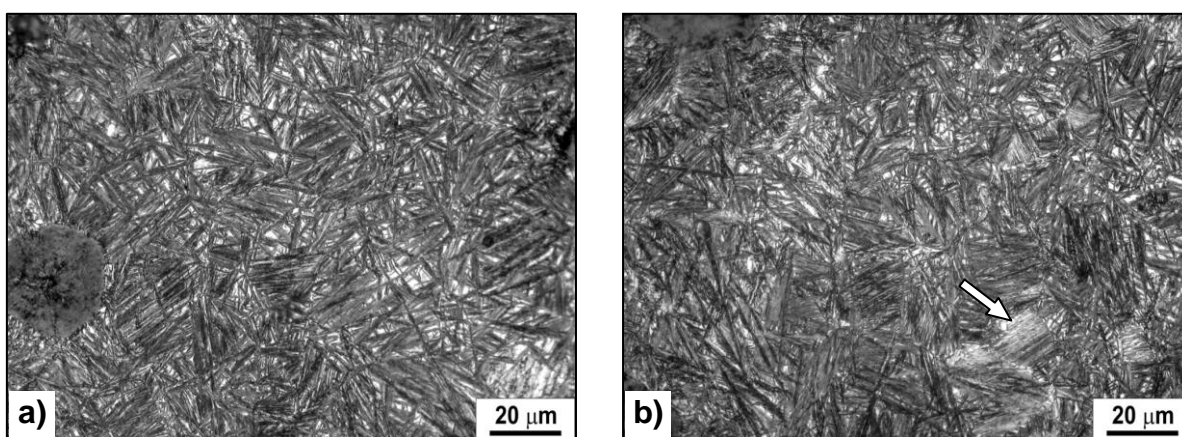
ADI 300°C/1h

Mikrostruktura ADI materijala izotermno transformisanog na 300°C u trajanju od 1 sata nakon izlaganja sniženim temperaturama data je na slici 3.48 (nagrižanje nitalom) i 3.49 (termički obojeno).

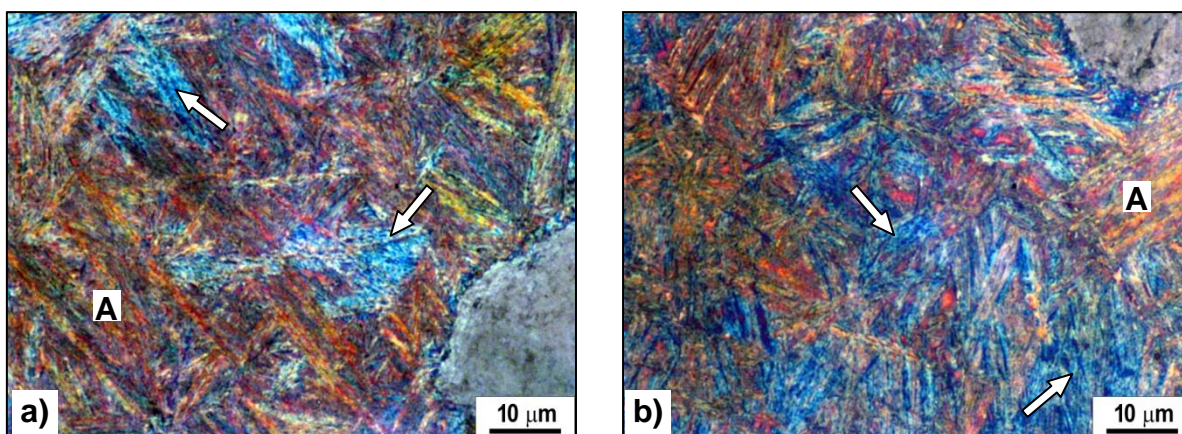
Upoređujući mikrostrukturu na sniženim temperaturama (slika 3.48) sa mikrostrukturom na sobnoj temperaturi (vidi sliku 3.12a) može se uočiti da je mikrostruktura i dalje pretežno ausferitna, sastavljena iz finih iglica ausferitnog ferita i manje količine zadržanog austenita. Iglice ausferitnog ferita su i dalje veoma fine (tanke) i gusto pakovane. Međutim, može se uočiti transformacija zadržanog ausferita u termo-mehanički stabilniju smešu ferita i karbida. Ova transformacija je više izražena na temperaturi donjeg praga, gde se uočavaju područja bez jasno definisanih iglica ausferitnog ferita, slika 3.48b (označeno strelicom).

Termičko bojenje (slika 3.49) je potvrdilo da na nižim temperaturama dolazi do transformacije ausferitne mikrostrukture. U prelaznoj oblasti (-20°C) mikrostruktura je još uvek pretežno ausferitna (oznaka A) sastavljena od iglica ausferitnog ferita (oker-žute boje) i finog filma zadržanog, izotermno transformisanog (ugljenikom visoko-obogaćenog) stabilnog

austenita (crvene boje) između njih, slika 3.49a. Područja sa oznakom A, karakterišu se crvenkasto-narandžastom nijansom, jer usled jako gustog pakovanja snopova ausferitnog ferita (oker-žute boje) i finog filma zadržanog austenita (crvene boje) dolazi do optičkog mešanja boja. Unutar ovih područja, mogu se uočiti i trake svetlo plave boje, karakteristične za izotermno transformisan (ugljenikom nisko-obogaćen) metastabilni zadržani austenit, kao i prisustvo sitnih, belih zrnca karbida. Na temperaturi donjeg praga (-196°C) promena mikrostrukture je još više izražena, što pokazuju veća područja svetlo plave boje, metastabilnog zadržanog austenita, slika 3.49b (označeno strelicom). Pored toga, povećana je i količina sitnih, fino dispergovanih, zrnca karbida (bele boje).



Slika 3.48 Mikrostruktura ADI 300°C/1h materijala nakon izlaganja temperaturi: a) prelazne oblasti (-20°C); b) donjeg praga (-196°C), površina nagrižena nitalom

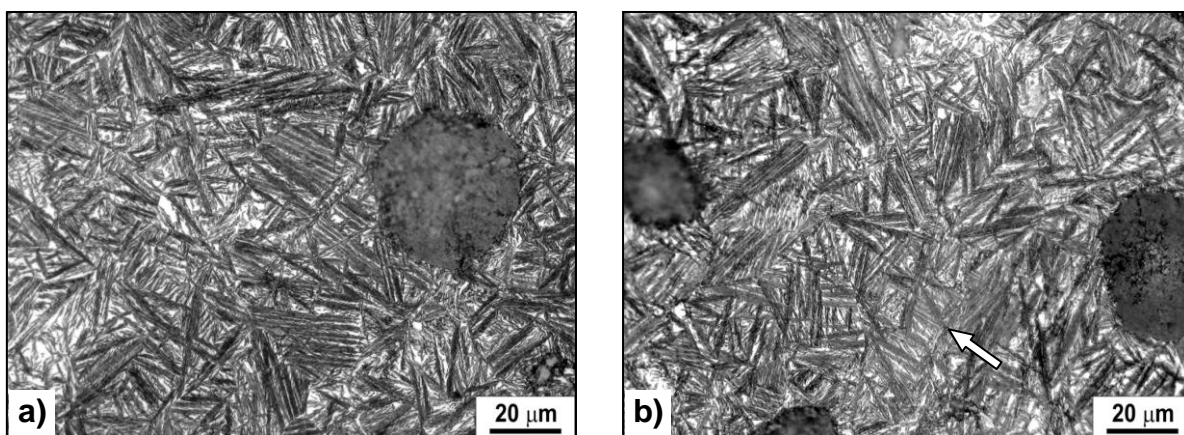


Slika 3.49 Mikrostruktura ADI 300°C/1h materijala nakon izlaganja temperaturi: a) prelazne oblasti (-20°C); b) donjeg praga (-196°C), termički obojeno

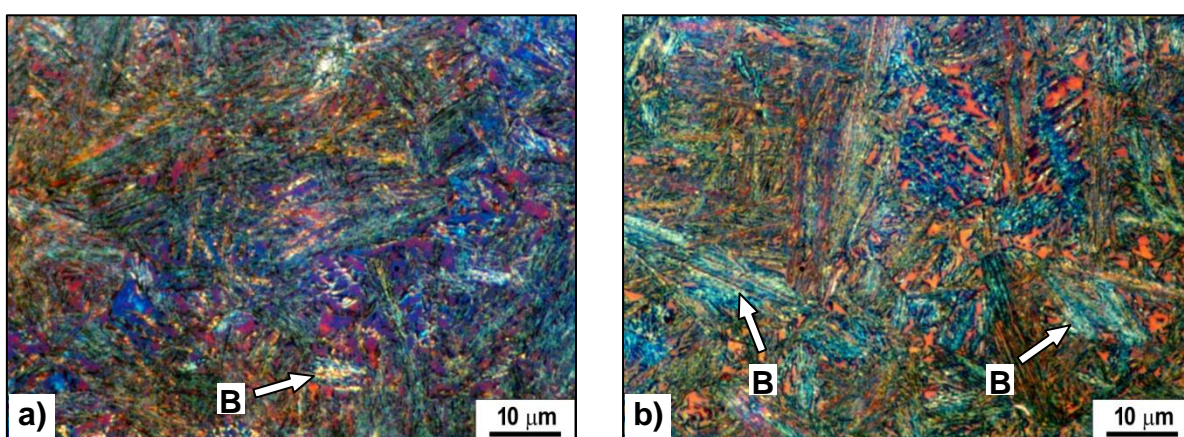
ADI 350°C/1h

Mikrostruktura ADI 350°C/1h materijala posmatrana nakon izlaganja sniženim temperaturama, prikazana je nakon nagrizanja nitalom na slici 3.50 i u termički obojenom stanju na slici 3.51.

Sa snižavanjem temperature dolazi do postepene transformacije početne mikrostrukture (vidi sliku 3.14a i 3.15a) u termo-mehanički stabilniju smešu ferita i karbida, slika 3.50 i 3.51. Pri nagrizanju nitalom (slika 3.50) ova promena se ogleda u povećanju područja bez jasno definisanih iglica ferita. Novo nastali ferit popunjava austenitna područja i stapa se sa postojećim ausferitnim feritom narušavajući njegovu igličastu morfologiju. Ovaj proces je više uočljiv na nižoj temperaturi donjeg praga (−196°C), slika 3.50b (označeno strelicom).



Slika 3.50 Mikrostruktura ADI 350°C/1h materijala nakon izlaganja temperaturi: a) prelazne oblasti (−40°C); b) donjeg praga (−196°C), površina nagrižena nitalom



Slika 3.51 Mikrostruktura ADI 350°C/1h materijala nakon izlaganja temperaturi od: a) prelazne oblasti (−40°C); b) donjeg praga (−196°C), površina termički obojena

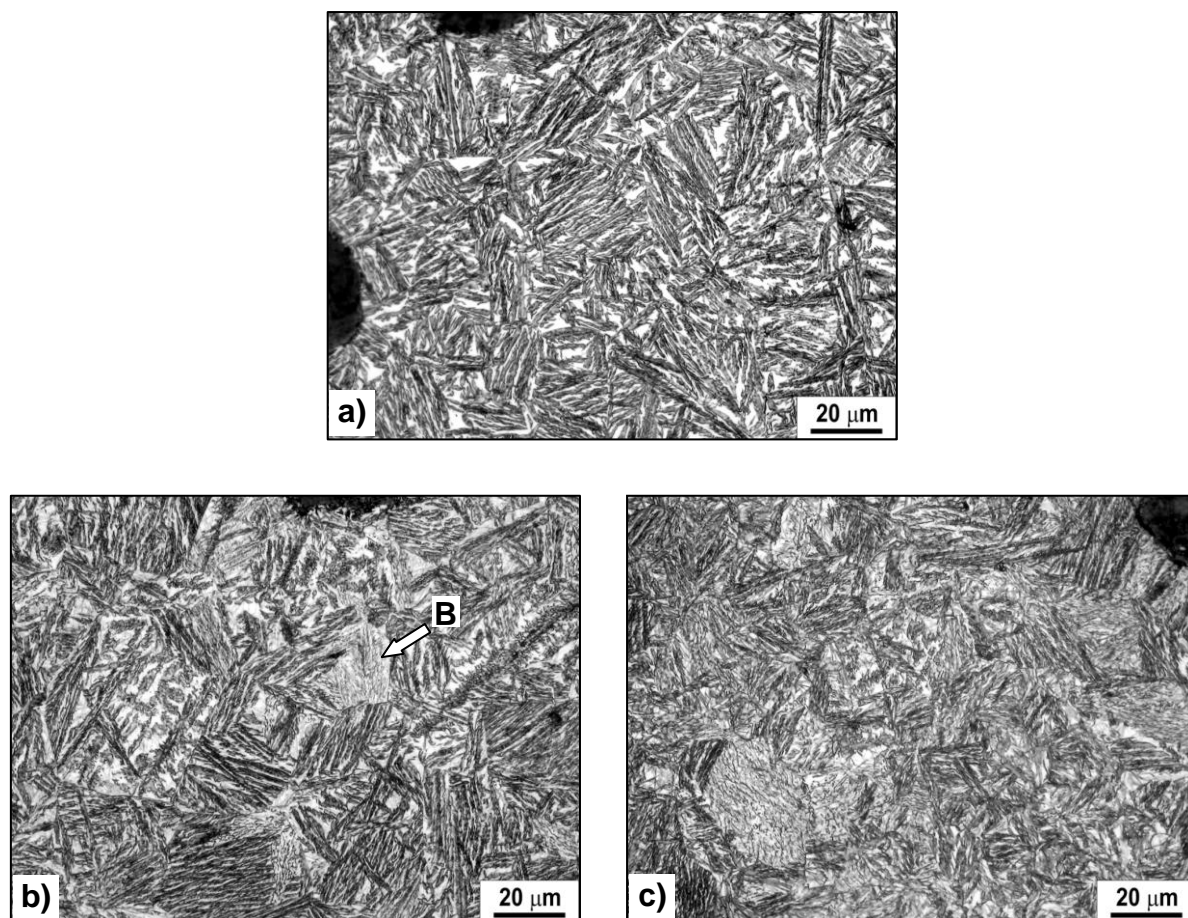
Transformacija zadržanog austenita je uočljivija nakon termičkog bojenja uzoraka, slika 3.51. Udeo metastabilnog austenita (svetlo plava područja) se povećava, kao i količina nastalih sitnih karbida (bela zrnca). Na temperaturi donjeg praga (-196°C) količina stabilnog zadržanog austenita (crvene boje) je najmanja, a količina metastabilnog zadržanog austenita (svetlo plave boje) je najveća, slika 3.51b. Pored toga, udeo ferita (oker-žute boje) i sitnih zrnaca karbida (bele boje) je povećan, tako da se beinitna (B) područja razlikuju u odnosu na preostalu ugljenikom osiromašenu, ausferitnu mikrostrukturu (smeđo-zelena boja).

ADI 400°C/1h

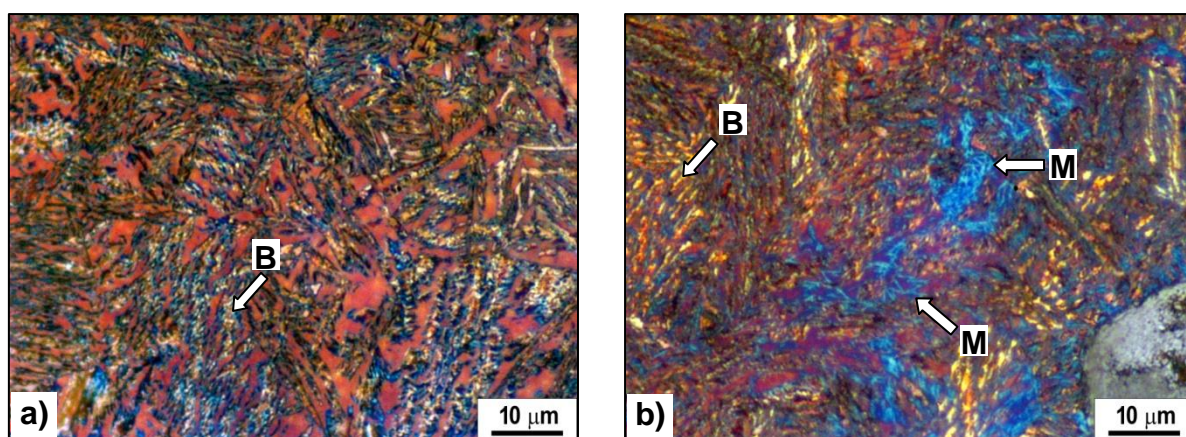
Mikrostruktura ADI materijala izotermno transformisanog na 400°C u trajanju od 1 sata nakon izlaganja sniženim temperaturama, prikazana je na slici 3.52 i 3.53, nagrižena nitalom i termički obojena, respektivno.

Na temperaturi prelazne oblasti od -20°C (slika 3.52a) mikrostruktura se sastoji od snopova ausferitnog ferita zaobljenije morfologije u odnosu na jasno definisane iglice uočene na sobnoj temperaturi. Pri temperaturi donjeg praga, od -196°C transformacija mikrostrukture je uznapredovala i pločice ausfertnog ferita su dodatno proširene i bez jasne granice, slika 3.52b. Takođe, pojedina područja su potpuno beinita (B). Pored toga, na preseku uzorka su uočene i oblasti koje imaju mikrostrukturu sastavljenu od ferita i karbida (beinit), ugljenikom osiromašenog metasabilnog zadržanog austenita i sitnog lećastog martenzita raspoređenog unutar zadržanog austenita, a između feritnih snopova, slika 3.52c.

Pri termičkom bojenju mikrostrukture može se uočiti da se u mikrostrukтури na prelaznoj temperaturi (-20°C) javlja povećan sadržaj sitnih belih zrnaca karbida, slika 3.53a. Pored karbida, struktura sadrži i crveno obojeni stabilni zadržani austenit, plavo obojeni metastabilni zadržani austenit, kao i oker-žuto obojeni ferit. Područja sastavljena od karbida i ferita, predstavljaju beinitna područja (B) nastala razlaganjem zadržanog austenita. U mikrostrukтури nastaloj nakon izlaganja temperaturi donjeg praga (-196°C) uočava se i prisustvo finog, lećastog martenzita (M), svetlo plave boje, raspoređenog unutar zadržanog austenita, slika 3.53b. Prisustvo martenzita je identifikovano prvenstveno na osnovu njegove morfologije (lećaste), dok je njegova svetlo plava obojenost slična obojenosti metastabilnog, ugljenikom osiromašenog, zadržanog austenita iz koga martenzit nastaje. Preostala mikrostruktura se karakteriše krupnim belim do krem zncima karbida raspoređenim u nizovima koji se nalaze između feritnih snopova (B-beinit). Beinitna mikrostruktura je pomešana sa austenitnom osnovom crvene boje.



Slika 3.52 Mikrostruktura ADI 400°C/1h materijala nakon izlaganja temperaturi: a) prelazne oblasti (-20°C); b) i c) donjeg praga (-196°C), površina nagrižena nitalom

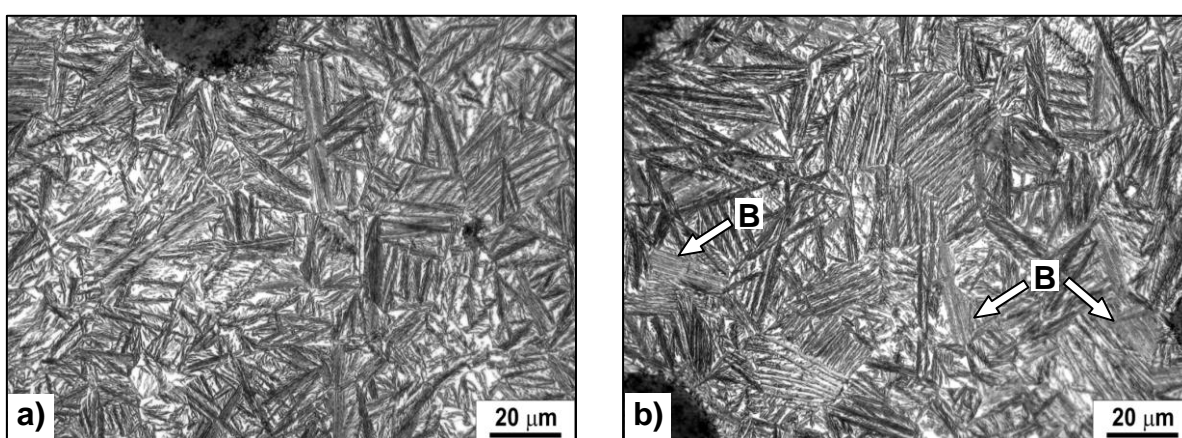


Slika 3.53 Mikrostruktura ADI 400°C/1h materijala nakon izlaganja temperaturi od: a) prelazne oblasti (-20°C); b) donjeg praga (-196°C), površina termički obojena

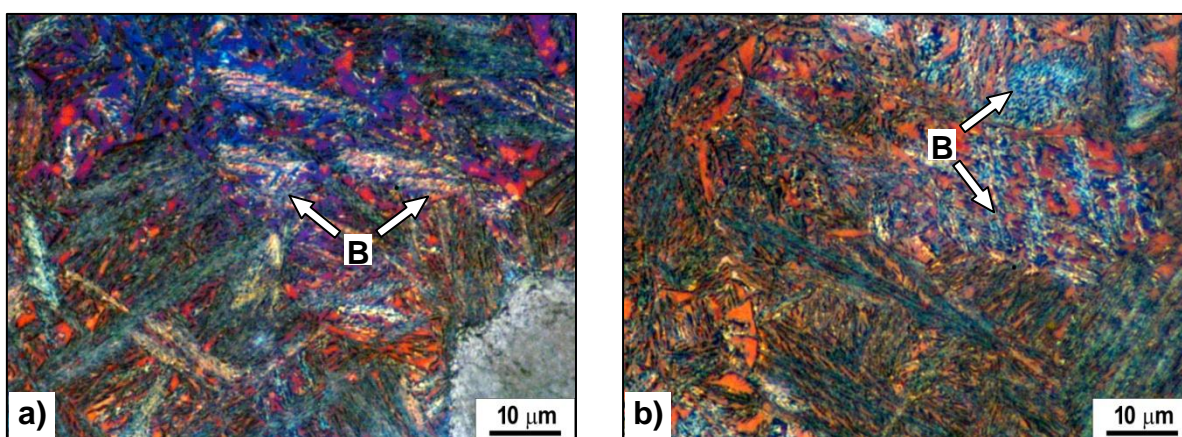
ADI 350°C/3h

Mikrostruktura ADI materijala izotermno transformisanog na 350°C u trajanju od 3 sata posmatrana nakon izlaganja sniženim temperaturama, prikazana je nakon nagrizanja nitalom na slici 3.54 i u termički obojenom stanju na slici 3.55.

I kod ADI 350°C/3h, takođe dolazi do transformacije (raspad) početne ausferitne mikrostrukture sa snižavanjem temperature, slika 3.54. Igljice ausferitnog ferita su šire i gube svoje jasne granice, dok je količina svetlih područja zadržanog austenita smanjna. Na temperaturi donjeg praga vide se i područja koja su se potpuno transformisala u smešu ferita i karbida, tj. beinit (B), slika 3.54b.



Slika 3.54 Mikrostruktura ADI 350°C/3h materijala nakon izlaganja temperaturi: a) prelazne oblasti (-40°C); b) donjeg praga (-196°C), površina nagrižena nitalom



Slika 3.55 Mikrostruktura ADI 350°C/3h materijala nakon izlaganja temperaturi od: a) prelazne oblasti (-40°C); b) donjeg praga (-196°C), površina termički obojena

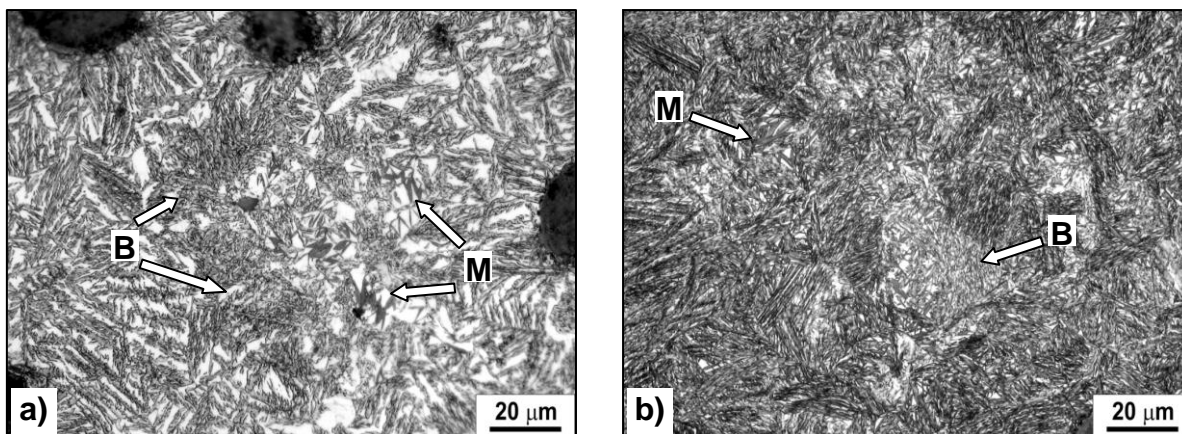
Termički obojena mikrostruktura (slika 3.55) veoma jasno otkriva beinitna (B) područja (smeša karbida u vidu belih zrnaca unutar feritne osnove oker-žute boje) pri sniženim temperaturama. Pored nastanka beinita, može se uočiti smanjenje količine stabilnog austenita (crvene boje), a povećanje udela metastabilnog, ugljenikom osiromašenog, zadržanog austenita (svetlo plave boje) sa smanjenjem temperature. Kako dolazi do osiromašenja ugljenikom zadržanog austenita tako se i obojenost ausferitne mikrostrukture menja od crvenkasto-narandžaste (smeša stabilnog zadržanog austenita crvene boje i ausferitnog ferita oker-žute boje) u više smeđo-zelenu (smeša metastabilnog zadržanog austenita svetlo plave boje i ausferitnog ferita oker-žute boje).

ADI 400°C/3h

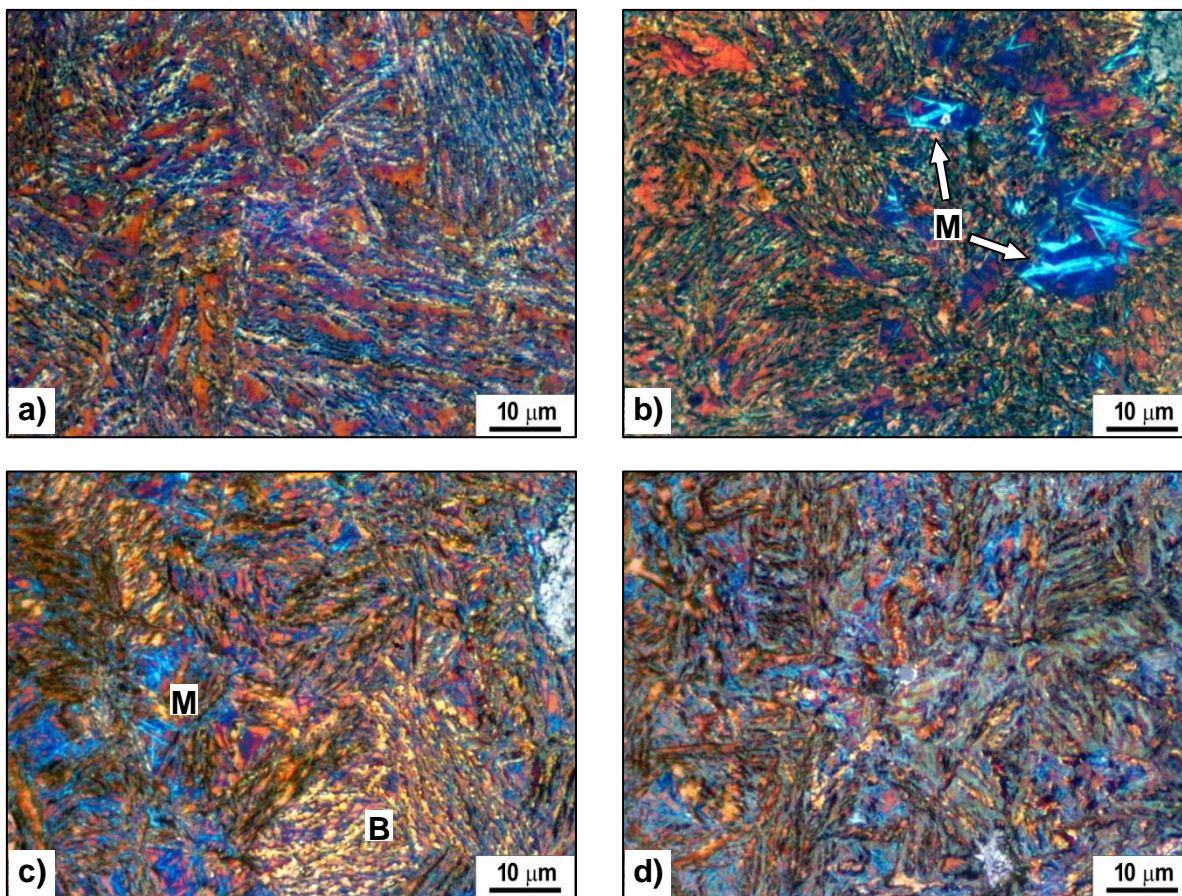
Mikrostruktura ADI materijala izotermno transformisanog na 400°C u trajanju od 3 sata nakon izlaganja materijala sniženim temperaturama, prikazana je na slici 3.56 (nagriženo nitalom) i 3.57 (termički obojeno).

U mikrostrukturi uzorka u prelaznoj oblasti (−20°C) vide se zaobljeni snopovi ausferitnog ferita u odnosu na jasno definisane iglice uočene na sobnoj temperaturi, povećanje udela beinita (B), kao i pojava lećastog martenzita (M) unutar zadržanog austenita, slika 3.56a. Raspad ausferitne mikrostrukture još je izraženiji na temperaturi donjeg praga (−196°C), gde je celokupna mikrostruktura prožeta beinitom (B) i sitnim iglicama lećastog martenzita (M), slika 3.56b. Na ovoj temperaturi, snopovi ausferitnog ferita su teško prepoznatljivi, a količina zadržanog austenita (svetla područja) je vidljivo smanjena.

Termički obojeni uzorci dobijeni nakon izlaganja ADI 400°C/3h materijala temperaturama prelazne oblasti od −20°C (slika 3.57a i b) karakterišu se većom količinom ferita (oker-žute boje), kao i povećanim sadržajem sitnih zrnaca karbida (bele boje). Izlučeni karbidi i ferit su pomešani sa stabilnim (crveno obojenim) i metastabilnim (svetlo plavo obojenim) zadržanim austenitom. U pojedinim područjima prisutan je lećasti martenzit (M) izrazito svetlo plave boje, slika 3.57b. Martenzit se nalazi unutar metastabilnog, ugljenikom osiromašenog, zadržanog austenita tamno plave boje. Nakon izlaganja uzorka temperaturi donjeg praga od −196°C, količina karbida i martenzita se povećava u odnosu na prelaznu oblast, slika 3.57c i d. Nastali karbidi i povećan sadržaj ferita stvaraju beinitna područja (oznaka B), dok je martenzit u vidu finih leća raspoređen u pojedinim zonama, slika 3.57c. Pored toga, u uzorku su prisutna i područja koja su u potpunosti sastavljena od fine smeše, bez jasno definisanih granica između pojedinih konstituenata, odnosno sastavljena su od smeše karbida (bela zrnca), ferita (oker-žuta boja), martenzita (izrazito svetlo plave leće), stabilnog (narandasto, crvene i bordo boja) i metastabilnog (svetlo i tamno plava boja) zadržanog austenita, slika 3.57d.



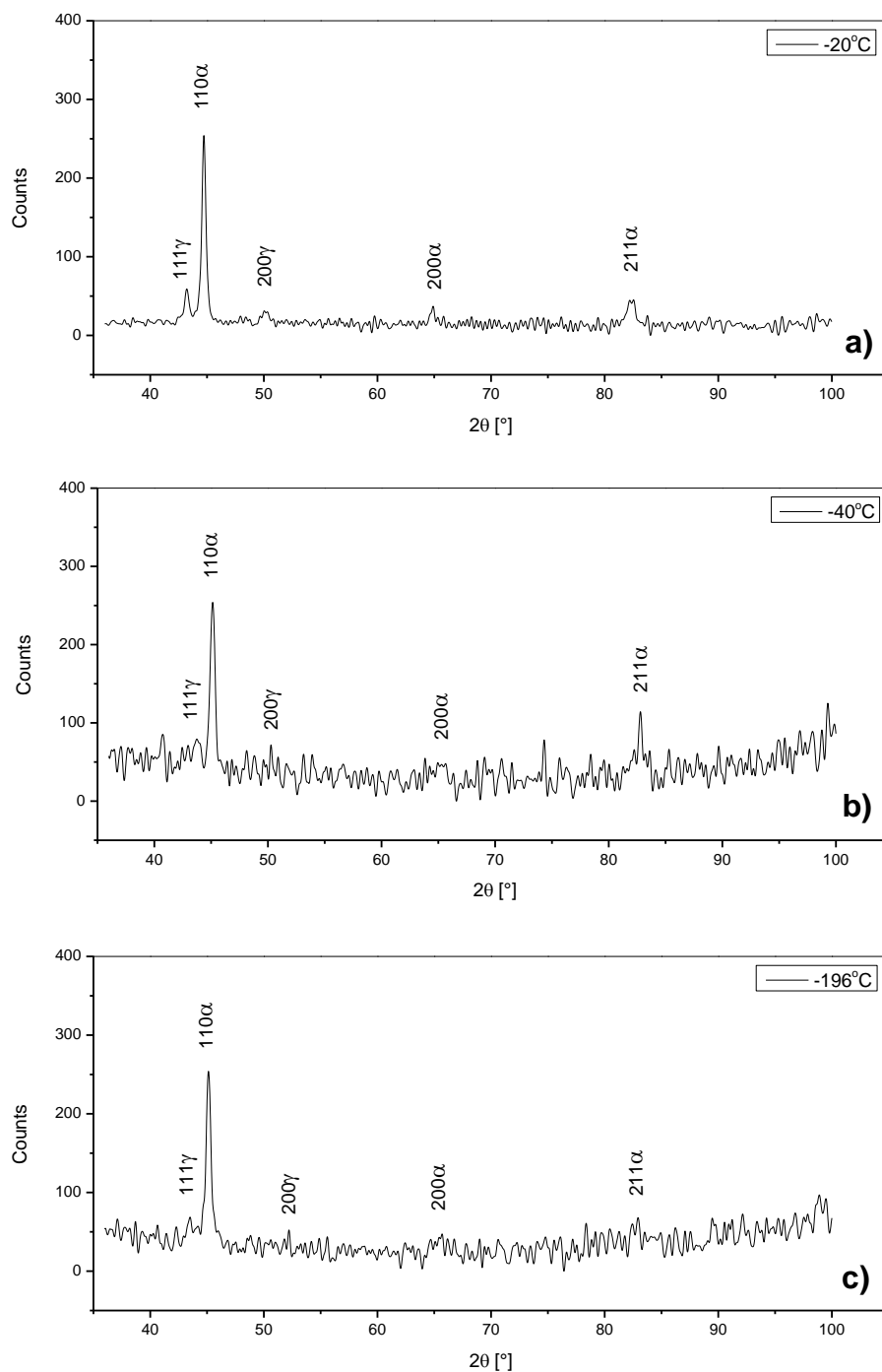
Slika 3.56 Mikrostruktura ADI 400°C/3h materijala nakon izlaganja temperaturi: a) prelazne oblasti (-20°C); b) donjeg praga (-196°C), površina nagrižena nitalom



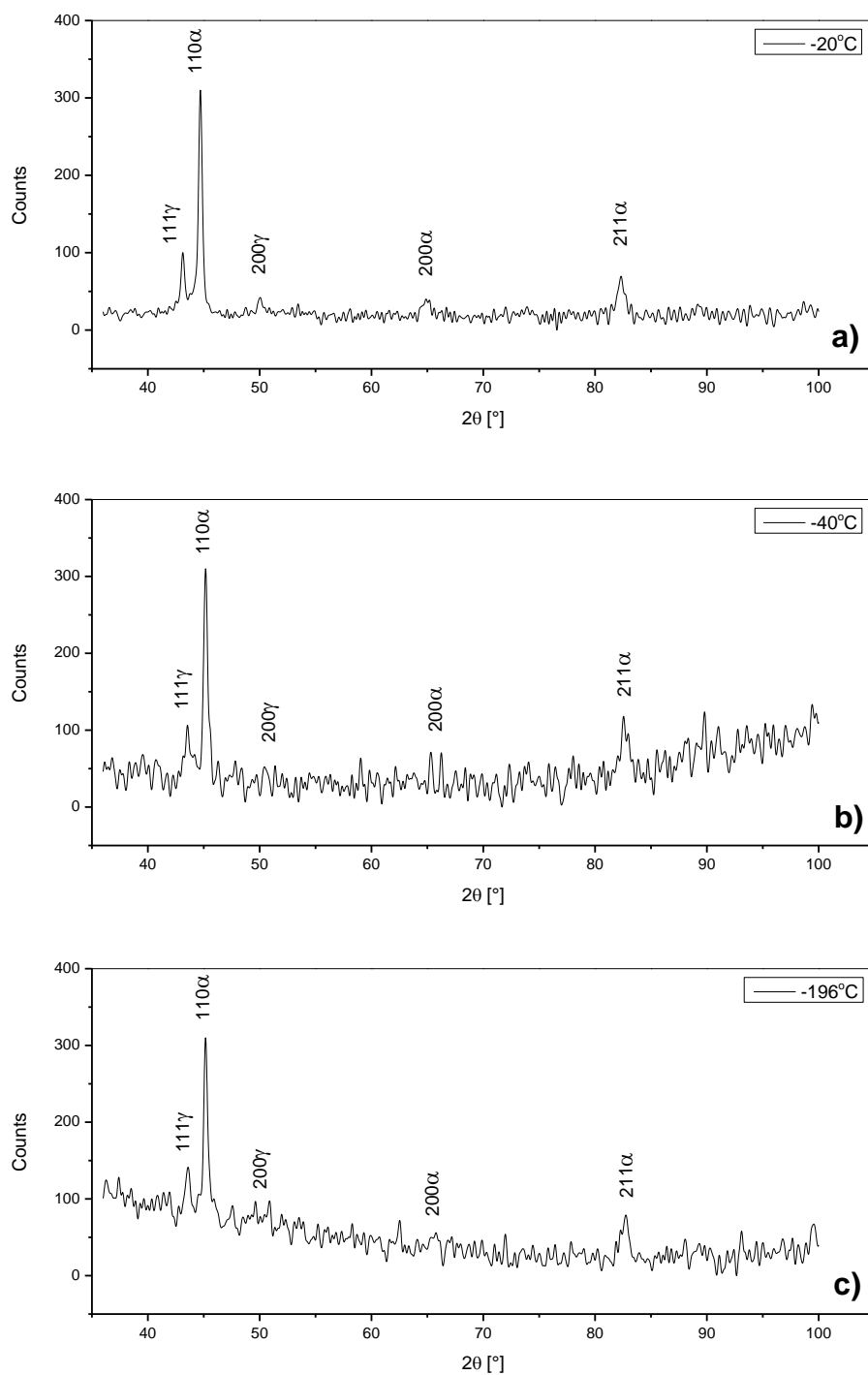
Slika 3.57 Mikrostruktura ADI 400°C/3h materijala nakon izlaganja temperaturi: a), b) prelazne oblasti (-20°C); c), d) donjeg praga (-196°C), površina termički obojena

3.4.4 Rendgenostrukturna ispitivanja ADI materijala nakon izlaganja sniženim temperaturama

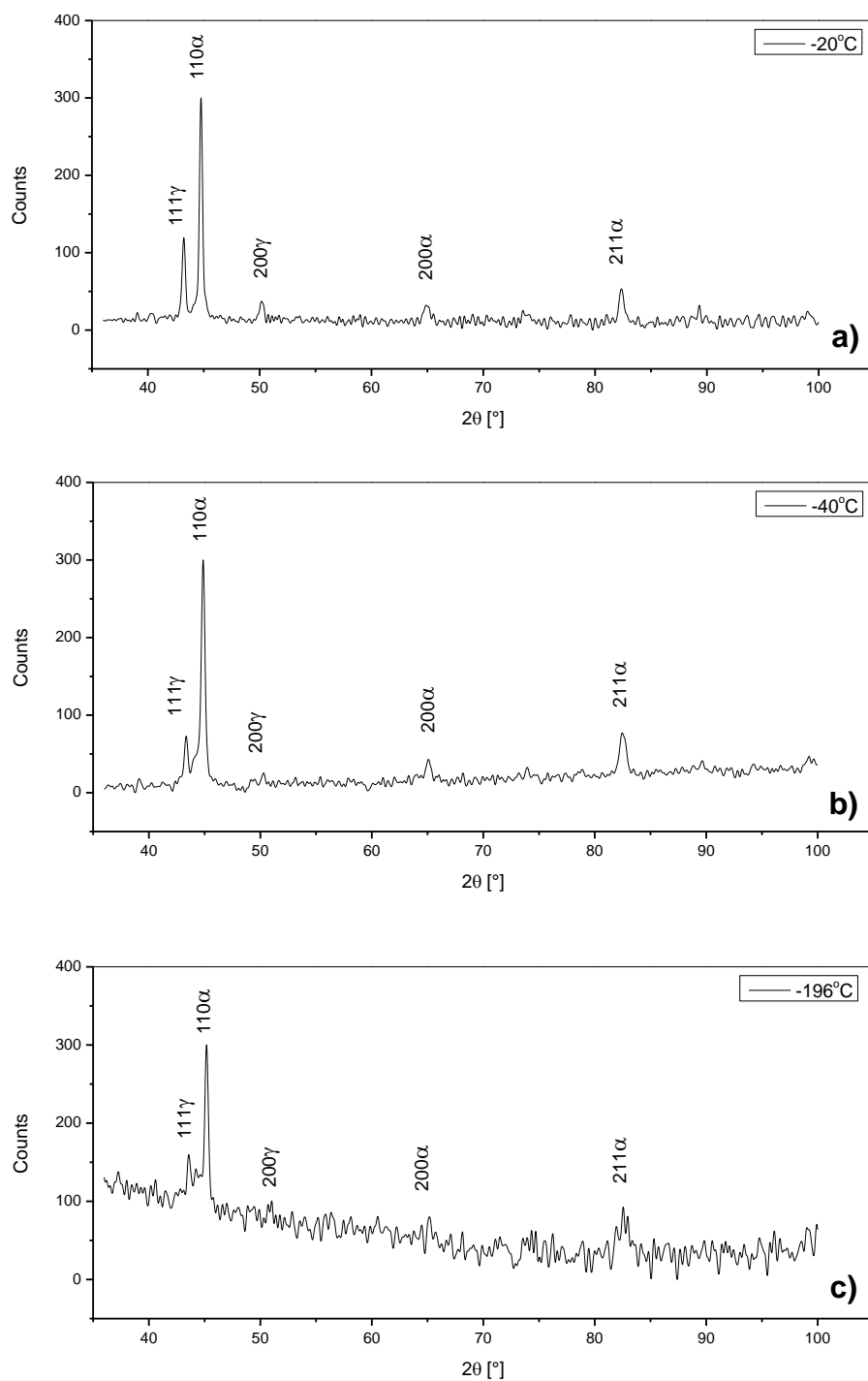
Rezultati rendgenostrukturnog ispitivanja ADI materijala nakon izlaganja sniženim temperaturama, tačnije temperaturama u prelaznoj oblasti (-20 i -40°C) i na donjem pragu (-196°C), u vidu difraktograma dati su na slikama 3.58 do 3.62.



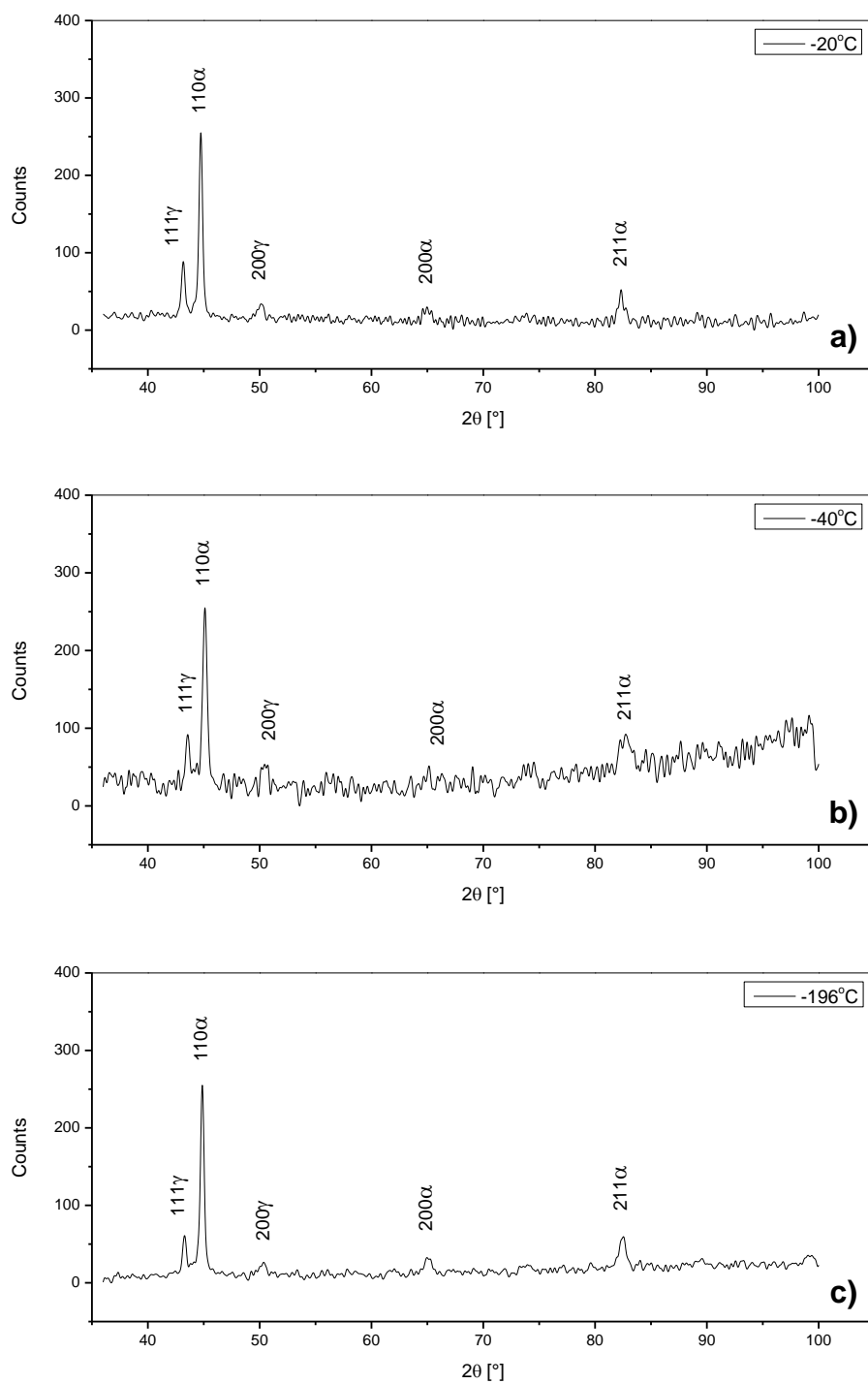
Slika 3.58 Difraktogrami za ADI $300^{\circ}\text{C}/1\text{h}$ materijal nakon izlaganja temperaturi od: a) -20°C ; b) -40°C ; c) -196°C



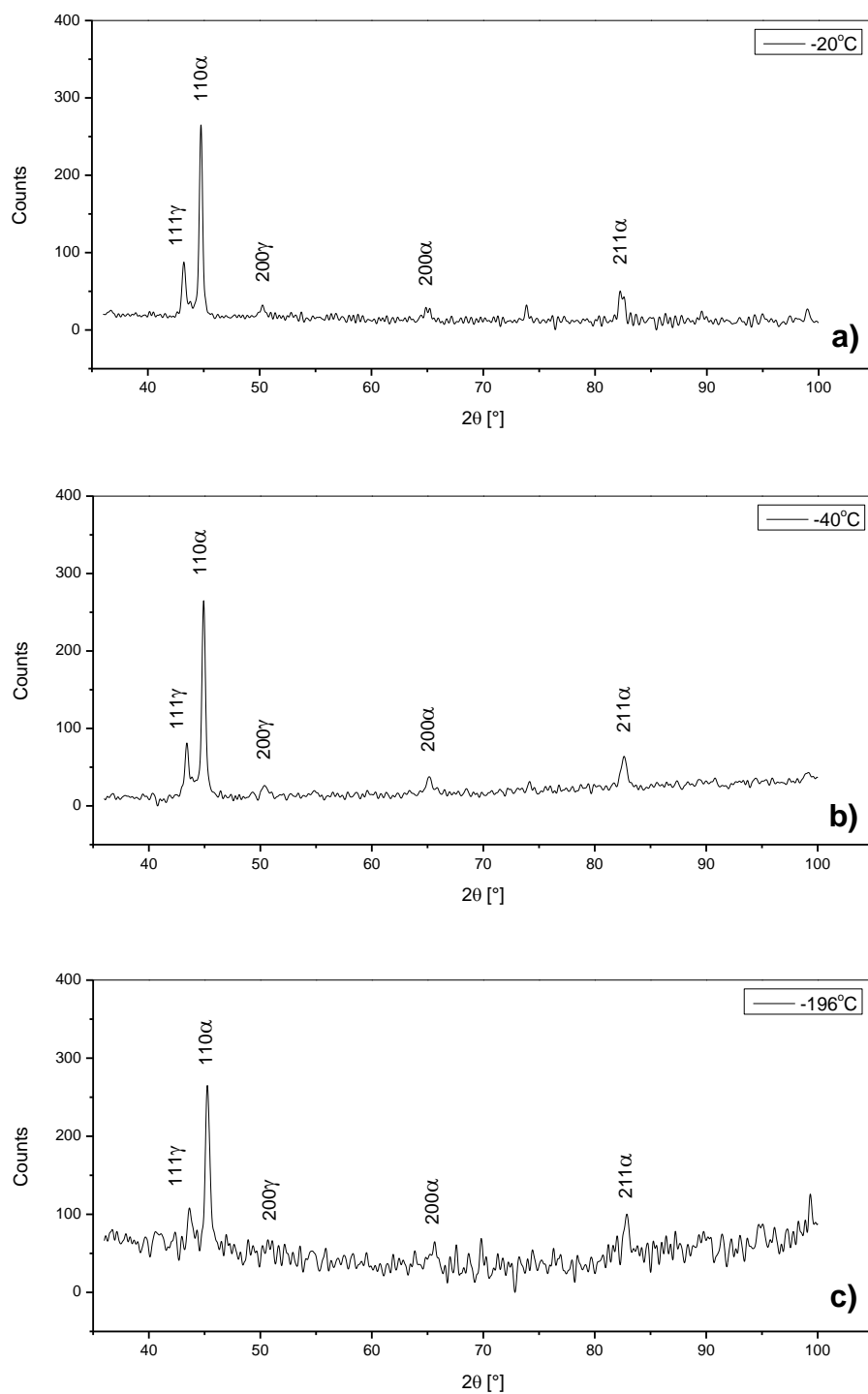
Slika 3.59 Difraktogrami za ADI 350°C/1h materijal nakon izlaganja temperaturi od:
a) -20°C; b) -40°C; c) -196°C



Slika 3.60 Difraktogrami za ADI $400^{\circ}\text{C}/1\text{h}$ materijal nakon izlaganja temperaturi od: a) -20°C ; b) -40°C ; c) -196°C



Slika 3.61 Difraktogrami za ADI 350°C/3h materijal nakon izlaganja temperaturi od:
a) -20°C; b) -40°C; c) -196°C



Slika 3.62 Difraktogrami za ADI 400°C/3h materijal nakon izlaganja temperaturi od: a) -20°C ; b) -40°C ; c) -196°C

Na osnovu dobijenih difraktograma za svaki ADI materijal izvršen je proračun vrednosti zapreminskog udela zadržanog austenita, sadržaja ugljenika u zadržanom austenitu, i zapreminskog udela austenitnog ugljenika u mikrostrukтури. Dobijeni rezultati su dati u tabeli 3.33 i prikazani dijagramski na slici 3.63.

Tabela 3.33 Zapreminski udeo zadržanog austenita, sadržaj ugljenika u zadržanom austenitu i zapreminski udeo austenitnog ugljenika u mikrostrukturi ADI materijala u zavisnosti od temperature kojoj su uzorci izlagani

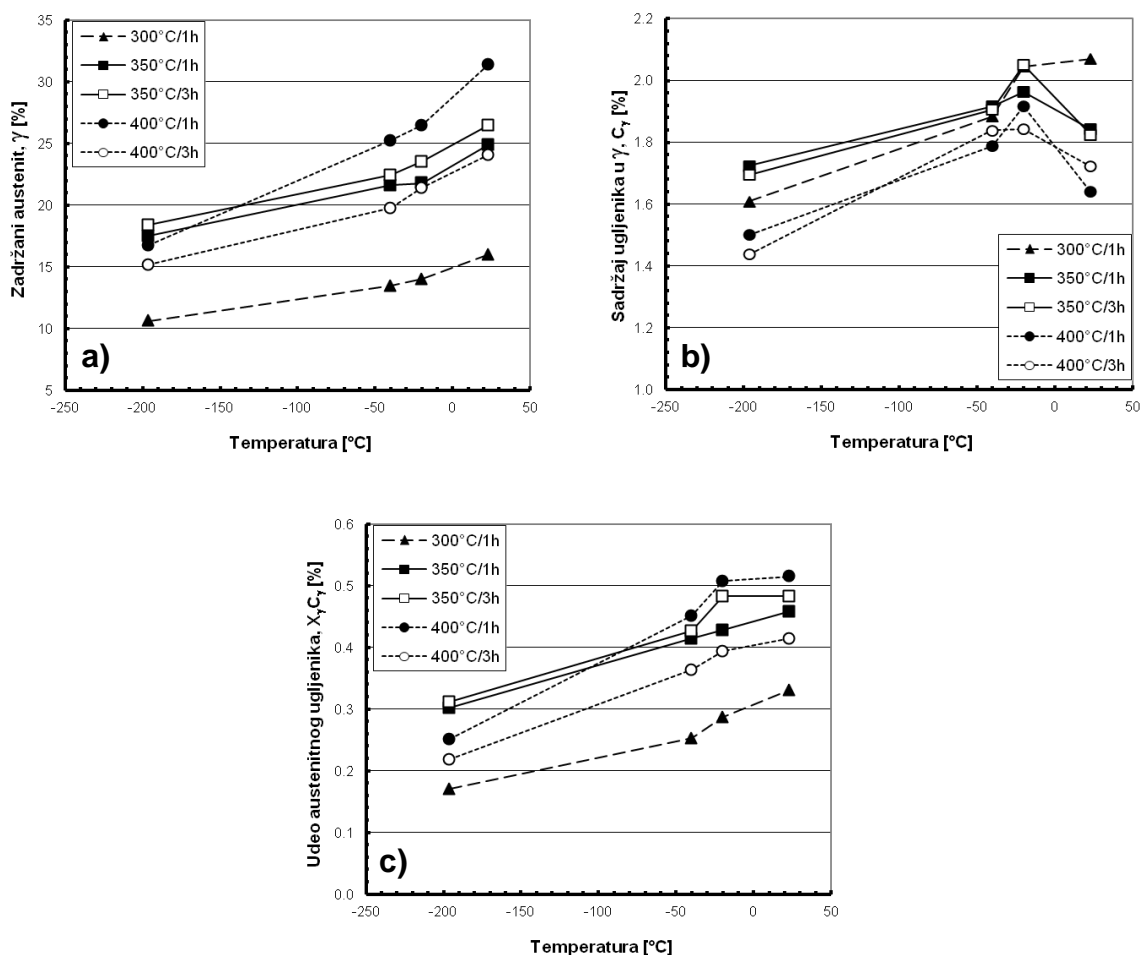
ADI materijal	Temperatura izlaganja uzoraka	Zapreminski udeo zadržanog austenita, V_{γ} [%]	Sadržaj ugljenika u zadržanom austenitu, C_{γ} [%]	Zapreminski udeo austenitnog ugljenika, $X_{\gamma}C_{\gamma}$ [%]
ADI 300°C/1h	+23°C	16.0	2.075	0.332
	-20°C	14.0	2.045	0.287
	-40°C	13.4	1.883	0.253
	-196°C	10.6	1.609	0.171
ADI 350°C/1h	+23°C	24.9	1.843	0.459
	-20°C	21.8	1.964	0.428
	-40°C	21.6	1.916	0.415
	-196°C	17.5	1.724	0.302
ADI 400°C/1h	+23°C	31.4	1.641	0.515
	-20°C	26.5	1.916	0.508
	-40°C	25.2	1.789	0.451
	-196°C	16.7	1.500	0.251
ADI 350°C/3h	+23°C	26.5	1.825	0.484
	-20°C	23.5	2.052	0.483
	-40°C	22.4	1.905	0.427
	-196°C	18.4	1.696	0.312
ADI 400°C/3h	+23°C	24.1	1.723	0.415
	-20°C	21.4	1.843	0.395
	-40°C	19.8	1.839	0.364
	-196°C	15.2	1.439	0.218

Iz tabele 3.33 i slike 3.63 vidi se da u mikrostrukturi svih ADI materijala nakon izlaganja sniženim temperaturama dolazi do smanjenja zapreminskog udela zadržanog austenita. Trend smanjenja udela zadržanog austenita više odgovara eksponencijalnoj, nego linearnoj funkciji. Smanjenje je najviše izraženo kod ADI 400°C/1h materijala, gde se vrednost smanjila za 14.7% količinskog udela, dok je najmanje u slučaju ADI 300°C/1h i iznosi 5.4%. Za ADI materijale izotermno transformisane na temperaturi od 350°C, smanjenje je između maksimalne i minimalne vrednosti i iznosi 7.4%, odnosno 8.1% količinskog udela za ADI transformisan u trajanju od 1h i 3h, respektivno. ADI materijal transformisan na najvišoj temperaturi od 400°C i tokom najdužeg vremena od 3h ima smanjenje zadržanog austenita od 8.9%.

Sa smanjenjem temperature izlaganja, promena sadržaja ugljenika u zadržanom austenitu je različita za različite ADI materijale. Međutim, kod svih ADI materijala, na temperaturi donjeg praga (-196°C), vrednost sadržaja ugljenika je snižena u odnosu na sadržaj na sobnoj temperaturi. Razlika između pojedinih materijala se javlja u prelaznoj oblasti (-20 i -40°C) gde kod ADI materijala dolazi do porasta sadržaja ugljenika u odnosu na sobnu temperaturu,

izuzev kod ADI transformisanog na 300°C u trajanju od 1h. ADI 300°C/1h ima najveći početni sadržaj ugljenika na sobnoj temperaturi koji potom sa sniženjem temperature izlaganja kontinuirano opada. Na temperaturi donjeg praga (-196°C) najveći sadržaj ugljenika u zadržanom austenitu imaju materijali izotermno transformisani na 350°C, zatim materijal transformisan na 300°C, a najniže vrednosti imaju materijali transformisani na 400°C.

Parametar zapreminskog udela austenitnog ugljenika u mikrostrukturi $X_{\gamma}C_{\gamma}$, takođe prati trend smanjivanja vrednosti sa snižavanjem temperature kao i zadržani austenit. Usled povećanja sadržaja ugljenika u prelaznoj oblasti, smanjenje zapreminskog udela austenitnog ugljenika u mikrostrukturi je manje izraženo u početku u odnosu na pad udela zadržanog austenita. Međutim, na temperaturi donjeg praga nivo smanjenja odgovara smanjenju zadržanog austenita.



Slika 3.63 Promena karakteristika austenita u mikrostrukturi ADI materijala u zavisnosti od temperature kojoj su uzorci izlagani:
 a) zapreminski udeo zadržanog austenita; b) sadržaj ugljenika u zadržanom austenitu;
 c) zapreminski udeo austenitnog ugljenika u mikrostrukturi

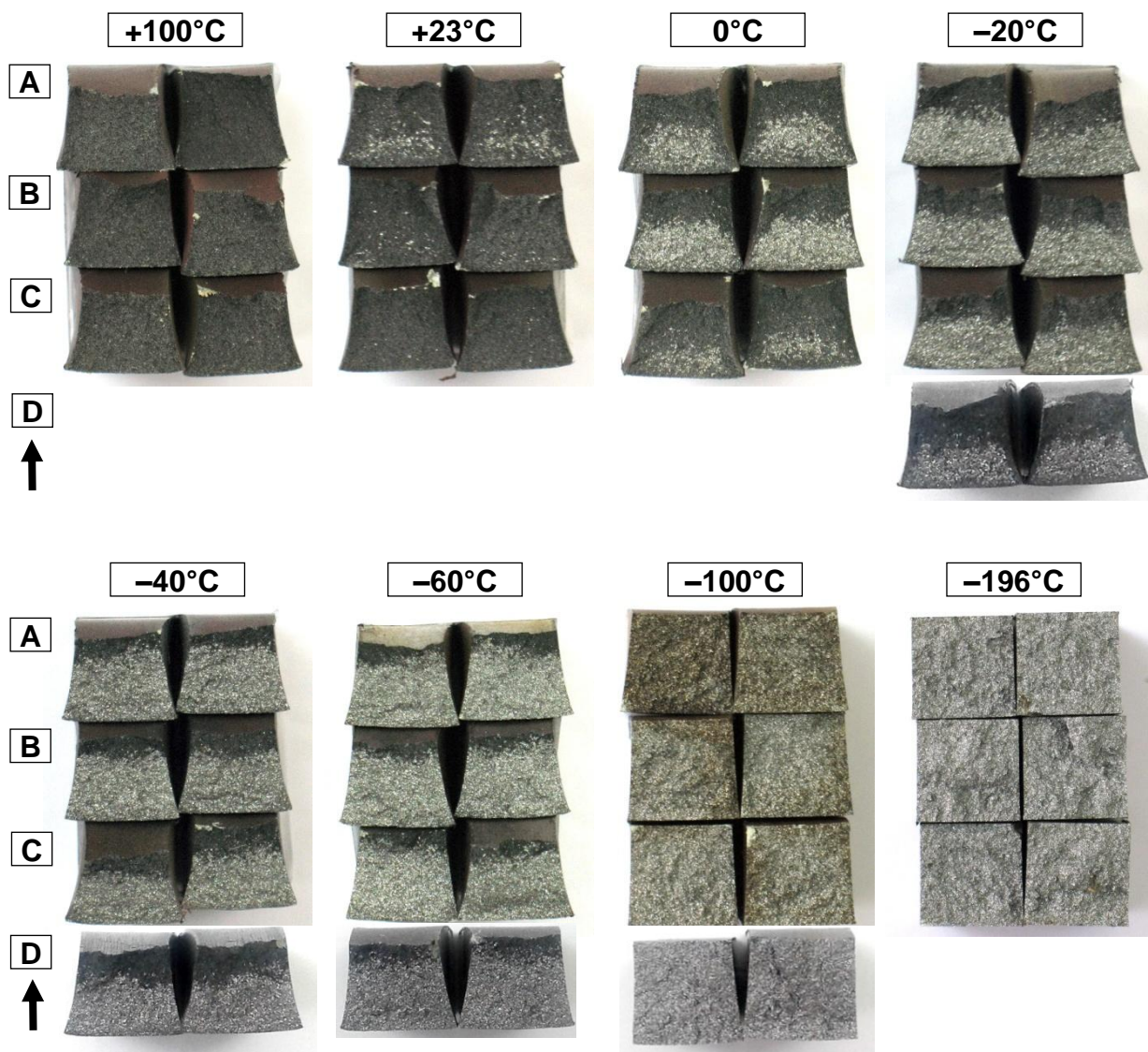
3.4.5 Morfologija loma u temperaturnom intervalu od -196 do $+100^{\circ}\text{C}$

Makroskopski i mikroskopski izgled površina preloma ispitivanih materijala u temperaturnom intervalu od -196 do $+100^{\circ}\text{C}$ prikazan je na slikama od 3.64 do 3.76.

Feritni nodularni liv - NL-F

Makroskopski izgled prelomljenih Šarpijevih epruveta feritizovanog nodularnog liva (NL-F) u temperaturnom intervalu od -196 do $+100^{\circ}\text{C}$ dat je na slici 3.64, dok je mikroskopski karakter loma prikazan na slici 3.65 i 3.66.

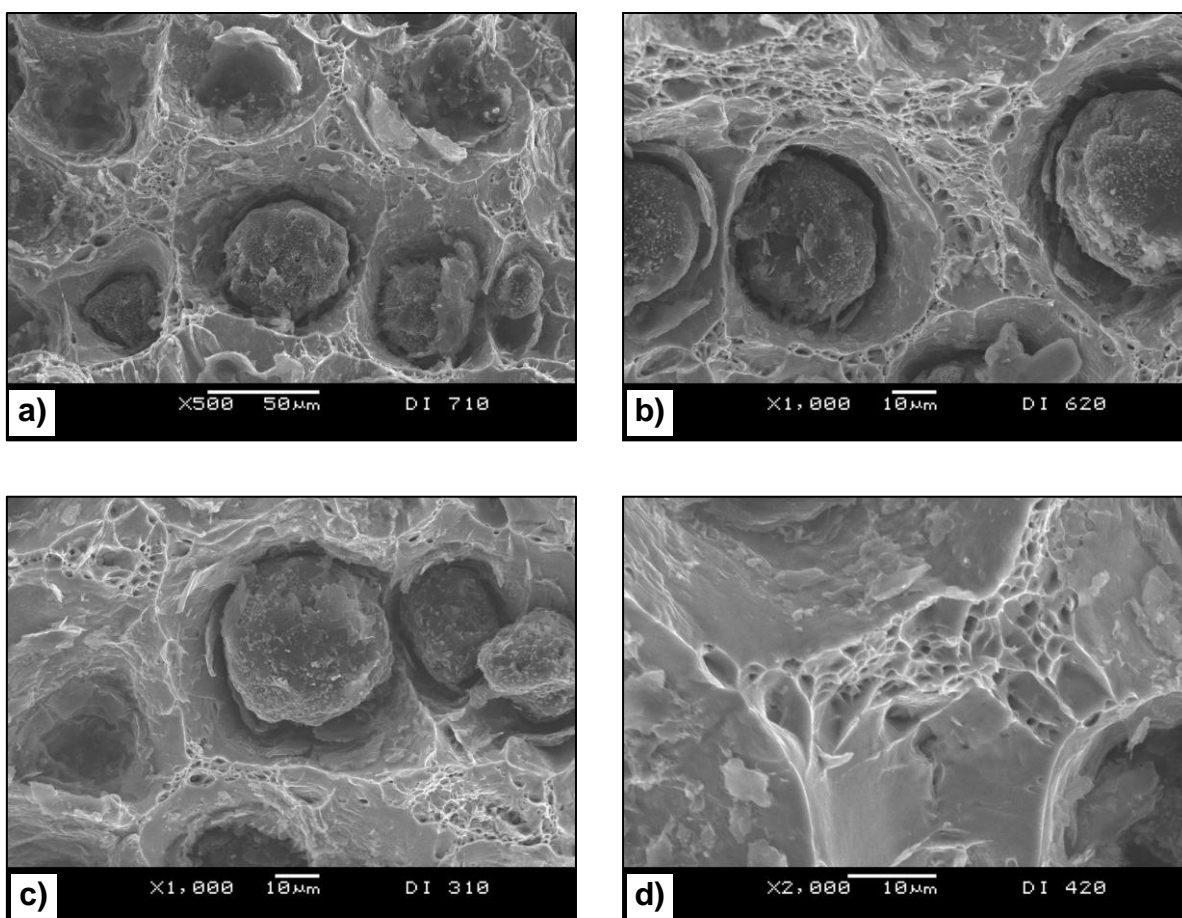
Na makroskopskom izgledu površina preloma vide se tamno siva i svetlo siva područja loma, slika 3.64. Sa smanjenjem temperature ispitivanja povećava se udeo svetlo sivih područja loma.



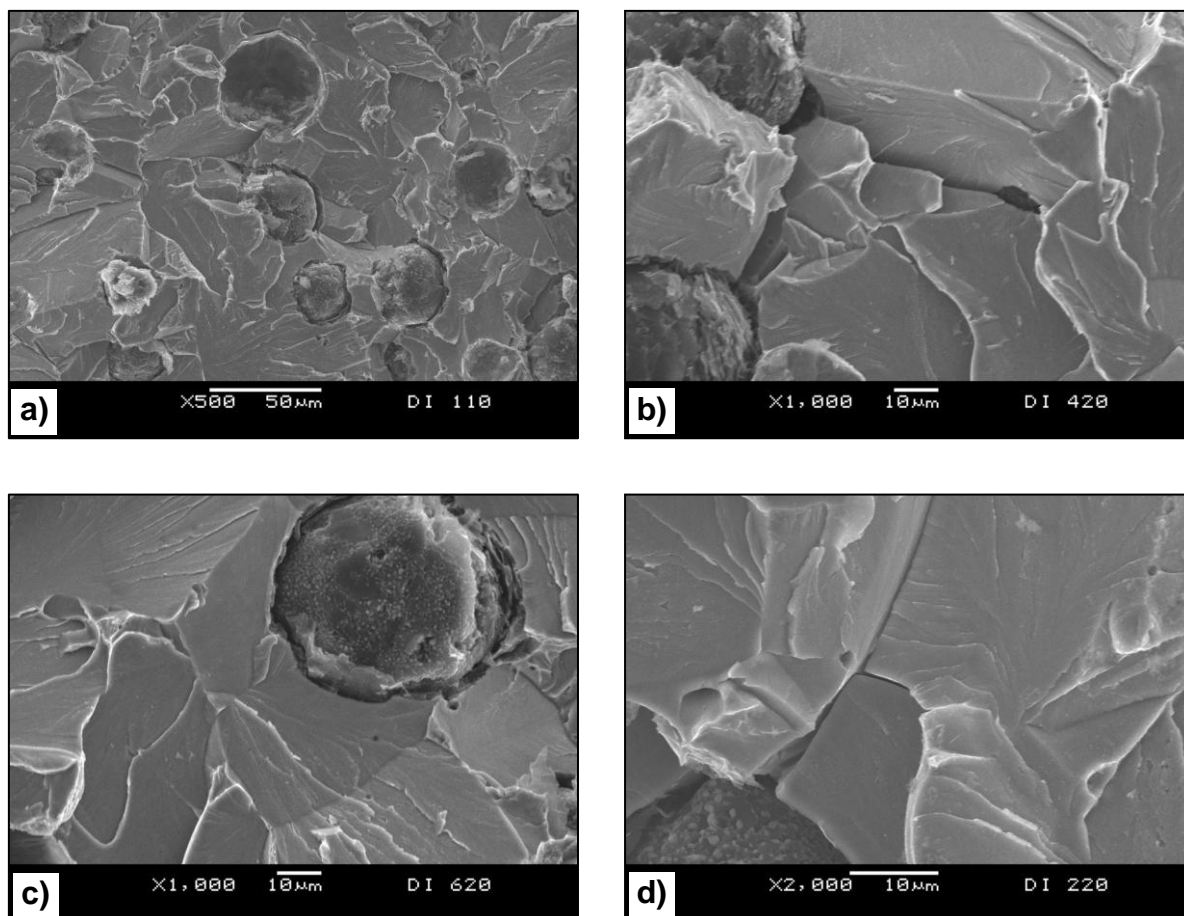
Slika 3.64 Makroskopski izgled površina preloma feritnog nodularnog liva u temperaturnom intervalu od -196 do $+100^{\circ}\text{C}$

Pri ispitivanju na +100 i +23°C površina loma je pretežno tamno siva, u intervalu od 0 do -60°C mešovita, dok je na niskim temperaturama ispitivanja od -100 i 196°C potpuno svetlo siva. Oblast tamno sive boje nalazi se prvenstveno u zateznoj zoni epruvete, odnosno na suprotnoj strani od mesta udara klatna gde je došlo do velike deformacije, odnosno smanjena dimenzije preseka. Svetlo siva oblast nalazi se bliže mestu udara klatna i njen udeo se povećava sa smanjenjem temperature ispitivanja i smanjenjem deformacije preseka. Pored razlike u obojenosti površine loma, uočava se i velika kontrakcija preseka Šarpijevih epruveta. Kontrakcija preseka se takođe menja sa smanjenjem temperature ispitivanja. Uzorci ispitivani na niskim temperaturama (-100 i -196°C) pri prelomu zadržavaju početni oblik, dok na višim temperaturama smanjenje dimenzije u zoni zatezanja epruvete je sve izrazitije.

Mikroskopskim pregledom svetlo sivih i tamno sivih oblasti na SEM-u ustanovljeno je da tamno siva zona predstavlja područje duktilnog loma (slika 3.65), dok svetlo siva zona predstavlja kruti lom (slika 3.66), kod svih uzoraka i pri svim temperaturama ispitivanja. Duktilni lom se karakteriše pojavom sitnih jamica na mestu konačnog loma između nodula, kao i velikim dekohezionim područjem oko grafitnih nodula, slika 3.65. Kruti lom je nastao je transkristalnim rastom prslina i mehanizmom cepanja uz pojavu karakterističnih „rečnih šara“ i „stepenica“, slika 3.66.



Slika 3.65 Duktilna morfologija loma tamno sive oblasti kod feritnog nodularnog liva (NL-F) pri temperaturi ispitivanja od: a) +100°C; b) 0°C; c) -60°C; d) -40°C



Slika 3.66 Krta morfologija loma svetlo sive oblasti kod feritnog nodularnog liva (NL-F) pri temperaturi ispitivanja od: a) -196°C ; b) -40°C ; c) 0°C ; d) -100°C

Udeo duktilnog i krtog loma na površinama preloma određen je kvantitativnom metodom analize slike putem određivanja površinskog udela svetle (krti lom) i tamne (duktilni lom) oblasti na uzorcima prikazanim na slici 3.64. Rezultati merenja procentualnog udela duktilnog loma su dati u tabeli 3.34.

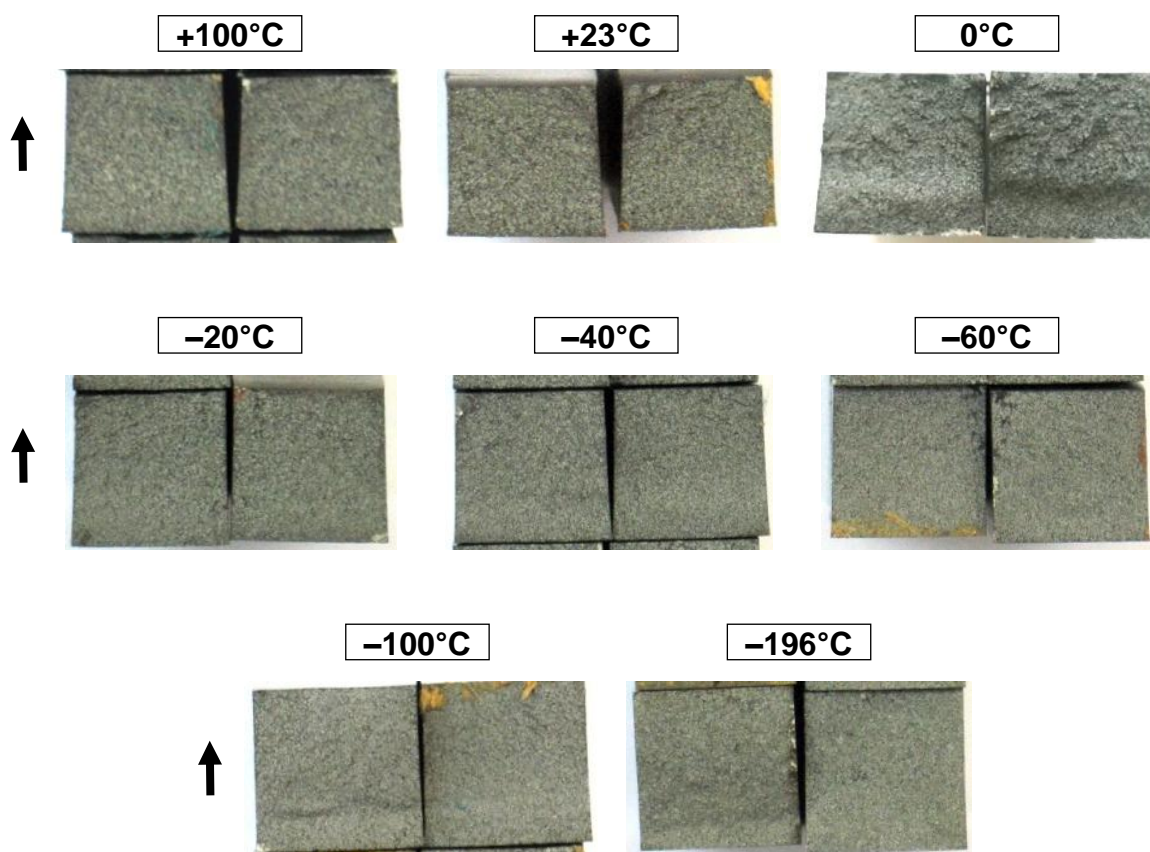
Tabela 3.34 Procentualni udeo duktilnog loma na površinama preloma

Temperatura ispitivanja, [$^{\circ}\text{C}$]	Oznaka epruvete				Srednja vrednost udela duktilnog loma, [%]
	A	B	C	D	
-196	0.01	0.00	0.00	–	0.003
-100	0.40	0.80	0.60	1.00	0.70
-60	15.01	12.11	13.72	12.76	13.40
-40	18.19	20.99	24.42	28.79	23.10
-20	31.37	27.01	27.86	48.98	33.81
0	59.38	43.62	69.72	–	57.57
+23	92.88	97.54	98.99	–	96.47
+100	99.99	100.00	100.00	–	99.997

ADI materijal izotermno transformisan na 300°C u trajanju od 1 sata - ADI 300°C/1h

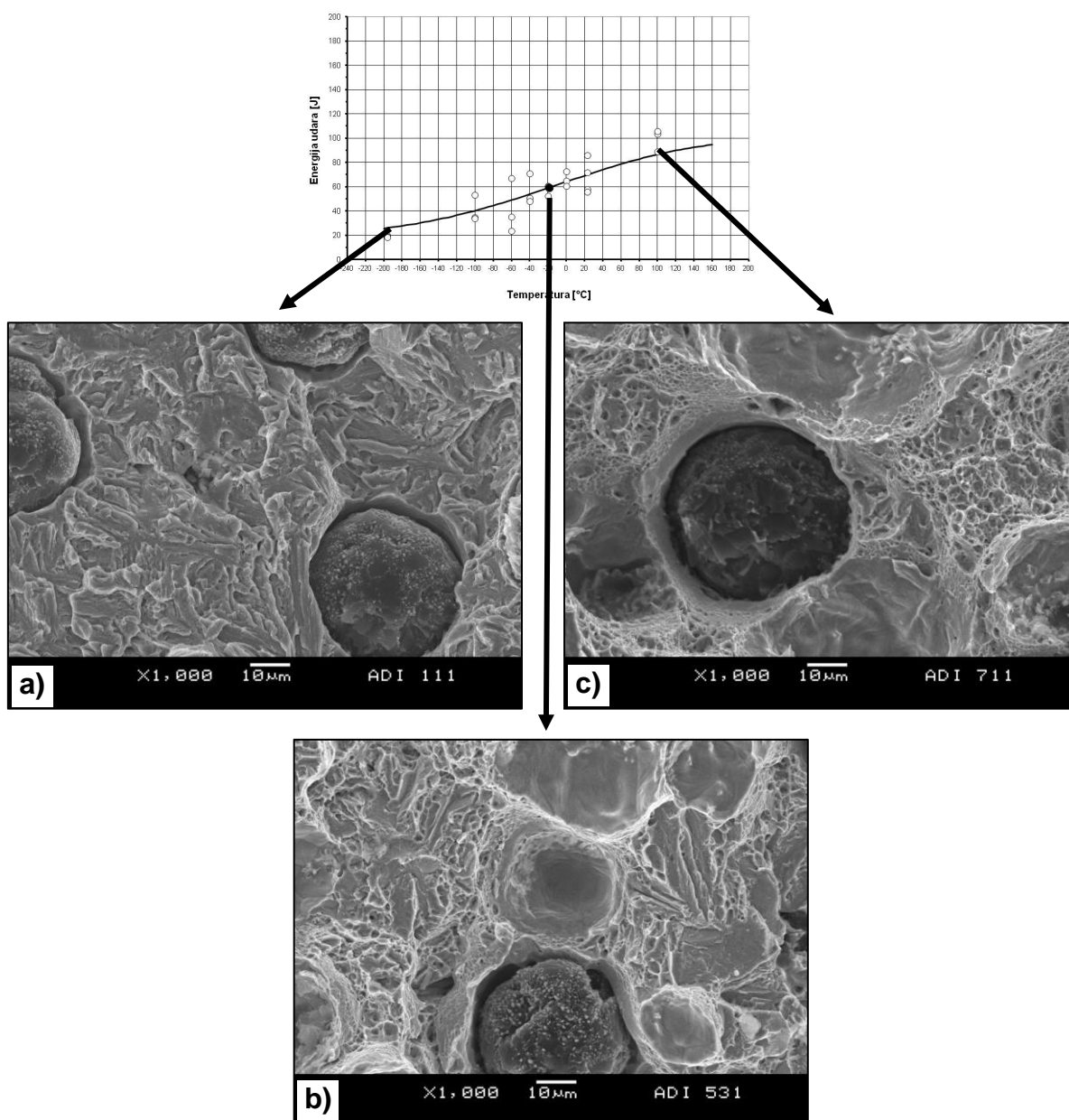
Makroskopski i mikroskopski izgled prelomljenih Šarpijevih epruveta ADI materijala izotermno transformisanog na 300°C u trajanju od 1 sata u temperaturnom intervalu od -196 do +100°C dat je na slici 3.67 i 3.68, respektivno.

Makroskopski izgled površine svih uzoraka su slične i velikoj meri su zadržale početni kvadratan oblika preseka, uz pojavu malog širenja epruvete na mestu udara klatna pri ispitivanju na višim temperaturama. Izgled pojedinih površina preloma, kao ilustracija, prikazan je na slici 3.67. Na pojedinim uzorcima, prisutne su strelaste šare koje se prostiru od stranice epruvete na kojoj je iniciran lom do suprotne stranice koja je bila izložena udaru klatna.



Slika 3.67 Ilustracija makroskopskog izgleda površina preloma u temperaturnom intervalu od -196 do +100°C ADI materijala izotermno transformisanog na 300°C u trajanju od 1 sata (ADI 300°C/1h)

Morfologija loma ADI materijala izotermno transformisanog na 300°C u trajanju od 1 sata u zavisnosti od temperature ispitivanja je prikazana na slici 3.68. Lom na donjem pragu (-196°C) je potpuno krt, nastao mehanizmom kvazi-cepanja, slika 3.68a. U prelaznoj oblasti, na -20°C, morfologija loma je mešovito tipa, sastavljena od podjednakih područja krtog i duktilnog loma, slika 3.68b. Na temperaturi gornjeg praga od +100°C, lom je skoro potpuno duktilan, jamičaste morfologije, slika 3.68c.

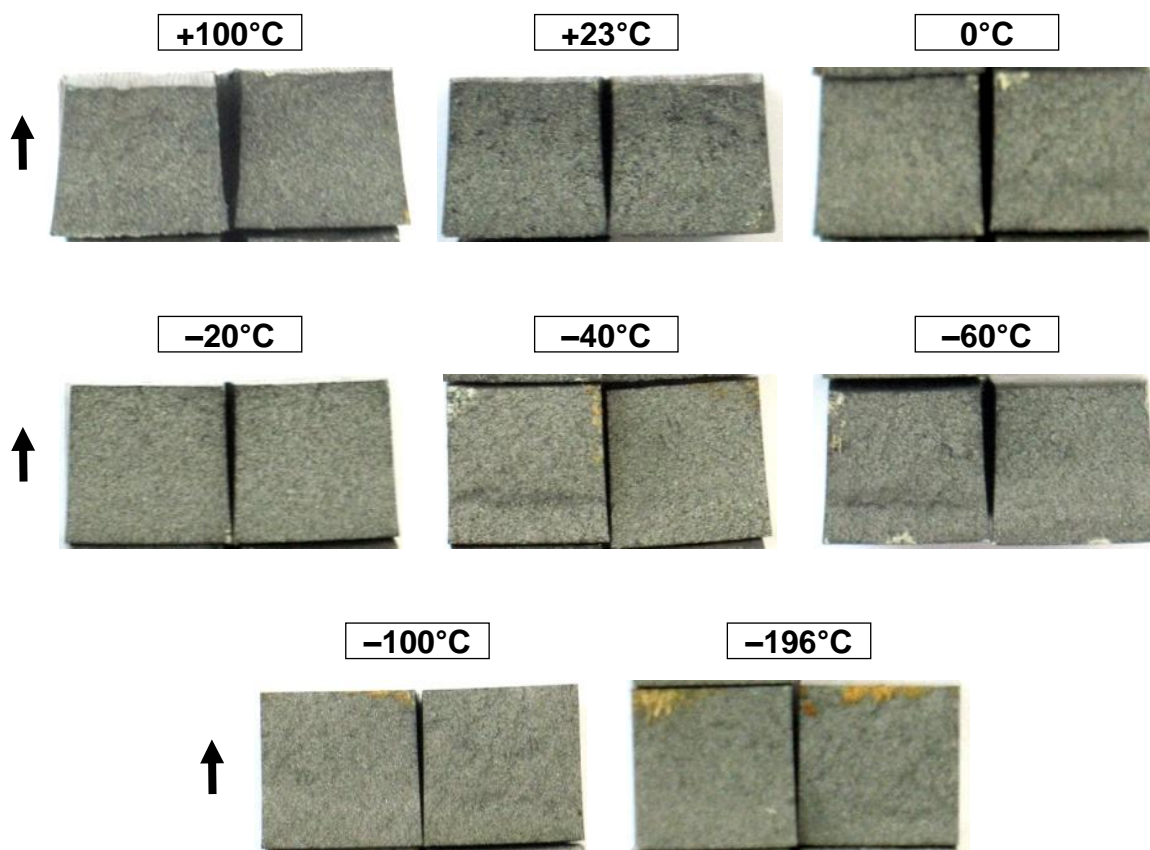


Slika 3.68 Morfologija loma ADI materijala izotermno transformisanog na 300°C u trajanju od 1 sata (ADI 300°C/1h):
 a) Donji prag (-196°C); b) Prelazna oblast (-20°C); c) Gornji prag (+100°C)

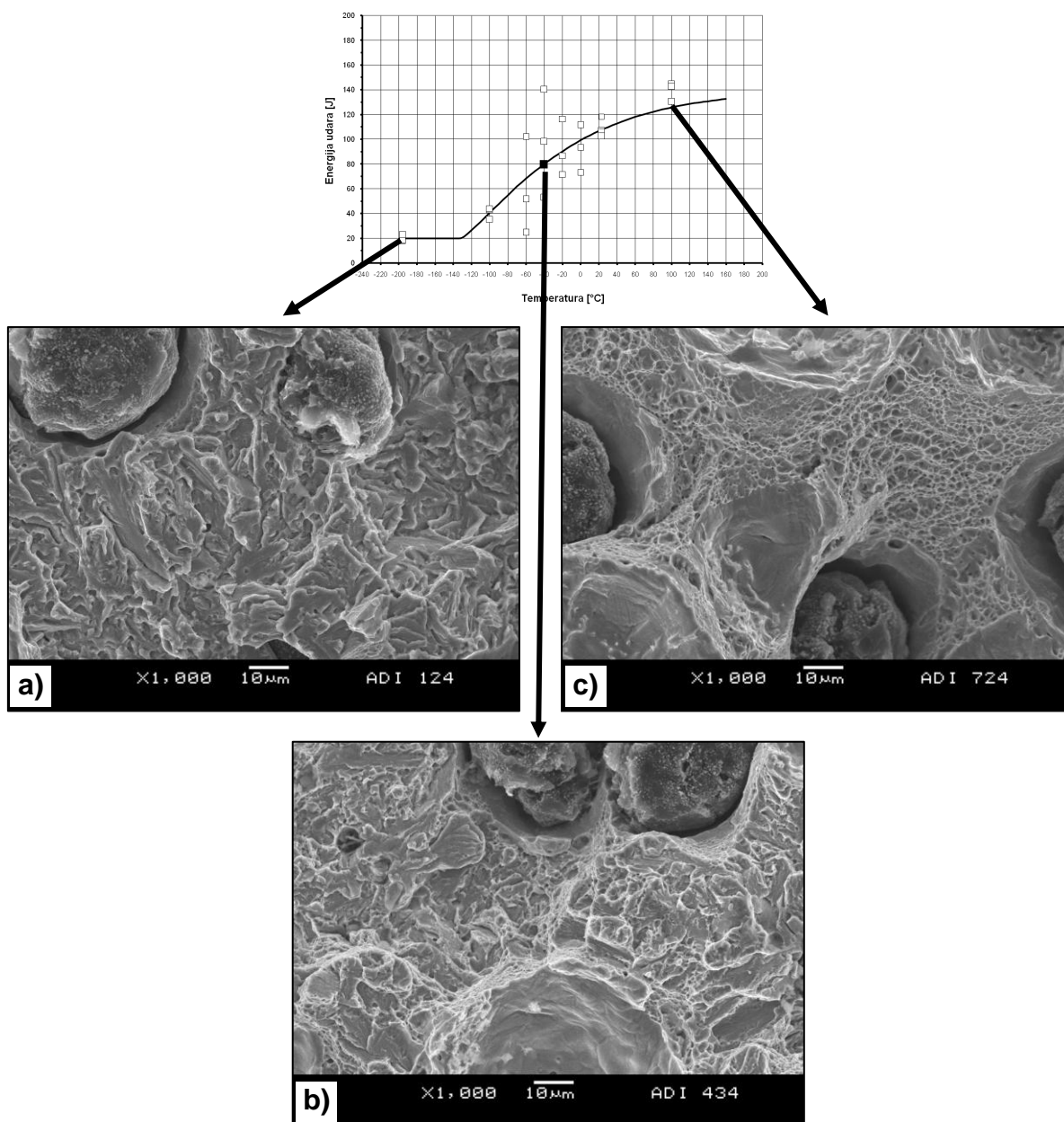
ADI materijal izotermno transformisan na 350°C u trajanju od 1 sata - ADI 350°C/1h

Površine preloma ADI 350°C/1h materijala u temperaturnom intervalu od -196 do +100°C prikazane su makroskopski na slici 3.69 i mikroskopski na slici 3.70.

Makroskopski izgled površina preloma je sličan, ujednačene sive boje i uz pojavu manje ili više izraženih strelastih šara u smeru prostiranja loma, slika 3.69. Pored toga, uočeno je da su epruvete na mestu udara klatna proširene, dok su u zateznoj zoni, gde se inicira prslina, sužene. Deformacija preseka epruveta je više izražena na temperaturi gornjeg praga (+100°C) i smanjuje se sa snižavanjem temperature ispitivanja. Na temperaturama od -100°C i nižim, presek je nepromenjen.



Slika 3.69 Ilustracija makroskopskog izgleda površina preloma u temperaturnom intervalu od -196 do +100°C ADI materijala izotermno transformisanog na 350°C u trajanju od 1 sata (ADI 350°C/1h)

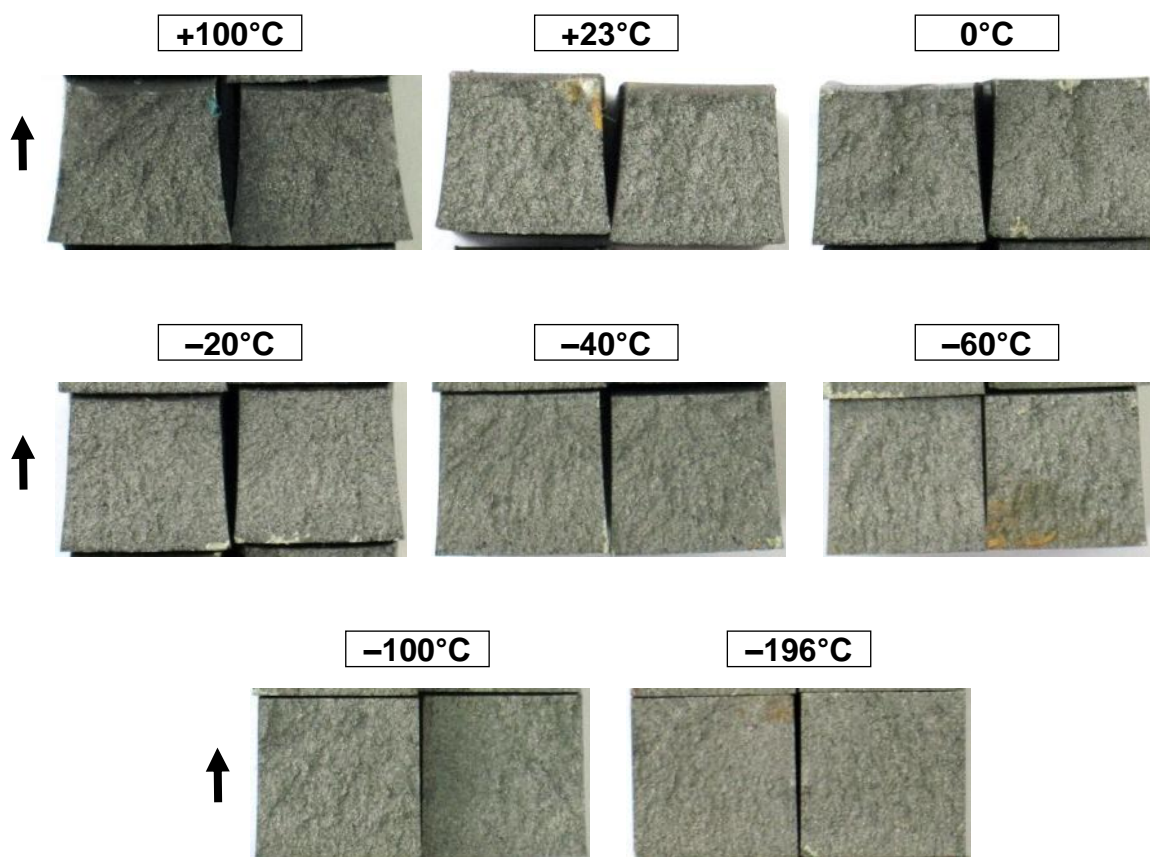


Slika 3.70 Morfologija loma ADI materijala izotermno transformisanog na 350°C u trajanju od 1 sata (ADI 350°C/1h):
 a) Donji prag (-196°C); b) Prelazna oblast (-40°C); c) Gornji prag (+100°C)

ADI materijal izotermno transformisan na 400°C u trajanju od 1 sata - ADI 400°C/1h

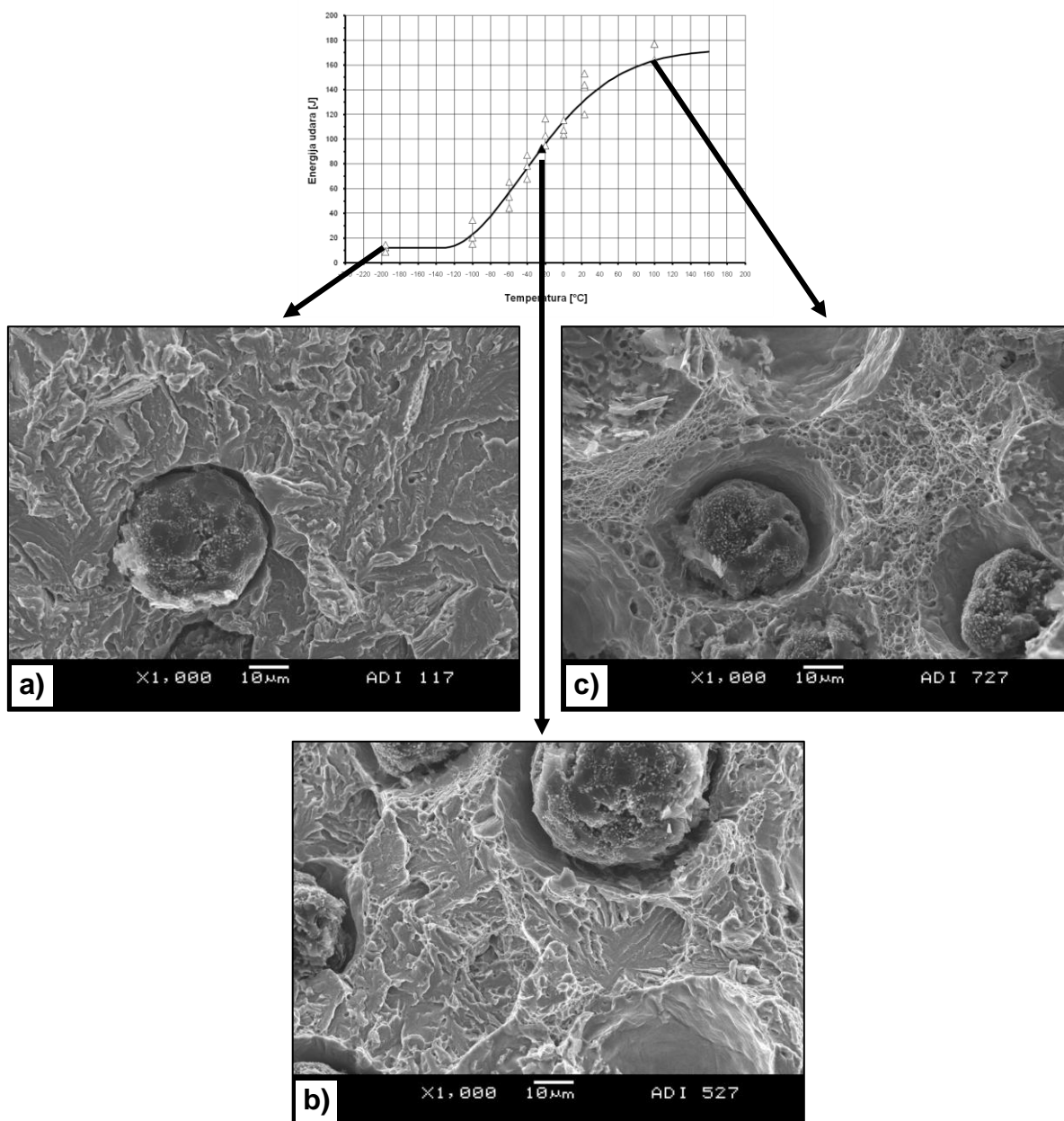
Makroskopski izgled prelomljenih Šarpijevih epruveta ADI materijala izotermno transformisanog na 400°C u trajanju od 1 sata u temperaturnom intervalu od -196 do +100°C dat je na slici 3.71, dok je mikroskopski izgled loma prikazan na slici 3.72.

Kao i u prethodnim slučajevima, makroskopski izgled površine preloma ADI 400°C/1h u celom temperaturnom intervalu ispitivanja ima ujednačenu sivu boju sa strelastim šarama u pravcu prostiranja loma, slika 3.71. Međutim, u odnosu na niže temperature izotermne transformacije, na 400°C površine preloma su zrnatije. Pored toga, na višim temperaturama ispitivanja javlja se deformacija epruvete (kontrakcija suprotno od mesta udara i širenje na mestu udara) koja se smanjuje sa snižavanjem temperature ispitivanja. Za vrednosti manje od -60°C presek zadržava početni oblik.



Slika 3.71 Ilustracija makroskopskog izgleda površina preloma u temperaturnom intervalu od -196 do +100°C ADI materijala izotermno transformisanog na 400°C u trajanju od 1 sata (ADI 400°C/1h)

Morfologija loma posmatrana mikroskopski na SEM-u ADI 400°C/1h, prikazana je na slici 3.72. Morfologija loma zavisi od temperature ispitivanja i na donjem pragu (-196°C) je potpuno krta, nastala mehanizmom kvazi-cepanja (slika 3.72a); u prelaznoj oblasti (-20°C) lom je mešoviti, sastavljen od podjednakih delova krtog i duktilnog loma (slika 3.72b); dok je na gornjem pragu ($+100^{\circ}\text{C}$) lom potpuno duktilan (slika 3.72c).

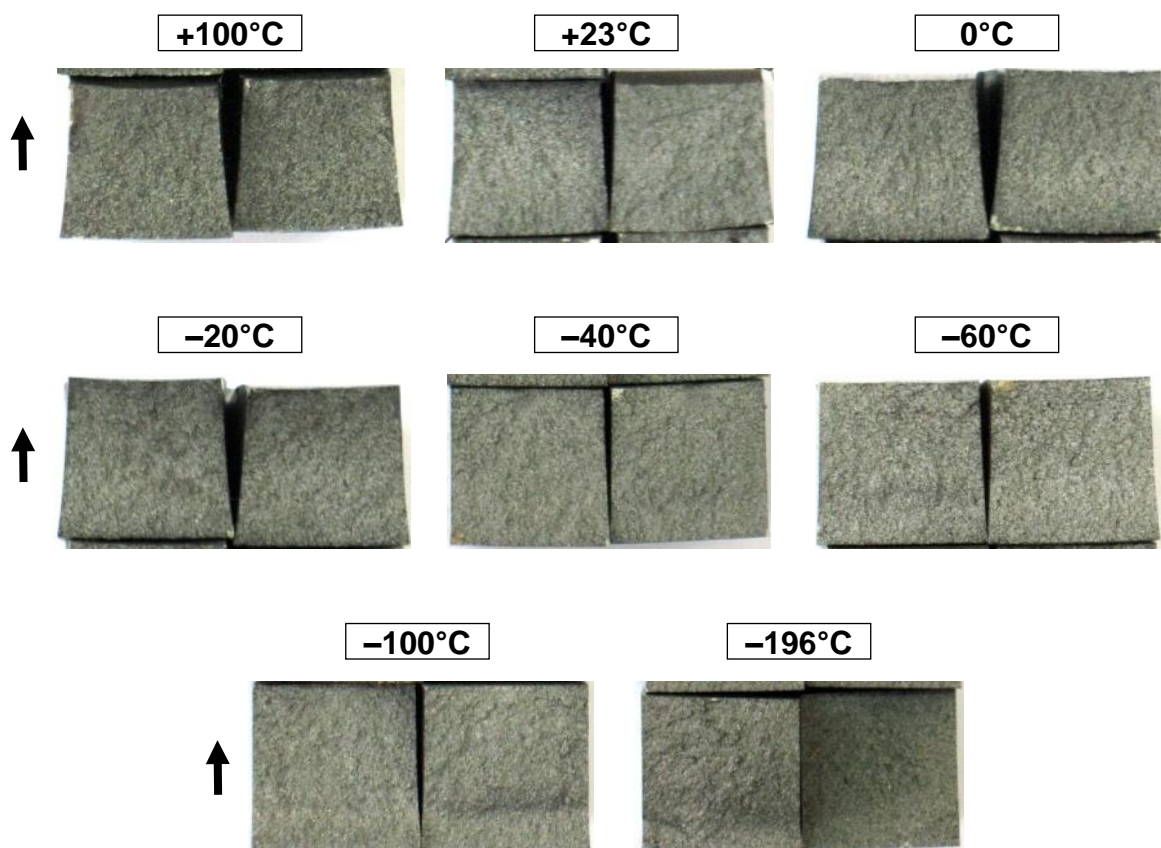


Slika 3.72 Morfologija loma ADI materijala izotermno transformisanog na 400°C u trajanju od 1 sata (ADI $400^{\circ}\text{C}/1\text{h}$):
a) Donji prag (-196°C); b) Prelazna oblast (-20°C); c) Gornji prag ($+100^{\circ}\text{C}$)

ADI materijal izotermno transformisan na 350°C u trajanju od 3 sata - ADI 350°C/3h

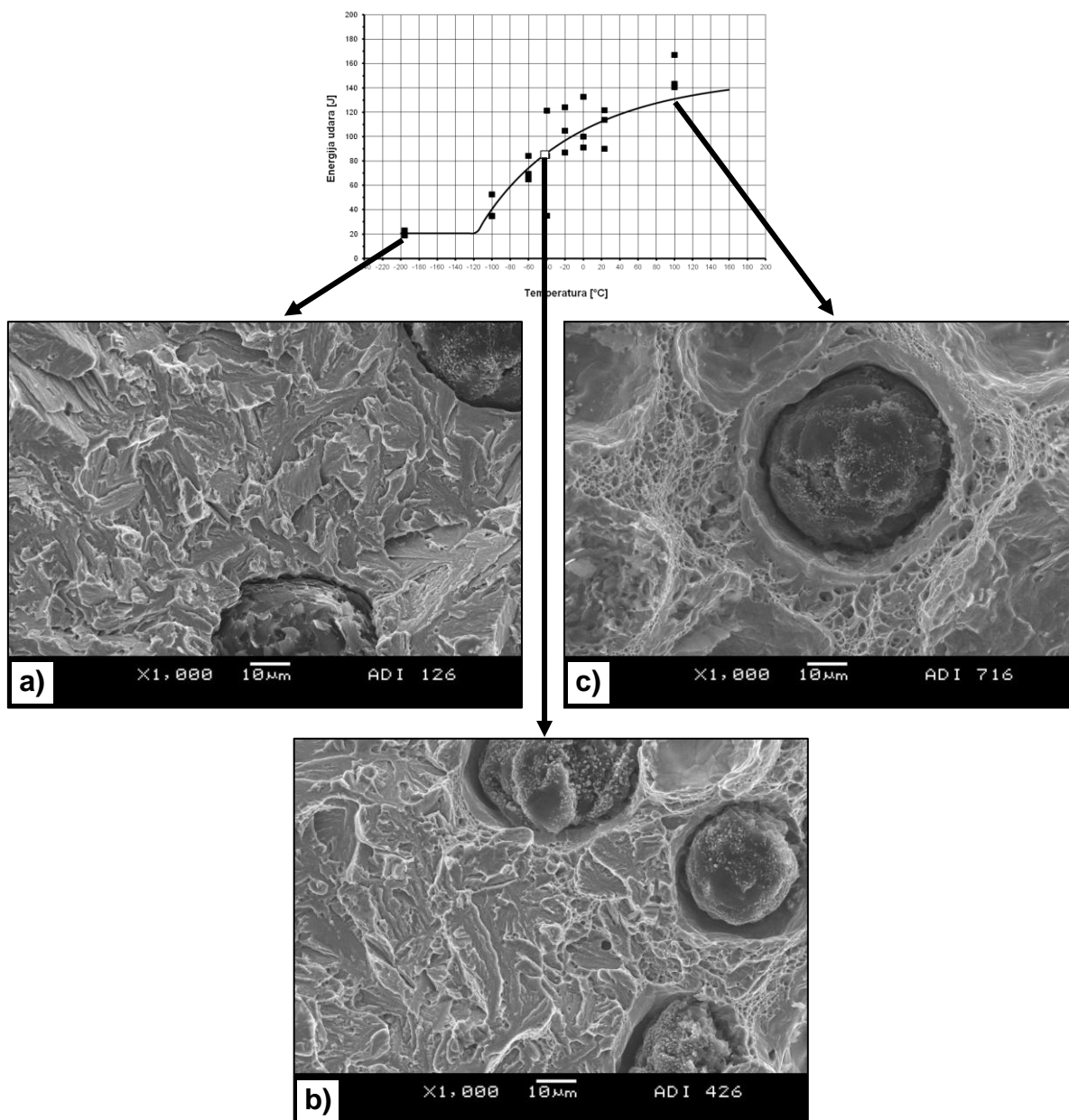
Morfologija loma ADI materijala izotermno transformisanog na 350°C u trajanju od 3 sata u temperaturnom intervalu od -196 do +100°C prikazana je makroskopski na slici 3.73 i mikroskopski na slici 3.74.

Makroskopski izgled površina preloma kod materijala ADI 350°C/3h sličan je morfologiji uočenoj kod materijala transformisanog u trajanju od 1 sat na istoj temperaturi (ADI 350°C/1h). Površine su sive boje, sa strelastim šarama u smeru prostiranja loma, i kontrakcijom preseka u zateznoj zoni Šarpijeve epruvete gde se inicira prslina, slika 3.73. Međutim, zrnatost mikrostrukture je izraženija u odnosu na ADI 350°C/1h. Deformacija preseka epruveta je najviše izražena na temperaturi gornjeg praga (+100°C) i smanjuje se sa sniženjem temperature ispitivanja, pri čemu na temperaturama od -100°C i nižim, presek zadržava početni oblik.



Slika 3.73 Ilustracija makroskopskog izgleda površina preloma u temperaturnom intervalu od -196 do +100°C ADI materijala izotermno transformisanog na 350°C u trajanju od 3 sata (ADI 350°C/3h)

Mikroskopski izgled površine loma u zavisnosti od temperature ispitivanja energije udara za ADI 350°C/3h prikazan je na slici 3.74. Kod ove serije uzoraka, morfologija loma se menja sa sniženjem temperature od potpuno duktilne sa karakterističnim jamicama (slika 3.74c); preko mešovite morfologije u prelaznoj oblasti (−40°C), sa podjednakim delovima krto i duktilnog loma (slika 3.74b); do potpuno krte na donjem pragu koja je nastala mehanizmom kvazi-cepanja (slika 3.74a).

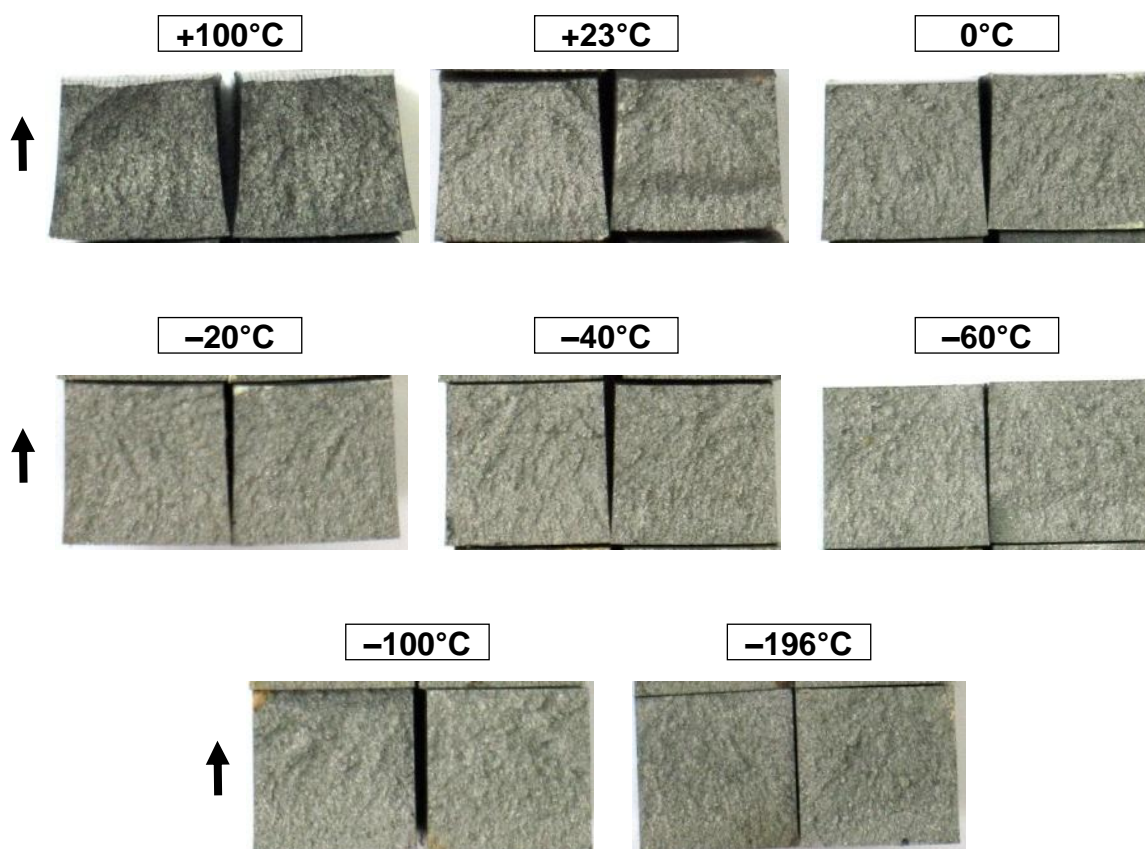


Slika 3.74 Morfologija loma ADI materijala izotermno transformisanog na 350°C u trajanju od 3 sata (ADI 350°C/3h):
 a) Donji prag (-196°C); b) Prelazna oblast (-40°C); c) Gornji prag (+100°C)

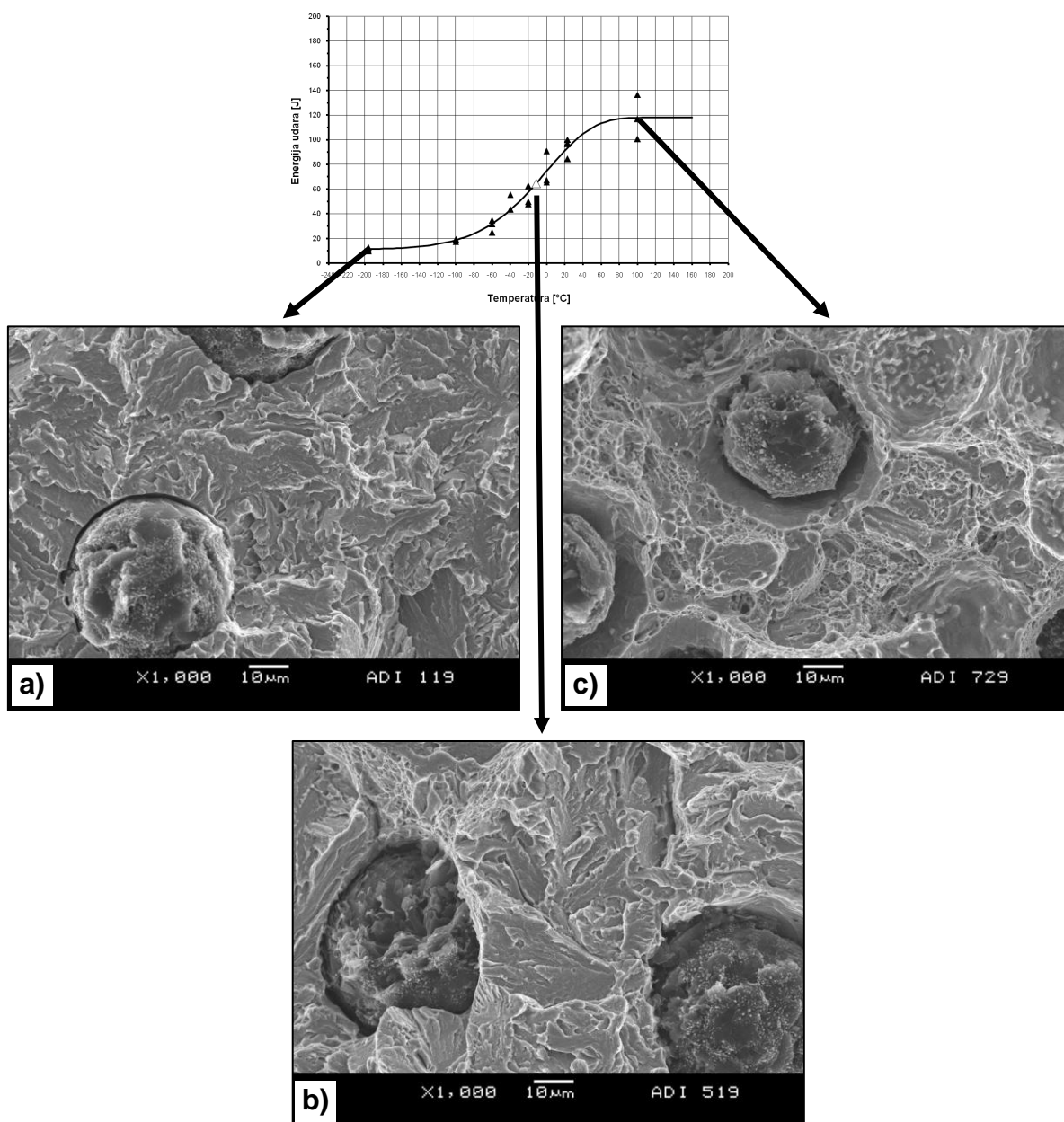
ADI materijal izotermno transformisan na 400°C u trajanju od 3 sata - ADI 400°C/3h

Za materijal ADI 400°C/3h, makroskopski izgled prelomljenih Šarpijevih epruveta u temperaturnom intervalu od -196 do +100°C dat je na slici 3.75, dok je mikroskopski izgled loma prikazan na slici 3.76.

Makroskopski izgled površine loma epruveta bez zareza ADI materijala izotermno transformisanog na 400°C u trajanju od 3 sata, takođe se odlikuje strelastim šarama u smeru prostiranja loma, slika 3.75. Međutim, deformacija površine preloma u zavisnosti od temperature ispitivanja je manje izražena. Epruvete zadržavaju početni presek već na temperaturama nižim od 0°C, što ukazuje na kruti karakter loma.



Slika 3.75 Ilustracija makroskopskog izgleda površina preloma u temperaturnom intervalu od -196 do +100°C ADI materijala izotermno transformisanog na 400°C u trajanju od 3 sata (ADI 400°C/3h)



Slika 3.76 Morfologija loma ADI materijala izotermno transformisanog na 400°C u trajanju od 3 sata (ADI 400°C/3h):
 a) Donji prag (-196°C); b) Prelazna oblast (-20°C); c) Gornji prag (+100°C)

3.4.6 Primena matematičkog modela zavisnosti energije udara od temperature i prelazna temperatura u slučaju pojave krtog i duktilnog loma kod feritnog nodularnog liva

Rezultati određivanja energije udara feritnog nodularnog liva (NL-F) u temperaturnom intervalu od -196 do $+100^{\circ}\text{C}$ (vidi tabelu 3.14), kao i na osnovu njih definisana kriva zavisnosti energije udara od temperature ispitivanja (vidi sliku 3.41) odstupaju od uočene morfologije loma (vidi sliku 3.64 i tabelu 3.34). Energije udara zadržavaju visoke vrednosti do -60°C (pri čemu je gornji prag definisan od $+100$ do -20°C), a naglo opadaju pri temperaturi od -100°C i dostižu donji prag na -196°C . Primenjeni matematički model zavisnosti energije udara od temperature je definisao prelaznu temperaturu $T_{0,5}$ pri -89.42°C . S druge strane, na površinama preloma se već od 0°C uočava pojava velikog udela krtog loma (slika 3.64 i tabela 3.34). Uočena morfologija loma sugeriše da je materijal već na oko 0°C postao krt i nije konzistentna sa rezultatima energije udara koji sugerišu da je materijal krt tek na temperaturama nižim od -89.42°C ($T_{0,5}$).

Iz tog razloga je primenjen matematički model opisan u tački 2.7.2, koji je definisan za energije udara, i za slučaj određivanja prelazne temperature na osnovu 50% udela krtog i duktilnog loma ($T_{50\%}$). Matematički model krive prelazne temperature je primenjen za dve varijante. U prvoj varijanti su korišteni podaci o udelu duktilnog loma na površini preloma, dati u tabeli 3.34, dok su u drugoj varijanti ti podaci pretvoreni u normirane (skalirane) vrednosti energije udara. Normiranje (skaliranje) je izvršeno na taj način što 100% udelu duktilnog loma odgovara vrednost gornjeg praga $E_U=143.49$ J, a 0% udelu duktilnog loma (odnosno 100% krtog loma) odgovara vrednost donjeg praga $E_L=12.76$ J, dok su sve ostale vrednosti proporcionalne razlici između E_U i E_L . Vrednosti gornjeg i donjeg praga su određene na osnovu izmerenih energija udara (vidi tabele 3.20 i 3.21). Rezultati normiranja (skaliranja) udela duktilnog loma u vrednosti energije udara dati su u tabeli 3.35.

Rezultati statističke analize zavisnosti udela duktilnog loma od temperature ispitivanja za feritni nodularni liv (NL-F) dati su u tabeli 3.36, dok su parametri jednačine krive prelazne temperature, sama jednačina, kao i vrednost prelazne temperature $T_{50\%}$ dati u tabeli 3.37.

Tabela 3.35 Normirane (skalirane) vrednosti energije udara dobivena na osnovu udela duktilnog loma na površini preloma za feritni nodularni liv (NL-F)

Temperatura ispitivanja, [$^{\circ}\text{C}$]	Udeo duktilnog loma, [%]				Normirane (skalirane) vrednosti energije udara, [J]			
	A	B	C	D	A	B	C	D
-196	0.01	0.00	0.00	–	12.78	12.76	12.76	
-100	0.40	0.80	0.60	1.00	13.29	13.81	13.55	14.07
-60	15.01	12.11	13.72	12.76	32.38	28.60	30.69	29.44
-40	18.19	20.99	24.42	28.79	36.54	40.20	44.69	50.39
-20	31.37	27.01	27.86	48.98	53.77	48.07	49.18	76.80
0	59.38	43.62	69.72	–	90.39	69.78	103.91	
+23	92.88	97.54	98.99	–	134.18	140.27	142.17	
+100	99.99	100.00	100.00	–	143.48	143.49	143.49	

Tabela 3.36 Rezultati statističke obrade zavisnosti udela duktilnog loma od temperature ispitivanja za feritni nodularni liv (NL-F)

Oblast	Temp. ispitivanja T_i , [°C]	Srednja vrednost \overline{E}_i , [J]	Stand. devijacija s_i	Težinski koeficijent w_i	Norm. sr. vrednost E_i^n	Varijansa $V_i(E_i^n)$	Težinski koeficijent w_i
Donji prag	-196	0.003	0.00577	173.20508			
	-100	0.70	0.25820	3.87298			
Prelazna oblast	-60	13.40	1.25941	0.79402	0.13395	0.00004	391.13623
	-40	23.10	4.57094	0.21877	0.23095	0.00052	78.06801
	-20	33.81	10.29210	0.09716	0.33805	0.00265	28.15989
	0	57.57	13.14675	0.07606	0.57575	0.00576	22.96495
Gornji prag	+23	96.47	3.19221	0.31326			
	+100	99.997	0.00577	173.20508			

Tabela 3.37 Parametri jednačine zavisnosti udela duktilnog loma od temperature, sama jednačina i vrednosti prelazne temperature za udeo duktilnog i krtog loma od 50% kod feritnog nodularnog liva (NL-F)

Donji prag, E_L [%]	Varijansa, $V(E_L)$	Gornji prag, E_U [J]	Varijansa, $V(E_U)$	min SSE	T_0 [°C]	k	m
0.00380	0.00001	99.99666	0.00001	0.406834	-3060	8.7452×10^{-305}	87.2032
$E = 0.0038 + (99.99666 - 0.0038) \left\{ 1 - \exp \left[-8.7452 \cdot 10^{-305} (T - (-3060))^{87.2032} \right] \right\}$							
Udeo duktilnog loma, $E_{50\%}$ [%]				Prelazna temperatura, $T_{50\%}$ [°C]			
50				-5.42			

Rezultati statističke analize zavisnosti normirane (skalirane) vrednosti energije udara na osnovu udela duktilnog loma od temperature ispitivanja za feritni nodularni liv (NL-F) dati su u tabeli 3.38, dok su parametri jednačine krive prelazne temperature, sama jednačina, kao i vrednost prelazne temperature $T_{0.5}$ dati u tabeli 3.39. Iz datih tabela, može se uočiti da ako se matematički model primeni za normirane (skalirane) vrednosti energije udara dobijaju se iste vrednosti T_0 , k i m parametara koji definišu izgled jednačine krive prelazne temperature (nagib i simetričnost) kao i u slučaju definisanja prelazne temperature na osnovu udela duktilnog loma. Ovo ukazuje da je izvršeno normiranje (skaliranje) vrednosti energija udara odgovarajuće i nije uticalo na statističku analizu rezultata. Razlika u jednačinama je u vrednostima gornjeg i donjeg praga, gde u prvom slučaju (tabela 3.37) su vrednosti udela duktilnog loma od 100 i 0%, dok kod normirane (skalirane) vrednosti energije udara (tabela 3.39) vrednosti gornjeg i donjeg praga odgovaraju normiranim vrednostima od 143.49 J (100% duktilni lom) i 12.76 J (0% duktilnog loma) određenim na osnovu izmerenih energija udara (vidi tabele 3.14, 3.20 i 3.21).

Tabela 3.38 Rezultati statističke obrade zavisnosti normirane (skalirane) vrednosti energije udara od temperature ispitivanja za feritni nodularni liv (NL-F)

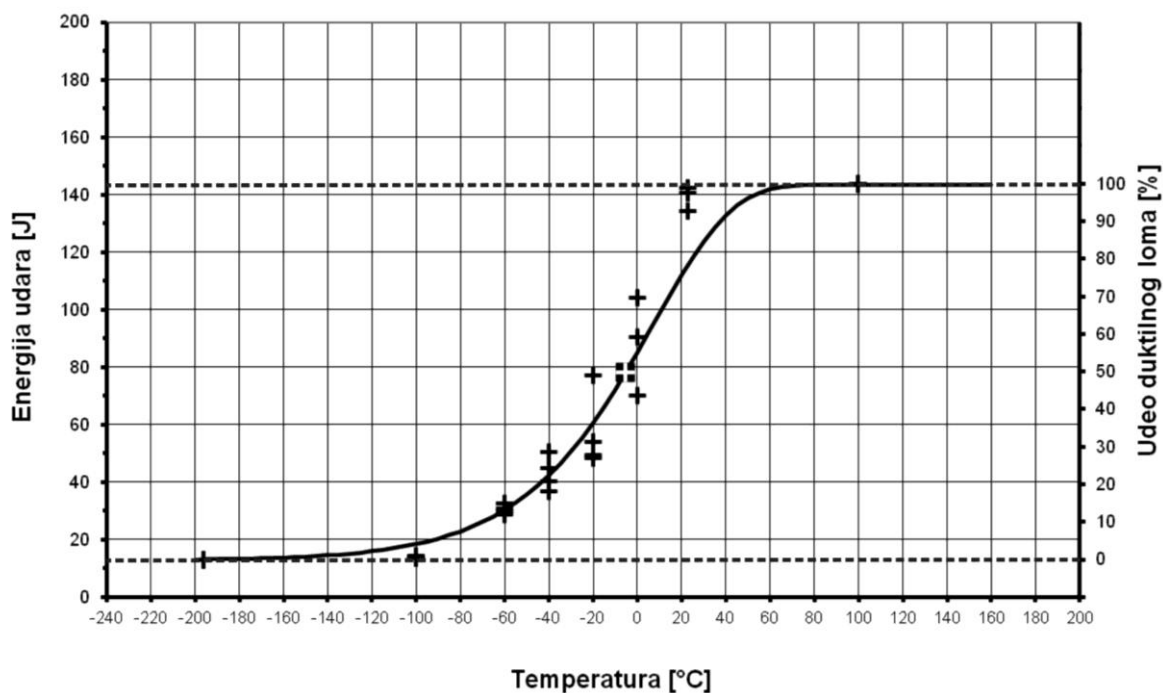
Oblast	Temp. ispitivanja T_i , [°C]	Srednja vrednost \overline{E}_i , [J]	Stand. devijacija s_i	Težinski koeficijent w_i	Norm. sr. vrednost E_i^n	Varijansa $V_i(E_i^n)$	Težinski koeficijent w_i
Donji prag	-196	12.768	0.00755	132.49602			
	-100	13.68	0.33753	2.96270			
Prelazna oblast	-60	30.28	1.64636	0.60740	0.13395	0.00004	391.13623
	-40	42.96	5.97535	0.16735	0.23095	0.00052	78.06801
	-20	56.96	13.45432	0.07433	0.33805	0.00265	28.15989
	0	88.03	17.18606	0.05819	0.57575	0.00576	22.96495
Gornji prag	+23	138.87	4.17301	0.23963			
	+100	143.484	0.00755	132.49602			

Tabela 3.39 Parametri jednačine zavisnosti normirane (skalirane) vrednosti energije udara od temperature, sama jednačina i vrednosti prelazne temperature kod feritnog nodularnog liva (NL-F)

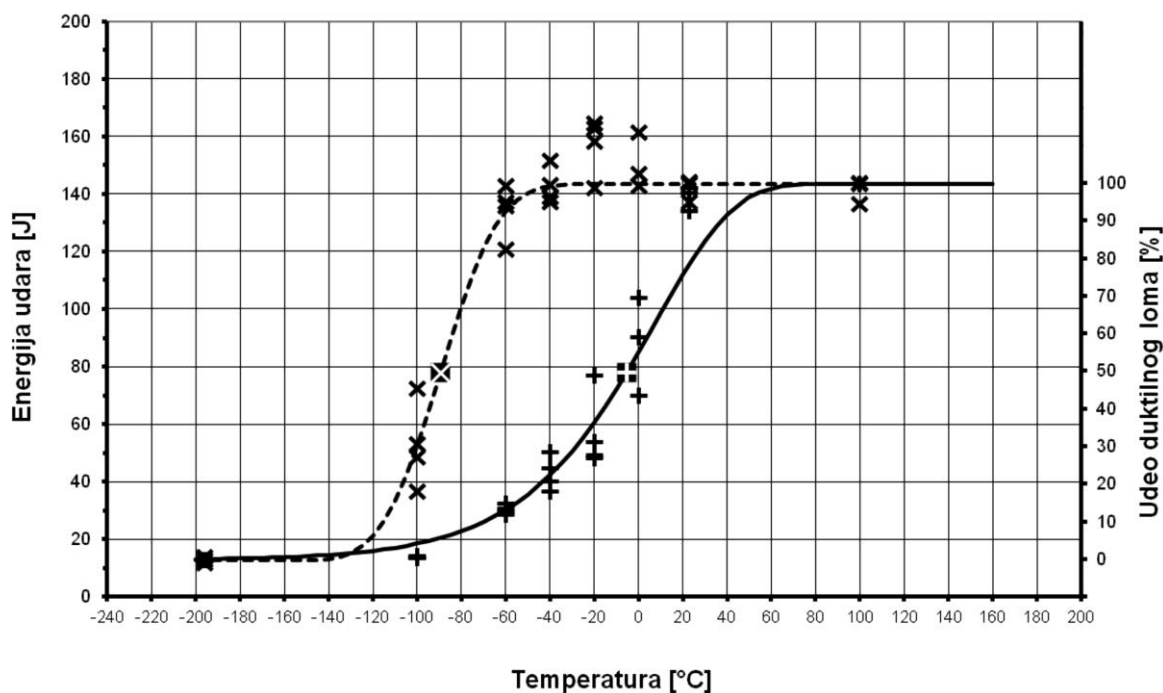
Donji prag, E_L [%]	Varijansa, $V(E_L)$	Gornji prag, E_U [J]	Varijansa, $V(E_U)$	min SSE	T_0 [°C]	k	m
12.76	0.00002	143.49	0.00002	0.406834	-3060	8.7452×10^{-305}	87.2032
$E = 12.76 + (143.49 - 12.76) \left\{ 1 - \exp \left[-8.7452 \cdot 10^{-305} (T - (-3060))^{87.2032} \right] \right\}$							
Prelazna energija, $E_{0.5}$ [J]				Prelazna temperatura, $T_{0.5N}$ [°C]			
78.13				-5.42			

Na osnovu definisanih parametara jednačine prelazne temperature datih u tabelama 3.37 i 3.39, izgled krive zavisnosti udela duktilnog loma, odnosno normirane (skalirane) energije udara od temperature ispitivanja za feritni nodularni liv (NL-F) dat je na slici 3.77.

Uporedni prikaz krive zavisnosti izmerene energije udara od temperature ispitivanja i krive zavisnosti udela duktilnog loma, odnosno normirane (skalirane) energije udara od temperature ispitivanja za feritni nodularni liv (NL-F) dat je na slici 3.78. Ako se uporedi izgled krivih, kao i vrednosti prelazne temperature može se uočiti značajna razlika između izmerenih vrednosti energije udara i morfologije loma. Izmerene energije udara na Šarpijevim epruvetama bez zarezata zadržavaju visoke vrednosti sve do -60°C , nakon čega dolazi do naglog pada energija i dostizanja donjeg praga. U ovom slučaju, prelazna temperatura $T_{0.5}$ se javlja pri -89.42°C . S druge strane, prelazna temperatura definisana na osnovu 50% udela duktilnog i krtoeg loma ($T_{50\%}$) je određena za temperaturu od -5.42°C . Pored toga, u slučaju definisanja krive na osnovu udela loma, prelazna oblast je šira, a nagib krive je blaži.

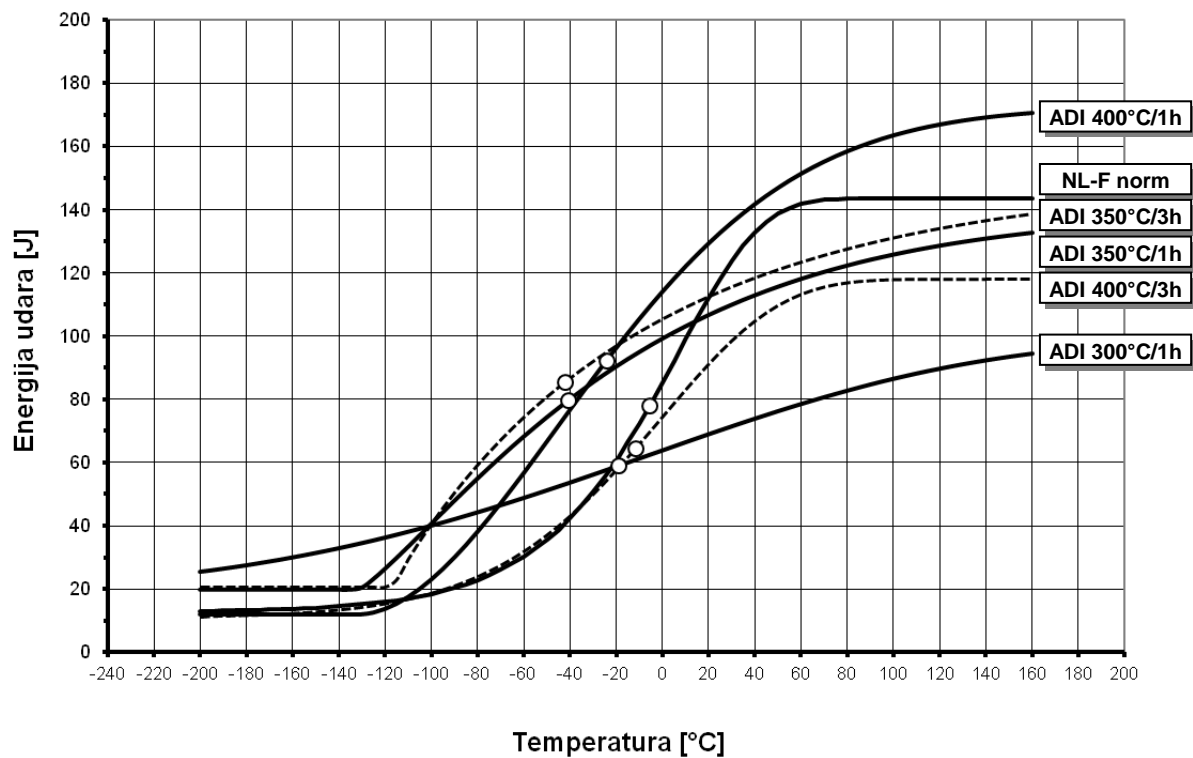


Slika 3.77 Kriva zavisnosti udela duktilnog loma i normirane (skalirane) energije udara od temperature ispitivanja za feritni nodularni liv (NL-F), (+- izmerene vrednosti udela duktilnog loma i normirane energije udara, ■ - prelazna temperatura $T_{50\%} = T_{0.5N}$)



Slika 3.78 Krive zavisnosti energije udara, udela duktilnog loma i normirane (skalirane) energije udara od temperature ispitivanja za feritni nodularni liv (NL-F), (x - izmerene vrednosti energije udara, x - prelazna temperatura $T_{0.5}$, +- izmerene vrednosti udela duktilnog loma i normirane energije udara, ■ - prelazna temperatura $T_{50\%} = T_{0.5N}$)

Završno upoređenje krive zavisnosti udela duktilnog loma, odnosno normirane (skalirane) energije udara od temperature ispitivanja za feritni nodularni liv (NL-F) i krivih prelazne temperature ADI materijala dato je na slici 3.79.



Slika 3.79 Krive zavisnosti energije udara od temperature ispitivanja
(○ - prelazna temperatura $T_{0.5}$; NL-F norm - normirane energije udara na osnovu udela duktilnog loma feritnog NL)

4. DISKUSIJA

4.1 Osobine i karakteristike polaznog nodularnog liva

4.1.1 Hemijski sastav i mikrostruktura polaznog nodularnog liva

Hemijski sastav polaznog nodularnog liva odgovara preporučenim vrednostima datim u standardu ASTM A897M-06 (vidi tabelu 1.1) i u suštini odgovara hemijskom sastavu nelegiranog nodularnog liva.

Poznato je da se legirajući elementi dodaju nodularnom livu kako bi se povećala prokaljivost i omogućila izotermna transformacija odlivaka većih dimenzija, kao i zbog poboljšanja mehaničkih osobina [49, 50, 54]. Međutim, legirajući elementi segregiraju u metalnoj osnovi i na taj način lokalno menjaju hemijski sastav [53, 55-59]. Segregacija otežava pravilan izbor parametara austemperovanja i usložnjava analizu ponašanja materijala.

Iz tog razloga, izborom nelegiranog polaznog materijala omogućuje se jasnije određivanje uticaja mikrostrukture na prelaznu temperaturu ADI materijala.

Mikrostruktura nodularnog liva se sastoji iz grafitnih nodula i metalne osnove, a formira se u zavisnosti od hemijskog sastava i uslova livenja [3, 25, 26].

U slučaju nelegiranog polaznog nodularnog liva u ovom radu, dobijena je pretežno feritna metalna osnova sa manje od 10% perlita, slika 3.1b i c. Pretežno feritna metalna osnova je nastala usled niskog sadržaja Mn, i odsustva elemenata koji olakšavaju nastanak perlita, kao što su Cu, Sn, ili visok sadržaj Mn i Ni [25, 26]. Mikrostruktura polazne metalne osnove nema uticaja na osobine ADI materijala, ali utiče na proces austenitizacije [40, 61]. Feritnu mikrostrukturu je potrebno duže austenitizovati kako bi se ravnomerno obogatila ugljenikom [40]. Međutim, metalna osnova zajedno sa količinom, oblikom i rasporedom grafitnih nodula direktno utiče na mehaničke osobine polaznog nodularnog liva. Pretežno feritni nodularni livovi poseduju nižu čvrstoću, ali veću duktilnost (izduženje i energiju udara).

S druge strane, morfologija grafita ima veliki uticaj na mehaničke osobine nodularnog liva, ali i na osobine ADI materijala. Pored toga, broj nodula utiče i na ravnomeran raspored legirajućih elemenata, a time i na proces austemperovanja.

Kod svih ispitanih uzoraka, grafitne nodule su ravnomerno raspoređene u osnovi i imaju sledeće karakteristike: prosečni udeo grafita u zapremini od $10.9 \pm 0.96\%$, stepen sferoidizacije

nodula preko 90%, gustina nodula od 150 do 200 nodula/mm² i veličina nodula od 25 do 30 μm, slika 3.1a. Step en sferoidizacije od preko 90% nema negativnih uticaja na mehaničke osobine nodularnog liva ili ADI materijala i veći je od minimalno preporučene vrednosti date u standardima za nodularni liv EN 1563:2011 (>80%) i u standardima za ADI materijal ASTM A879M-06 (>80%) i ISO 17804:2005 (>90%). Gustina nodula, njihova veličina, kao i udeo grafita u zapremini su međusobno zavisne veličine i takođe utiču na mehaničke osobine nodularnog liva i kasnije ADI materijala. Smatra se da gustina nodula veća od 100 nodula/mm², koja je prisutna u polaznom nodularnom livu, omogućuje postizanje ravnomerne mikrostrukture i snižava neujednačenu distribuciju hemijskih elemenata, odnosno u slučaju nelegiranog nodularnog liva, distribuciju Si i Mn [25, 40, 61].

Na osnovu navedenog može se konstatovati da je polazni nodularni liv; nelegiran sa mikrostrukturom koja ne utiče negativno na mehaničke osobine ili dalji proces austemperovanja, i da je komparativan sa nodularnim livovima koji se uobičajeno koriste u praksi.

4.1.2 Mehaničke karakteristike i morfologija loma polaznog nodularnog liva

Na osnovu rezultata mehaničkih ispitivanja, datih u tabelama od 3.2 do 3.4, polazni nodularni liv se u skladu sa standardom SRPS EN 1563:2013 klasifikuje kao EN-GJS-450-10, ali uz povećanu vrednost izduženja od 22.2±1.1%. Mehaničke osobine polaznog nodularnog liva su prvenstveno posledica pretežno feritne mikrostrukture (sa manje od 10% perlita). Feritna osnova uzrokuje nisku čvrstoću i tvrdoću, ali sa druge strane i visoku duktilnost (visoko izduženje i energiju udara) [25, 40]. Prisutna količina perlita (<10%) nije dovoljna da u većoj meri ojača polazni nodularni liv.

Mešovito ponašanje materijala prilikom ispitivanja energije udara vidljivo je na dijagramima zavisnosti sile od vremena ispitivanja (slika 3.2), gde su uočene sile početka nestabilnog rasta prsline (P_F) i zaustavljanja brzog rasta prsline (P_A) [192, 193]. Usled ispitivanja energije udara na epruvetama bez zareza, energija nastanka prsline je za 3 puta veća od energije potrebne za rast prsline. U uslovima gde nema koncentracije napona na vrhu zareza energija nastanka prsline se prvenstveno troši na deformaciju epruvete i inicijaciju prsline. Ovakav utrošak energija je vidljiv i na makroskopskom izgledu prelomljenih epruveta (slika 3.3), gde se javlja velika kontrakcija preseka na strani suprotnoj od mesta udara. Međutim, usled prisustva perlita materijal nije u potpunosti duktilan već se na površini preloma javlja i 22.5±16.1% krtog loma, slike 3.4 i 3.5. Pored toga, krtom karakteru loma verovatno doprinosi i velika brzina deformacije (koja se javlja kod Šarpijevog klatna) usled koje kod epruveta bez zareza dolazi do ojačavanja materijala sa zapreminski centriranom kubnom strukturom (ferit) [189, 195, 210, 211].

4.2 Osobine i karakteristike feritnog nodularnog liva

Kako bi se analizirao uticaj ausferitnog ferita u ausferitnoj mikrostrukturi ADI materijala na ponašanje pri ispitivanju energije udara na sniženim temperaturama izvršena je feritizacija polaznog nodularnog liva.

4.2.1 Mikrostruktura feritnog nodularnog liva

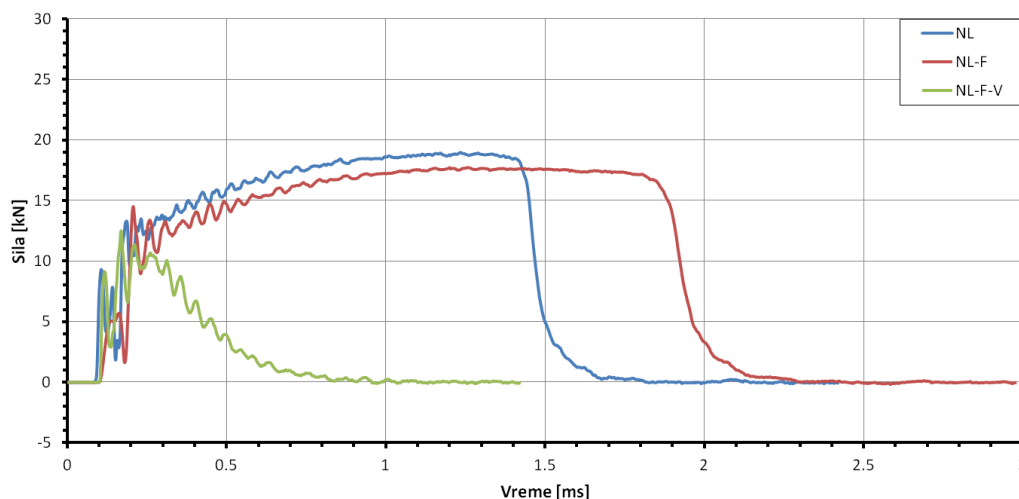
Sporim hlađenjem u kritičnoj oblasti od 760 do 640°C, nakon austenitizacije na 900°C/2h, obezbeđeno je rastvaranje perlita i dobijena je potpuno feritna mikrostruktura nodularnog liva, slika 3.6. Tokom feritizacije, usled rastvaranja cementita i dalje difuzije ugljenikovih atoma, dolazi do laganog povećanja količine grafita u mikrostrukturi sa $10.9 \pm 0.96\%$ kod polaznog nodularnog liva na $12.48 \pm 1.25\%$. Pored toga, u mikrostrukturi se zadržava i veoma mala količina koaguliranih karbida u vidu gnezda ($0.43 \pm 0.24\%$), slika 3.6c. Blago povećanje veličine nodula kao i zanemarljiva količina koaguliranih karbida ne utiču na rezultate i ponašanje feritnog nodularnog liva pri daljim mehaničkim ispitivanjima.

4.2.2 Mehaničke karakteristike i morfologija loma feritnog nodularnog liva

Usled potpuno feritne mikrostrukture feritnog nodularnog liva (NL-F), odnosno odsustva perlita, dolazi do porasta duktilnosti materijala, a smanjenja čvrstoće i tvrdoće (tabele 3.5 do 3.8) [25, 40]. U skladu sa standardom SRPS EN 1563:2013 feritni nodularni liv najpribližnije odgovara klasi EN-GJS-400-18, ali sa većom vrednošću izduženja od $27.8 \pm 2.5\%$.

Odsustvo perlita pozitivno utiče i na energiju potrebnu za rast prsline, gde je njena vrednost približno 2 puta veća u odnosu na polazni nodularni liv, tabela 3.7. Međutim, energija za nastanak prsline je približno ista, što sugeriše da perlit ne učestvuje u iniciranju prsline na površini uzorka. Pozitivan efekat odsustva perlita vidljiv je i u morfologiji loma koja je skoro potpuno duktilna sa malim udelom krtog loma (srednja vrednost $3.5 \pm 3.2\%$), slika 3.9 i 3.10. Krti lom je verovatno posledica nagomilavanja dislokacija u feritnoj mikrostrukturi izazvanoj brzom plastičnom deformacijom u uslovima kada nije prisutna koncentracija napona u vidu zareza na Šarpijevoj epruveti [189, 195, 210, 211]. Ako se uporede udeli krtog loma kod NL i NL-F, 22.5 i 3.5%, respektivno, može se konstatovati da je uticaj perlita na stvaranje krtog loma više izražen nego ojačanje izazvano brzom plastičnom deformacijom. Ovo potvrđuju i rezultati ispitivanja energije udara na Šarpijevim epruvetama sa „V“ zarezom (tabela 3.8 i slike 3.8 i 3.9b), gde se usled prisutne koncentracije napona na vrhu zareza dobija potpuno duktilna morfologija loma, bez značajne deformacije epruveta, a energija za nastanak prsline je izrazito smanjena sa cca. 84 na 2.5 J. Takođe, u uslovima „V“ zareza, rast prsline je olakšan, odnosno energija rasta prsline je smanjena, a prslina celo vreme raste stabilno.

Uporedni prikaz karakterističnog ponašanja materijala pri ispitivanju energije udara za NL, NL-F, i NL-F epruveta sa „V“ zarezom, dat je na slici 4.1.



Slika 4.1 Uporedni prikaz karakterističnih zavisnosti sila-vreme za ispitivani nodularni liv:
 NL - polazni nodularni liv; NL-F - feritni nodularni liv - epruveta bez zarezaja;
 NL-F-V - feritni nodularni liv - epruveta sa „V“ zarezom

4.3 Osobine i karakteristike ADI materijala

Parametri austemperovanja su izabrani u opsegu koji je obezbedio dobijanje ADI materijala različitih morfologija mikrostrukture, kao i sa različitim zapreminskim udelom zadržanog austenita. Na taj način, proizvedene su različite klase ADI materijala željenih mehaničkih osobina.

Austenitizacija je izvršena na 900°C u trajanju od 2 sata, dok su parametri izotermne transformacije izabrani od donjeg do gornjeg područja temperatura (300, 350 i 400°C), u trajanju od 1, 2 i 3 sata.

4.3.1 Mikrostruktura ADI materijala

ADI 300°C/1÷3h

Mikrostruktura ADI materijala izotermno transformisanog na 300°C u trajanju od 1, 2 i 3h data je na slici 3.12 (površina nagrižena nitalom) i 3.13 (površina termički obojena), dok je udeo zadržanog austenita dat u tabeli 3.9.

Rezultati izotermne transformacije u donjem području, odnosno na temperaturi od 300°C, pokazuju da je mikrostruktura ausferitna sa iglicama ausferitnog ferita koje su veoma fine (tanke) i gusto pakovane, slika 3.12. Morfologija ausferita je uzrokovana niskom temperaturom izotermne transformacije što rezultuje većim podhladjenjem i manjim stepenom difuzije ugljenika. U takvim uslovima, stvaranje feritnih faze je termodinamički povoljnije u odnosu na rast za koji je potreban veći stepen difuzije ugljenika [98, 99, 103]. Intenzivno stvaranje feritnih klica, rezultuje finijom i gušćom morfologijom ausferitnog ferita sa velikim brojem izduženih i tankih iglica. Povećanje vremena izotermne transformacije, sa 1 do 3 sata, utiče na blago skraćenje iglica ausferitnog ferita. Promena morfologije ausferita sa

produženjem vremena transformacije je izazvana usled početka drugog stadijuma izotermne transformacije, tokom koga se zadržani austenit transformiše u smešu ferita i karbida [40, 49, 50]. Novonastali ravnotežni ferit uzrokuje vizuelnu promenu morfologije, povećanjem udela novih kraćih iglica ferita.

Prilikom termičkog bojenja (slika 3.13) zadržani austenit se prvenstveno boji tamno crveno, što sugeriše njegovu visoku obogaćenost ugljenikom. Pored stabilnog (ugljenikom visoko-obogaćenog) zadržanog austenita, u mikrostrukturi se nalazi i određena količina izotermno transformisanog (ugljenikom nisko-obogaćenog) metastabilnog zadržanog austenita. Sa povećanjem vremena izotermne transformacije, postepeno se u mikrostrukturi povećava i udeo metastabilnog zadržanog austenita. Do povećanja udela metastabilnog austenita, a smanjenja udela stabilnog zadržanog austenita, na temperaturi izotermne transformacije dolazi usled difuzionog procesa raspada [110-112]. Odnosno, dolazi do osiromašenja ugljenikom stabilnog zadržanog austenita i njegove postepene transformacije u termo-mehanički stabilniju smešu ferita i karbida.

Rezultati rengenostrukturnog ispitivanja ADI materijala (tabela 3.9 i slika 3.21), potvrđuju početak drugog stadijuma izotermne reakcije sa povećanjem vremena transformacije. Maksimalna količina zadržanog austenita kod ADI materijala transformisanog na 300°C je izmerena nakon 1 sata transformacije i iznosi 16%. Sa povećanjem vremena, količina zadržanog austenita opada do 13.6% pri transformaciji u trajanju od 3 sata. Smanjenje količine zadržanog austenita sa 1 na 3 sata je veće od 10% i u skladu sa definicijom datom od strane Elliott-a [80], prekoračen je optimalni opseg procesiranja.

Sadržaj ugljenika u zadržanom austenitu, takođe je najveći za transformaciju u trajanju od 1 sata ($C_\gamma=2.075\%$) i lagano opada sa povećanjem vremena. Visok sadržaj ugljenika u zadržanom austenitu posledica je brzog odvijanja ausferitne reakcije na nižim temperaturama i smanjene difuzije tokom prvog stadijuma izotermne reakcije, kao što je objašnjeno u radovima [88, 98, 99, 101, 103]. Ovo rezultuje ausferitnim feritom i zadržanim austenitom koji sadrže veće količine ugljenika [72, 100, 101, 104, 136, 161]. Prema sadržaju ugljenika u zadržanom austenitu, zadržani austenit na 300°C odgovara izotermno transformisanom (ugljenikom visoko-obogaćenom, $1.8\div 2.2\%C$), stabilnom zadržanom austenitu. Međutim, izmerene vrednosti u ovom radu predstavljaju srednju vrednost za sav zadržani austenit u mikrostrukturi. To se jasno vidi na slikama termički obojene mikrostrukture (slika 3.13) gde se uočava zadržani austenit različito obogaćen ugljenikom, prvenstveno visoko-obogaćeni i određena količina nisko-obogaćenog koja se povećava sa povećanjem vremena transformacije.

Zapreminski udeo austenitnog ugljenika, koji predstavlja zapreminski udeo austenitnog ugljenika u celokupnoj metalnoj osnovi, takođe opada sa povećanjem vremena transformacije sa 0.332 na 0.279%. Prema formuli za početno obogaćivanje austenita ugljenikom tokom austenitizacije [86, 136], koja glasi:

$$C_\gamma^o = (T_\gamma/420^\circ C) - 0.17Si\% - 0.95 \quad (4.1)$$

gde je:

C_{γ}^0 - početni sadržaj ugljenika u austenitu na temperaturi austenitizacije [mas %]

T_{γ} - temperatura austenitizacije [°C]

$Si\%$ - procenat silicijuma u nodularnom livu [mas. %]

austenit se na temperaturi austenitizacije od 900°C i za polazni nodularni liv (2.53%Si), obogatio se ugljenikom i dostigao vrednost od 0.76%C. Nakon izotermne transformacije, ugljenik se nalazi u zadržanom austenitu (zapreminski udeo austenitnog ugljenika za 1, 2 i 3h transformacije iznosi 0.332, 0.317, i 0.279%, respektivno), delom u prezasićenom feritu (cca. 0.2% [75]), a preostali deo se izdvaja u vidu karbida. Na osnovu raspodele ugljenika i opadanja vrednosti zapreminskog udela austenitnog ugljenika može se pretpostaviti da su karbidi nastali tokom prvog stadijuma izotermne transformacije, dok se tokom drugog stadijuma transformacije količina karbida povećava usled osiromašenja i raspada zadržanog austenita. Formiranje karbida na nižim temperaturama izotermne transformacije tokom prvog stadijuma transformacije javlja se unutar pločica ausferitnog ferita, a tokom drugog, dodatno i na međufaznoj granici ferit/austenit [76-78, 107, 108].

ADI 350°C/1÷3h

Mikrostruktura ADI materijala izotermno transformisanog na 350°C u trajanju od 1, 2 i 3h nakon nagrizanja nitalom i termičkog bojenja, data je na slici 3.14 i 3.15, respektivno. Količina zadržanog austenita, sadržaja ugljenika u zadržanom austenitu i zapreminski udeo austenitnog ugljenika u mikrostrukturi ADI materijala su navedeni u tabeli 3.9.

Mikrostruktura uzoraka izotermno transformisanih na temperaturi od 350°C (slika 3.14), je ausferitna sa iglicama ausferitnog ferita koje su šire i duže, i na većem rastojanju u odnosu na feritne iglice kod ADI-ja transformisanog na 300°C. Ukupnjavanje iglica ausferitnog ferita je uzrokovano porastom temperature transformacije, čime se usporava stvaranje novih iglica, a olakšava difuzija ugljenika i rast iglica, što je u skladu sa [98]. Pored toga, usporavanje brzine nastanka feritnih klica pogoduje i povećanju udela zadržanog austenita, što je vidljivo kroz povećanje udela svetlih područja između iglica ausferitnog ferita.

Svetla područja zadržanog austenita se nakon termičkog bojenja (slika 3.15) karakterišu crvenom bojom koja se javlja u slučaju stabilnog zadržanog austenita. Takođe, količina zadržanog stabilnog austenita je veća u odnosu na materijal transformisan na 300°C. Produženjem vremena transformacije povećava se i udeo svetlo plavih područja metastabilnog austenita usled produženog trajanja (3h) difuzije ugljenika, što dovodi do osiromašenja ugljenikom zadržanog austenita i početka transformacije u smešu ferita i karbida, tj. beinit [110-112].

Povećanje udela zadržanog austenita, uočeno metalografskim posmatranjem svetlosnim mikroskopom, potvrđeno je i rendgenostrukturnim ispitivanjem, tabela 3.9 i slika 3.21. Kod izotermne transformacije ADI materijala na 350°C, maksimalna vrednost zadržanog austenita je ostvarena nakon 2 sata i iznosi 27.8%. Kraće vreme transformacije (1 sat) nije omogućilo

dovoljno vreme za difuziju ugljenika, rast iglica ferita i dostizanje maksimalne vrednosti zadržanog austenita, dok je duže vreme (3 sata) omogućilo otpočinjanje drugog stadijuma transformacije i smanjenje maksimalnog sadržaja zadržanog austenita raspadom na ferit i karbide.

Povećanje temperature je povećalo količinu zadržanog austenita, međutim to dovodi do niže koncentracije ugljenika u zadržanom austenitu pošto je raspoloživa početna koncentracija ugljenika nakon austenitizacije ista za sve temperature izotermne transformacije i iznosi oko 0.76%. Sadržaj ugljenika u zadržanom austenitu je na 350°C za sva vremena izotermne transformacije oko 1.8% što odgovara izotermno transformisanom (ugljenikom visoko-obogaćenom, 1.8÷2.2%C), stabilnom zadržanom austenitu. Međutim, za 3 sata transformacije uočava se porast metastabilnog zadržanog austenita (svetlo plave boje), što sugeriše da dolazi do osiromašenja ugljenikom zadržanog austenita i početka transformacije u ferit i karbide.

Proizvod zapreminskog udela zadržanog austenita i sadržaja ugljenika u zadržanom austenitu, odnosno parametar zapreminskog udela austenitnog ugljenika u mikrostrukturi prati isti trend, kao i količina zadržanog austenita. Pri transformaciji u trajanju od 2 sata javlja se maksimum od 0.5%; pri 1 satu transformacije udeo je manji, jer prvi stadijum reakcija nije u potpunosti završen; dok pri 3 sata transformacije dolazi do pada udela usled izdvajanja karbida. Zbir udela austenitnog ugljenika u mikrostrukturi i ugljenika u ausferitnom feritu odgovara približno početnom sadržaju ugljenika na osnovu čega se može konstatovati da tokom prvog stadijuma izotermne transformacije nije došlo do značajnijeg izdvajanja karbida. Ova konstatacija je u skladu sa literaturom gde je izdvajanje karbida tokom prvog stadijuma transformacije prvenstveno uočeno na nižim temperaturama [76-78, 109, 110, 132].

ADI 400°C/1÷3h

Mikrostrukturne karakteristike ADI materijala izotermno transformisanog na 400°C u trajanju od 1, 2 i 3h date su na slikama 3.16, 3.17 i u tabeli 3.9.

Usled povećane temperature (400°C), dolazi do usporavanja procesa nastanka feritnih klica i povećanja difuzije ugljenika [86, 98, 99, 103]. Ovi uslovi pogoduju rastu feritnih pločica i nastanku pločaste morfologije ausferitnog ferita sa kratkim i širokim pločicama i poligonalnim područjima izdvojenog grubog („blocky“) zadržanog austenita, slika 3.16. Sa povećanjem vremena transformacije dolazi do raspada zadržanog austenita na ferit i karbide, odnosno na beinit, slika 3.16c.

Raspad zadržanog austenita na ferit i karbide, veoma se lako uočava i na termički obojenim uzorcima pri transformaciji u trajanju od 2 i 3 sata, slika 3.17. Raspad je izraženiji pri 3 sata, usled dužeg vremena i povišene temperature transformacije, što pogoduje difuziji ugljenika i izdvajanju karbida [110-112]. Pored nastanka ferita i karbida, dolazi i do osiromašenja ugljenikom zadržanog austenita, takođe usled izdvajanja karbida [75, 109, 137] i pretvaranja stabilnog zadržanog austenita u metastabilni (svetlo plave boje).

Najveća količina zadržanog austenita, u odnosu na sve ispitivane ADI materijale, je izmerena za ADI 400°C/1h, i iznosi 31.4%. Međutim, visoke temperature izotermne transformacije, zbog veće difuzije pogoduju i brzom početku drugog stadijuma reakcije, tako

da nakon 3 sata transformacije kod uzoraka ADI materijala transformisanih na 400°C dolazi do naglog pada zadržanog austenita na 24.1%.

Sadržaj ugljenika u zadržanom austenitu iznosi 1.641, 1.661 i 1.723% za transformaciju u trajanju od 1, 2 i 3 sata, respektivno. Ove vrednosti su snižene u odnosu na sadržaj ugljenika pri transformaciji na 300 i 350°C i uzrokovane su povećanom količinom zadržanog austenita u odnosu na niže temperature. Kako je količina raspoloživog ugljenika ograničena, a na višim temperaturama usled sporije nukleacije klica ausferitnog ferita i povećane difuzije nastaje više zadržanog austenita [88, 98, 99, 103], to je sadržaj ugljenika u zadržanom austenitu niži [101, 158]. Prema prosečnom sadržaju ugljenika u zadržanom austenitu, zadržani austenit pri transformaciji na 400°C odgovara metastabilnom zadržanom austenitu. Procenat ugljenika se povećava kod ADI 400°C/3h, jer se nisko-obogaćeni zadržani austenit transformisao u ferit i karbide (beinit). Preostali zadržani austenit je stabilniji i sadrži veći procenat ugljenika.

Uslovi za formiranje karbida tokom prvog stadijuma transformacije na višim temperaturama su otežani [76, 78, 108, 110, 132] usled čega je zapreminski udeo austenitnog ugljenika u celoj mikrostrukturi najviši za 1 i 2 sata transformacije. Pri 3 sata otpočeo je drugi stadijum transformacije i zadržani austenit se raspada na ferit i karbide. Nastanak karbida tokom drugog stadijuma uzrokuje smanjenje količine zadržanog austenita i smanjenje raspoloživog ugljenika. Usled toga, smanjuje se zapreminski udeo austenitnog ugljenika u mikrostrukturi, iako se povećava sadržaj ugljenika u preostalom zadržanom austenitu.

4.3.2 Mehaničke karakteristike ADI materijala

Zatezne karakteristike ADI materijala

Rezultati ispitivanja zateznih karakteristika (konvencionalnog napona tečenja - $R_{p0.2\%}$, zatezne čvrstoće - R_m i izduženja - A) dati su u tabeli 3.10, i dijagramski na slici 3.22.

Zatezna čvrstoća i konvencionalni napon tečenja se smanjuju sa povećanjem temperature izotermne transformacije, dok promena vremena u ispitivanom vremenskom intervalu od 1 do 3 sata transformacije nema značajniji uticaj. Kako čvrstoća ne pokazuje izrazitu zavisnost od vremena izotermne transformacije za dati opseg ispitivanja, može se konstatovati da presudan uticaj na čvrstoću ima morfologija ausferita, čiji izgled u optimalnom opsegu procesiranja, prema literaturnim podacima prvenstveno zavisi od temperature [49, 50, 55, 64, 76, 83, 119, 132, 133, 135]. Fino igličasta morfologija ausferita koja se javlja na nižim temperaturama izotermne transformacije (slika 3.12) daje višu čvrstoću, dok se više pločasta (grublja) morfologija dobijena na višim temperaturama transformacije (slika 3.16) odlikuje nižom zateznom čvrstoćom i naponom tečenja. Pored toga, manji uticaj na čvrstoću ima i količina zadržanog austenita, koja se menja i sa temperaturom, ali i sa vremenom izotermne transformacije (slika 3.21a), kao i pojava karbida koji izazivaju ojačavanje, ali i krtost materijala [67, 76-79].

Izduženje, za razliku od čvrstoće, zavisi i od temperature i od vremena izotermne transformacije. Odnosno, promena izduženje se može direktno povezati sa količinom zadržanog austenita u mikrostrukturi (slika 3.22c i slika 3.21a). Najveće vrednosti izduženja, za različite temperature izotermne transformacije odgovaraju slučajevima kada se u

mikrostrukturi, javlja visok sadržaj zadržanog austenita (ADI 300°C/1h, $V_\gamma=16\%$, $A=3.8\%$; ADI 350°C/2h, $V_\gamma=27.8\%$, $A=9.8\%$, ADI 400°C/1h, $V_\gamma=31.4\%$, $A=14.4\%$). Vrednosti izduženja unutar optimalnog opsega procesiranja imaju suprotan trend od čvrstoće, gde se pri manjoj čvrstoći javlja veće izduženje i obratno. To znači da se na nižim temperaturama izotermne transformacije dobija i niže izduženje, dok se u gornjem području transformacije dobijaju i više vrednosti izduženja. Negativan efekat na izduženje ima i pojava karbida tokom drugog stadijuma izotermne reakcije. Karbidi, posebno na graničnoj površini ferit/austenit, izazivaju krtost koja dodatno smanjuje izduženje u odnosu na pad količine zadržanog austenita [67, 76-79]. Treba napomenuti da su pad količine zadržanog austenita i pojava karbida tokom drugog stadijuma transformacije u vezi, jer karbidi prvenstveno nastaju raspadom zadržanog austenita na karbide i ferit, tj. beinit [40, 49, 50].

Istraživanja drugih autora [25, 26, 40, 55, 56, 64, 67, 92, 133, 152-154] podržavaju gore iznete konstatacije, a rezultati ostvareni u tim radovima su sličnog nivoa kao rezultati mehaničkih ispitivanja iznetih u ovom radu.

Najoptimalnije zatezne karakteristike sa stanovišta duktilnosti su ostvarene u slučaju visokog sadržaja zadržanog austenita i ausferitne mikrostrukture više pločaste morfologije, tj. za ADI 400°C/1h, gde su ostvarene vrednosti $R_m=1042$ MPa, $R_{p0.2\%}=757$ MPa i $A=14.4\%$; dok se najvišom čvrstoćom karakteriše ADI 300°C/1h sa finom igličastom ausferitnom mikrostrukturom i nižim sadržajem zadržanog austenita, $R_m=1513$ MPa, $R_{p0.2\%}=1359$ MPa i $A=3.8\%$.

Tvrdoća ADI materijala

Rezultati ispitivanja Vickersove tvrdoće HV30 za ADI materijale dati su u tabeli 3.11, dok je dijagramski prikaz zavisnosti tvrdoće od temperature i vremena izotermne transformacije dat na slici 3.23.

Na osnovu rezultata merenja može se uočiti da tvrdoća ADI materijala zavisi od temperature i u manjoj meri od vremena izotermne transformacije. Pri transformaciji u donjem području, gde se javlja fino igličasta ausferitna morfologija sa niskim sadržajem zadržanog ugljenika, dobijaju se visoke vrednosti tvrdoće; dok su u gornjem području transformacije, gde je prisutna više pločasta morfologija ausferita i viši sadržaj zadržanog austenita, izmerene niže vrednosti tvrdoće. Promena vrednosti tvrdoće je u skladu sa promenom ostalih mehaničkih osobina, gde materijali sa višom čvrstoćom poseduju i višu tvrdoću i obratno. Navedeno ponašanje je uočeno i u drugim radovima [25, 26, 40, 55, 56, 64, 67, 92, 153]. Pored toga, vrednosti tvrdoće mogu se povezati i sa prvim i drugim stadijumom izotermne transformacije. Ovo se ogleda u laganom smanjenju tvrdoće tokom prvog stadijuma izotermne transformacije, kada se smanjuje udeo netransformisanog zadržanog austenita i martenzita, i u minimalnom porastu tvrdoće sa početkom drugog stadijuma, kada se ausferitna mikrostruktura razlaže na ferit i karbide. Pojava veće količine karbida u strukturi izaziva porast tvrdoće [25, 55, 64, 67, 119, 152].

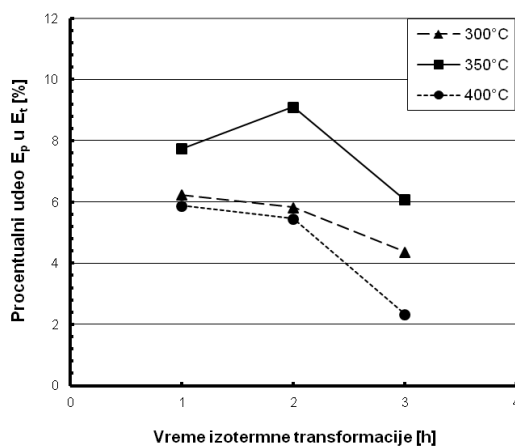
Energija udara ADI materijala

Rezultati ispitivanja energije udara na Šarpijevim epruvetama bez zareza dati su u tabeli 3.12, dok je dijagramski prikaz rezultata ispitivanja dat na slici 3.26a. Pored toga, izgled zavisnosti sile udara od vremena pri ispitivanju na instrumentiranom Šarpijevom klatnu dat je dijagramski na slici 3.24.

Energija udara na epruvetama bez zareza (slika 3.26a) je najmanja pri transformaciji na nižim temperaturama (300°C), dok sa porastom temperature i vrednost energije raste. Međutim, nakon maksimalne vrednosti na 400°C u trajanju od 1 sata dolazi do izrazitog pada energije udara pri transformaciji od 2 i 3 sata, i dobijaju se manje energija udara od izmerenih za isto vreme transformacije na 350°C.

Ovako ponašanje ADI materijala pri udarnom ispitivanju odgovara promeni zadržanog austenita (vidi sliku 3.21a) i pojavi karbida u mikrostrukтури. Odnosno, energija udara zavisi od parametra austemperovanja, jer se njima utiče na karakteristike mikrostrukture. U slučaju legiranih ADI materijala, dodatni uticaj je i hemijski sastav [40, 41, 49, 50, 52]. Međutim, kako je u ovom radu ispitivan nelegirani ADI materijal, uticaj hemijskih elemenata nije diskutovan, ni za jednu mehaničku ili mikrostrukturnu karakteristiku.

Glavni uticaj na energiju udara, kao što je opisano u literaturi [55, 64, 67, 92, 156], predstavlja količina zadržanog austenita. ADI materijal je duktilniji kada je u mikrostrukтури prisutna veća količina zadržanog austenita. Zavisnost između energije udara i količine zadržanog austenita je očigledna kada se uporede slika 3.26a za energiju udara i slika 3.21a za količinu zadržanog austenita. Međutim, Rao i Putatunda [158], kao i Aranzabal *et. al.* [133] su u svojim radovima uočili da na energiju udara i žilavost materijala utiče i morfologija ausferita. Iglíčasta morfologija ausferita pri istoj količini zadržanog austenita može uzrokovati dobijanje većih vrednosti energija udara u odnosu na više pločastu morfologiju [158]. Uticaj morfologije ausferita moguće je uočiti posmatranjem komponenti ukupne energije udara epruveta bez zareza, odnosno energije nastanka i rasta prsline (tabelu 3.12). Ovaj uticaj je prikazan preko dijagrama zavisnosti procentualnog udela energije rasta prsline (E_p) u ukupnoj energiji udara (E_t) u zavisnosti od temperature i vremena izotermne transformacije, slika 4.2.



Slika 4.2 Procentualni udeo energije rasta prsline (E_p) u ukupnoj energiji udara (E_t) u zavisnosti od temperature i vremena izotermne transformacije pri ispitivanju epruveta bez zareza

Sa slike 4.2 može da se uoči da je procentualni udeo energije za rast prslina nizak za malu vrednost zadržanog austenita, odnosno na 300°C. Sa porastom temperature izotermne transformacije na 350°C, tj. sa porastom količine zadržanog austenita, povećava se i udeo duktilne komponente energije udara (E_p). Međutim, na 400°C, pri najvećem sadržaju zadržanog austenita dolazi do pada procentualnog udela energije rasta prslina, odnosno olakšava se prostiranje prslina usled više pločaste morfologije ausferita. Najveći udeo energije potrebne za rast prslina od 9%, ostvaren je za ADI 350°C/2h koji poseduje visok sadržaj zadržanog austenita i igličastu morfologiju ausferita. U slučaju transformacije na 300°C, morfologija je izrazito fino igličasta, međutim njen pozitivan efekat nije dovoljan da nadomesti malu količinu zadržanog austenita. Prema istraživanjima Aranzabal *et. al.* [133], kao i Bayati-ja i Elliott-a [80], maksimalna duktilnost ADI materijala se ostvaruje pri cca. 25 % zadržanog austenita, što je u skladu sa rezultatima u ovom radu. Aranzabal *et. al.* [133] je pretpostavio da je ovo posledica transformacije usled opterećenja metastabilnog, ugljenikom nisko-obogaćenog, zadržanog austenita u martenzit (TRIP mehanizam) što dovodi do porasta krtosti materijala. TRIP mehanizam je intenzivnije izražen kod ADI materijala izotermno transformisanog na višim temperaturama (kao što je slučaj sa ADI 400°C), jer tada nastaje veća količina zadržanog austenita koji je manje obogaćen ugljenikom u odnosu na zadržani austenit nastao na nižim temperaturama transformacije.

Negativan efekat nastanka karbida tokom drugog stadijuma izotermne transformacije, kada se zadržani austenit raspada na ferit i karbide, izražen je za ADI materijale transformisane u trajanju od 3 sata na svim temperaturama, slika 3.26a i 4.2. Efekat je najmanji za ADI transformisan na 350°C, kod koga je pad zadržanog austenita najmanji i drugi stadijum tek započinje, a najviše izražen za ADI 400°C gde je u mikrostrukturi prisutan beinit. Uticaj karbida na povećanje krtosti i nagli pada energije udara opisan je i objašnjen u više radova [67, 76-78, 154-156].

Ponašanje izabranih karakterističnih ADI materijala pri ispitivanju energije udara na epruvetama sa „V“ zarezom je prikazano u tabeli 3.13 i na dijagramu 3.26b, dok su zavisnosti sile udara od vremena pri ispitivanju na instrumentiranom Šarpijevom klatnu dati na slici 3.25. I kod ispitivanja energije udara na epruvetama sa „V“ zarezom, količina zadržanog austenita i pojava karbida tokom drugog stadijuma izotermne transformacije predstavljaju najuticajnije faktore. Niže energije udara se ostvaruju kod materijala sa manjim sadržajem zadržanog austenita, odnosno transformisanim na nižim temperaturama, a više energije se dobijaju za veću količinu zadržanog austenita koja se dobija u gornjem području izotermne transformacije. Takođe, kao i kod epruveta bez zarez, pojava karbida kod ADI materijala izotermno transformisanog na 400°C u trajanju od 3 sata izaziva pad energije udara i krtost materijala. Nastanak i rast prslina u uslovima koncentracije „V“ zarez, isto zavisi od mikrostrukture materijala. Usled „V“ zarez nastanak prslina je olakšan i do loma dolazi u veoma kratkom vremenu bez izrazite deformacije epruvete. Zbog toga, nema uslova za nastanak martenzita TRIP mehanizmom (SITRAM) i materijal ADI 400°C/1h sa velikim sadržajem zadržanog austenita, zadržava visok udeo energije za rast prslina od 44%. S druge strane, kod materijala sa nižim sadržajem zadržanog austenita, prslina se lakše prostire, i procentualni udeo energije rasta prslina iznosi 24% kod oba preostala ADI materijala,

odnosno i za ADI 350°C/1h, i za ADI 300°C/1h. Isti nivo udela energije za rast prsline kod ADI 300°C/1h, koji poseduje manju količinu zadržanog austenita, verovatno se može pripisati izrazito fino igličastoj morfologiji ausferita za koju je navedeno da je otpornija prema lomu, odnosno ima višu duktilnost i žilavost [158]. Nastanak karbida nakon transformacije u trajanju od 3 sata kod ADI materijala izotermno transformisanog na 400°C izaziva pad svih komponenti energije udara usled pojave krtosti materijala, što je u saglasnosti sa radovima [67, 77, 156].

Standardizacija

Sa inženjerskog aspekta, osim potrebe za razumevanjem uticaja raznih faktora (hemijski sastav, grafit, parametri austemperovanja itd.) na promenu mehaničkih karakteristika, potrebno je odrediti i da li se dati početni materijal može uspešno transformisati u ADI materijal čije karakteristike odgovaraju standardom propisanim vrednostima [119]. Iz tog razloga, mehaničke osobine ADI materijala dobijenih i ispitivanih u ovom radu su klasifikovane u skladu sa standardima ASTM A897M-06, ISO 17804:2005 i SRPS EN 1564:2013. Kako su klase ADI materijala prema ISO 17804:2005 i SRPS EN 1564:2013 usaglašene (vidi tabele 1.6 i 1.7), to će se u daljoj diskusiji koristiti samo ISO oznake.

Iz klasifikovanja (tabela 4.1) može se uočiti da su svi primenjeni parametri austemperovanja proizveli odgovarajuće klase ADI materijala prema ASTM i ISO/EN standardima. Niži režimi austemperovanja proizvode klase ADI materijala više čvrstoće, dok se austemperovanjem na višim temperaturama dobijaju duktilne klase. Treba istaći da sve dobijene klase ADI materijala imaju višestruko veće vrednosti izduženja u odnosu na zahtevane prema standardima, što dodatno sugeriše pravilan izbor polaznog materijala i parametara austemperovanja i ističe visok kvalitet proizvedenih ADI materijala.

Tabela 4.1 Klasifikacija ADI materijala

Temp. izotermne transf.	Vreme izotermne transf.	R _m [MPa]	R _{p0.2%} [MPa]	A [%]	KO [J]	ASTM A897M-06	ISO 17804:2005 (SRPS EN 1564:2013)
300°C	1 h	1513	1395	3.8	67.95	1400/1100/02 (4)	JS/1400-1
	2 h	1504	1402	4.0	68.46	1400/1100/02 (4)	JS/1400-1
	3 h	1519	1366	3.9	62.31	1400/1100/02 (4)	JS/1400-1
350°C	1 h	1221	1071	8.2	108.34	1200/850/04 (3)	JS/1200-3
	2 h	1212	1076	9.8	111.09	1200/850/04 (3)	JS/1200-3
	3 h	1203	1088	9.4	108.59	1200/850/04 (3)	JS/1200-3
400°C	1 h	1042	757	14.4	139.80	900/650/09 (1)	JS/900-8
	2 h	1054	762	12.2	100.08	1050/750/07 (2)	JS/1050-6
	3 h	1062	780	9.8	94.52	1050/750/07 (2)	JS/1050-6

Standardni opseg procesiranja

Rezultati klasifikacije ADI materijala mogu se razmatrati i sa stanovišta optimalnog opsega procesiranja definisanog od strane Elliott-a [50] kao: „processing window - the time interval over which the ASTM A897-90 standard is satisfied“, tj. opseg procesiranja predstavlja područje u kome se postižu mehaničke osobine ADI materijala koje zadovoljavaju klase propisane standardom ASTM A897-90. Bayati i Elliott [80] su definisali početak i kraj optimalnog opsega procesiranja kao: t_1 - početak opsega - vreme nakon koga u strukturi ima manje od 3% izotermno netransformisanog metastabilnog austenita (ili martenzita), a t_2 - kraj opsega - kao trenutak kada maksimalni zapreminski udeo izotermno transformisanog stabilnog austenita opadne za 10% ($V_\gamma / V_\gamma^{\max} = 0.9$). Ovako definisan opseg može da se nazove „mikrostrukturni“ optimalni opseg procesiranja, jer je definisan na osnovu karakteristika mikrostrukture. Međutim, pored ovog načina definisanja, može da se primeni i „standardni“ opseg procesiranja, koji se definiše u skladu sa različitim standardima [119]. Fleksibilnost ovakvog pristupa je u različitim standardima koji su u upotrebi u svetu, a koji se razlikuju u klasama ADI materijala koje propisuju. „Mikrostrukturni“ opseg je dosta uži i stroži, jer je definisan na ASTM standardu, gde su propisane više zahtevane vrednosti izduženja i energije udara, dok su u drugim standardima ove vrednosti niže ili nisu zahtevane. Međutim, „mikrostrukturni“ opseg propisuje uslove koji daju visoku verovatnoću dobijanja kvalitetnog ADI materijala i iz tog razloga je široko prihvaćen [50, 60, 80, 81]. S druge strane, „standardni“ opseg ne zahteva mikrostrukturna ispitivanja već samo proveru mehaničkih osobina i fleksibilni je u pristupu opsegu, dajući obično širi opseg mogućih parametara austemperovanja [119].

Opsezi procesiranja određeni na osnovu mikrostrukturnog posmatranja, rezultata mehaničkih karakteristika i standardne klasifikacije ADI materijala prema „mikrostrukturnom“ i „standardnom“ principu za ADI materijal u ovom radu, dati su u tabeli 4.2 i 4.3 respektivno.

Tabela 4.2 „Mikrostrukturni“ opseg procesiranja

Temp. izotermne transformacije	„Mikrostrukturni“ opseg procesiranja	Klasa prema ASTM A897M-06		
		1h	2h	3h
300°C	opseg otvoren od 1 do 2h 51min	4	4	4
350°C	opseg otvoren od 1 do 4h 8min (procena)	3	3	3
400°C	opseg otvoren od 1 do 2h 23min	1	2	2

Tabela 4.3 „Standardni“ opseg procesiranja

Temp. izotermne transformacije	„Standardni“ opseg procesiranja	Klasa prema ASTM A897M-06		
		1h	2h	3h
300°C	opseg otvoren od 1 do 3 sati	4	4	4
350°C	opseg otvoren od 1 do 3 sata	3	3	3
400°C	opseg otvoren od 1 do 3 sata	1	2	2

„Mikrostrukturni“ opseg procesiranja je ograničen na 300 i 400°C za 3 sata transformacije, dok je „standardni“ otvoren za sve parametre austemperovanja. Iz ovoga proizilazi da iako materijal zadovoljava standardne ASTM klase, mikrostruktura ipak pokazuje znake degradacije i formiranja karbida. Sa ekonomskog stajališta efikasne proizvodnje, uvek je preporučljivo koristiti najniže temperature i najkraća vremena izotermne transformacije koji će dati željenu klasu materijala. Za ADI materijale u ovom radu, to su vremena od 1 sata izotermne transformacije i odgovarajuće temperature u zavisnosti od željene klase ADI materijala (visoka čvrstoća ili visoka duktilnost).

4.3.3 Morfologija loma ADI materijala

Morfologija loma ADI materijala može da bude potpuno krta, potpuno duktilna, ili mešovita, i zavisi od uslova opterećenja i mikrostrukturnih karakteristika [212].

Duktilni karakter loma se karakteriše površinom koja se sastoji iz velikih i malih jamica koje predstavljaju pojedinačne mikrošupljine. U jednom delu većih jamica nalaze se nodule grafita, dok su druge prazne. Između velikih jamica su područja, tj. ligamenti sa sitnim jamicama koje su nastale prekidom ligamenata mehanizmom koalescencije.

Krti lom ADI materijala prvenstveno nastaje mehanizmom kvazi-cepanja koji se javlja u mešovitim, termički obrađenim mikrostrukturama. U takvim uslovima unutar manje deformabilnog mikrokonstituenta dolazi do nestabilnog rasta prsline, dok se plastičniji mikrokonstituent u ograničenoj meri deformiše, tako da se transkristalni lom ne mora odvijati po određenim kristalografskim ravnima. Površina preloma u tom slučaju nema jasno izražene stepenice i rečne šare, već je više nareckana.

Mešoviti lom poseduje područja koja su se duktilno prelomila i područja u kojima je prisutan krti lom. Kod ADI materijala zone duktilnog i krtog loma nisu jasno razdvojene usled složene ausferitne mikrostrukture. Unutar različitih faza i duž graničnih površina imamo uslove za prelazak iz duktilnog u krti lom, što rezultuje mešovitom površinom loma na mikrostrukturnom nivou.

Epruvete bez zareza

Morfologija loma ADI materijala ispitana na epruvetama bez zareza prikazana je na makroskopski i mikroskopski na slikama od 3.27 do 3.32.

ADI materijal transformisan na 300°C ima mešovitu morfologiju loma sa većim udelom krtog loma u odnosu na duktilni, slika 3.28. Veći udeo krtog loma je posledica niskog sadržaja zadržanog austenita u mikrostrukturi i verovatnog prisustva karbida nastalih tokom prvog stadijuma izotermne transformacije [77, 80, 131, 139, 158]. Dodatno formiranje karbida tokom drugog stadijuma izotermne transformacije (3 sata) nije značajno uticalo na promenu morfologije loma.

Sa povećanjem temperature izotermne transformacije na 350°C, morfologija loma kod svih uzoraka je i dalje mešovitog tipa (slika 3.30), ali uz povećani udeo duktilnog loma. Povećanje udela duktilnog loma u odnosu na ADI materijal transformisan na 300°C posledica je povećanja količine zadržanog austenita, kao i odsustva karbida nastalih tokom prvog

stadijuma transformacije [55, 77, 132, 156, 161]. Kako na 350°C, opseg procesiranja nije ograničen, i nije došlo do značajnog raspada ausferitne mikrostrukture i formiranja velike količine karbida, morfologija loma se ne menja sa vremenom transformacije.

Pri transformaciji na 400°C, sa povećanjem vremena transformacije, morfologija loma se menja od pretežno duktilnog do pretežno krtog, slika 3.32. Pretežno duktilni lom kod ADI 400°C/1h posledica je visokog sadržaja zadržanog austenita u mikrostrukтури (31.4%) [67, 119, 132, 159]. Sa povećanjem vremena transformacije dolazi do izraženog povećanja udela krtog loma, posebno na 3h. Krti lom, nastao mehanizmom kvazi-cepanja, posledica je otpočinjanja drugog stadijuma izotermne transformacije gde dolazi do pada količine zadržanog austenita u mikrostrukтури i izdvajanja karbida na graničnoj površini ausferitni ferit / zadržani austenit [77, 108, 133, 135].

Epruvete sa „V“ zarezom

Morfologija loma epruveta sa „V“ zarezom makroskopski je prikazana na slici 3.33, a mikroskopski na slici 3.34.

Za razliku od epruveta bez zareza gde se može uočiti određena makroskopska deformacija preseka prilikom loma (slika 3.27, 3.29 i 3.31), kod epruveta sa „V“ zarezom ne uočava se deformacija površine preloma ili pojava strelastih šara (slika 3.33). Ovo je uzrokovano prisustvom „V“ zareza koji izaziva koncentraciju napona i olakšava nastanak prsline. Olakšan nastanak prsline potvrđen je i rezultatima ispitivanja energija udara gde je energija nastanka prsline (tabela 3.13) i do 22 puta manja u odnosu na epruvete bez zareza (tabela 3.12).

Morfologija loma epruveta sa „V“ zarezom (slika 3.34) je slična morfologiji loma kao i kod epruveta bez zareza sa istim termičkim tretmanom. Time se potvrđuje da je dalji rast prsline uslovljen istim mikrostrukturnim karakteristikama. Odnosno, morfologija loma zavisi od količine zadržanog austenita i prisutnih karbida [55, 77, 80, 108, 119, 131-133, 135, 139, 156, 158, 159, 161]. Tako da se na nižim temperaturama transformacije javlja mešoviti lom sa većim udelom krtog loma, a na 350°C sa porastom udela zadržanog austenita povećava se i udeo duktilnog loma u mešovitom lomu epruveta. Kod transformacije na 400°C/1h prisutan je pretežno duktilni lom usled najvećeg sadržaja zadržanog austenita, a za 3 sata transformacije površina preloma je pretežno krti, sa malim udelom duktilnog loma usled pojave karbida u mikrostrukтури.

4.4 Ponašanje materijala u temperaturnom intervalu od -196 do $+100^{\circ}\text{C}$

Ponašanje materijala u temperaturnom intervalu od -196 do $+100^{\circ}\text{C}$ izvršeno je određivanjem energije udara na Šarpijevim epruvetama bez zarez za feritizovani nodularni liv (NL-F) i za karakteristične ADI materijale sa različitim mikrostrukturama. Dobijeni rezultati energija udara su matematički obrađeni na osnovu čega su potom izračunate krive zavisnosti energije udara od temperature ispitivanja, kao i prelazne temperature. Konačno, analiziran je uticaj mikrostrukture, a posebno aspekt količine i stabilnosti zadržanog austenita u datom temperaturnom intervalu na ponašanje ispitivanih materijala.

4.4.1 Matematički model zavisnosti energije udara od temperature

Za razliku od drugih radova koji su kvalitativno opisivali ponašanje ADI materijala na sniženim temperaturama [150, 155, 198, 203] u ovom radu za kvantitativan opis korišten je model predložen od strane Todinov-a *et al.* [207, 208], koji je inicijalno primenjen kod čelika za posude pod pritiskom u nuklearnim elektranama. Korištenjem matematičkog modela Todinova konstruisane su krive prelazne temperature, koje su za sve ispitivane materijale sa naznačenim vrednostima prelazne temperature $T_{0.5}$ date na slici 3.47, dok su vrednosti donjeg i gornjeg praga, kao i prelazne energije i temperature dati sumarno u tabeli 3.32.

Iz izgleda dobijenih krivi vidljiv je visok stepen pogodnosti modela za fitovanje izmerenih vrednosti energija udara na različitim temperaturama. Prednost modela Todinova se ogleda u korištenju težinskih koeficijenta kako bi se što preciznije odredio izgled krive prelazne temperature. Ovo je od velikog značaja, jer je pri ispitivanju materijala u ovom radu uočen veći stepen rasipanja rezultata. Rasipanje je posebno izraženo u prelaznoj oblasti, odnosno u temperaturnoj oblasti od -20 do -60°C . Ratto *et al.* [197] su konstatovali da je uzrok rasipanja rezultata unutrašnja priroda samog materijala (intrinsic characteristic), koji je složena mešavina grafitnih nodula i različite mikrostrukture metalne osnove. Treba naglasiti, da i u drugim radovima dolazi do rasipanja rezultata [155, 201, 204], što dodatno sugeriše potrebu za odgovarajućim statističkim modelom fitovanja. Prednost primenjenog modela Todinova, za razliku od drugih modela [191, 197], ogleda se i u činjenici da korištena jednačina ne pretpostavlja simetričan izgled krive čime je dodatno povećava tačnost opisa rezultata. Upotrebljivost matematičkog modela Todinova za slučaj ispitivanja prelazne temperature ADI materijala je takođe potvrđena i u prethodno publikovanim vlastitim radovima [135, 181, 204].

Pored primene za određivanje krive prelazne temperature definisane za energije udara, model se može uspešno primeniti i za slučaj određivanja krive na osnovu procentualnog udela krtog i duktilnog loma na površini preloma, uz uvođenje malog statističkog rasipanja ($s_i^2 = \pm 0.00003$) na početku i kraju temperaturnog intervala, odnosno za 100% krtog ili duktilnog loma.

4.4.2 Uticaj mikrostrukture na prelaznu temperaturu

NL-F

Mikrostruktura feritnog nodularnog liv (NL-F) ne menja se sa snižavanjem temperature i u celom opsegu ispitivanja ostaje potpuno feritna. Međutim, iz literature je opšte poznato da materijali sa zapreminski centriranom kubnom (ZCK) strukturom, kao što je feritna, su osetljivi na sniženje temperature i iznenada postaju krti [189]. Ovako ponašanje je dokumentovano u više radova [25, 197-199]. Rezultati ispitivanja u ovom radu (tabela 3.14, dijagrami na slici 3.35, i kriva prelazne temperature na slici 3.41), pokazuju da feritni nodularni liv zadržava visoku vrednost energije udara sve do -60°C , nakon čega energija udara naglo opada. Prelazna temperatura na osnovu kriterijuma 50% apsorbovane energije je određena za -89°C pri 78 J. Slično ponašanje je uočeno i u radu [198].

Iako feritni nodularni liv ispitivan u disertaciji zadržava visoke vrednosti energije udara sve do -60°C , morfologija preloma pokazuje da se već na temperaturi od 0°C javlja 42% krtog loma, tabela 3.34 i slika 3.64. Ovako visok sadržaj krtog loma nije u korelaciji sa visokim vrednostima energije udara. Još veća disproporcija se javlja na -60°C , gde je uočeno 77% krtog loma, a energija je i dalje visokih 134 J. Ova razlika je posledica više faktora. Prvo ispitivanje je vršeno na epruvetama bez zareza, za čiji je lom potrebna velika plastična deformacija (vidljivo na makroskopskoj površini preloma, slika 3.64), jer se radi o materijalu niske čvrstoće i tvrdoće ($R_{p0.2\%}=314$ MPa, $R_m=433$ MPa, $A=27.8\%$, i $HV_{30}=146$). Plastična deformacija se odvija u veoma kratkom vremenu (izazvana brzim udarom klatna), što uzrokuje ojačanje materijala usled brze plastične deformacije, kao što je opisano u literaturi [189, 195, 210, 211]. Takođe, dodatno ojačavanje je uzrokovano i snižavanjem temperature, pri čemu dolazi do porasta napona tečenja [189, 195]. Ovi efekti ojačavanja su potvrđeni i krivama zavisnosti sila-vreme pri udarnom ispitivanju, gde na temperaturama ispitivanja od $+100$, $+23$ i 0°C postoji izražena vrednost sile pri kojoj dolazi do zaustavljanja brzog rasta prsline (P_A), dok na nižim temperaturama te sile nema. Usled nabrojanih efekata ojačavanja, konstantno je potrebna visoka vrednost energije udara da bi se epruveta deformisala i prelomila. Tek, nakon dostizanja prelazne oblasti efekat otpora prema deformaciji se gubi i epruveta se u potpunosti lomi krto. Ovaj prelaz je iznenadan i sama prelazna oblast kod feritnog nodularnog liva je veoma uska.

Kako je uočeno da se na površini loma, već na 0°C javlja visok sadržaj krtog loma (tabela 3.34 i slika 3.64) izvršeno je određivanje prelazne temperature i za uslov 50% duktilnog i 50% krtog loma (vidi poglavlje 3.4.6). Primenjen je isti matematički model kao i za krive zavisnosti energije udara od temperature, s tom razlikom što su umesto energija unete vrednosti udela duktilnog loma na površini preloma, slika 3.78. Na ovaj način izračunata je prelazna temperatura od samo -5.42°C , što je velika razlika u odnosu na -89°C za 50% apsorbovane energije. Smatra se da prelazna temperatura -5.42°C više odgovara opštem ponašanju materijala NL-F kod koga je na niskim temperaturama (manjim od -5.42°C) prvenstveno prisutan krti lom, što je u skladu i sa morfologijom loma (slika 3.64).

ADI 300°C/1h

Prilikom izlaganja ADI materijala izotermno transformisanog na 300°C u trajanju od 1 sata sniženim temperaturama dolazi do transformacije početne ausferitne mikrostrukture (vidi slike 3.12 i 3.13) u mikrostrukturu koja sadrži veću količinu metastabilnog zadržanog austenita, kao i povišenu količinu, fino dispergovanih, sitnih karbida, slika 3.48 i 3.49. Transformacija austenita iz stabilnog, ugljenikom visoko-obogaćenog, zadržanog austenita u smešu ferita i karbida, pored svetlosne mikroskopije, potvrđena je i rendgenostrukturalnim ispitivanjem gde je konstatovano smanjenje količine zadržanog austenita sa 16% na 10.6%, tabela 3.33 i slika 3.63a. Takođe, na temperaturi od -196°C sadržaj ugljenika u zadržanom austenitu se smanjuje sa početnih 2.075 na 1.609%, a zapreminski udeo austenitnog ugljenika opada sa 0.332 na 0.171%, tabela 3.33 i slika 3.63b i c. Dobijeni rezultati su u skladu sa rezultatima Gregorutti-ja *et. al.* [134], gde je takođe utvrđeno smanjenje udela zadržanog austenita sa smanjenjem temperature, kao i sa rezultatima Panneerselvam *et. al.* [125], gde je konstatovano smanjenje zadržanog austenita za 8.3%. U skladu sa analizom rezultata datom u [134], može se konstatovati da usled visokog početnog sadržaja ugljenika u zadržanom austenitu, austenit ostaje stabilan sve do -150°C (vidi jednačinu 1.1). Na taj način se otežava transformacija zadržanog austenita u martenzit prilikom hlađenja. Međutim, prema [75, 109, 137], i na niskim temperaturama moguće je izdvajanje karbida bezdifuzionim mehanizmom unutar zadržanog austenita što dovodi do smanjenja količine zadržanog austenita i sadržaja ugljenika u zadržanom austenitu, kao što je i uočeno u ovom radu za ADI 300°/1h.

Pozitivan efekat visoke stabilnosti na niskim temperaturama, stabilnog, ugljenikom visoko-obogaćenog, zadržanog austenita kod materijala ADI 300°/1h izražen je prilikom ispitivanja energije udara na temperaturama nižim od -101°C, tabela 3.15 i slika 3.79. Na temperaturama nižim od -101°C, ADI 300°C/1h ima najveće energije udara u odnosu na ostale ADI materijale. Kod ispitivanja na temperaturama višim od -101°C, energija udara je manja usled niže količine zadržanog austenita, što je u skladu i sa radom Raibov-a *et al.* [203] u kome je konstatovano da energija udara na sniženim temperaturama zavisi od početne količine zadržanog austenita. Dalji pozitivan efekat stabilnosti austenita na energiju udara vidi se i kod prelazne oblasti koja je kod ADI 300°C/1h izrazito široka, odnosno energija udara se postepeno smanjuje sa gornjeg praga (+100°C) pa sve do donjeg praga (-196°C), slika 3.42. Korišćenjem predloženog matematičkog modela zavisnosti energije udara od temperature ispitivanja, izračunata je prelazna temperatura 50% apsorbovane energije, koja iznosi -18.9°C pri 59 J, tabela 3.32. Na osnovu morfologije površina preloma (slika 3.68) može se uočiti da se kod ADI 300°C/1h, definicije prelazne temperature 50% apsorbovane energije udara i prelazne temperature 50% duktilnog i 50% krtog loma približno poklapaju.

Komparativni rezultati za energiju udara ostvareni su i u radu Ratto-a *et al.* [197] gde je za nelegirani ADI, klase 4 prema ASTM-u, i sa brojem nodula od 240 n/mm² ostvarena energija udara od približno 70 J na -20°C, kao i u radu Raibov-a *et al.* [203] gde je za nelegirani ADI, klase 4, sa 10% zadržanog austenita ostvarena energija udara od 54 J na -40°C i 48 J na -60°C. U oba rada [197, 203], takođe je uočena široka prelazna oblast, što dodatno potvrđuje konstataciju iznesenu u ovom radu da je stabilnost zadržanog austenita usled visokog sadržaja ugljenika presudna za zadržavanje duktilnosti ADI materijala na niskim temperaturama.

ADI 350°C/1h

Uticaj temperature na smanjenje količine zadržanog austenita prisutan je i kod ADI materijala izotermno transformisanog na 350°C u trajanju od 1 sata, tabela 3.33 i slika 3.63a. U odnosu na ADI materijal transformisan na nižoj temperaturi, kod ADI 350°C/1h smanjenje količine zadržanog austenita je veće sa smanjenjem temperature ispitivanja. Zadržani austenit se smanjuje sa 24.9% na sobnoj temperaturi na 17.5% na temperaturi od -196°C (smanjenje za 7.4%). Veće smanjenje je uzrokovano nižom stabilnošću zadržanog austenita koji na sobnoj temperaturi sadrži 1.843% ugljenika. Prilikom izlaganja ADI 350°C/1h sniženim temperaturama, količina sadržaja ugljenika u zadržanom austenitu se prvo lagano povećava na 1.964% pri temperaturi od -20°C, da bi zatim opala na vrednost 1.724% pri -196°C. Ovakvo ponašanje je uslovljeno neujednačenim obogaćivanjem početne ausferitne mikrostrukture ugljenikom, kao što se može videti sa slike 3.15a, gde se javlja različita obojenost zadržanog austenita, od stabilnog austenita crvene boje do metastabilnog austenita svetlo plave boje. Nakon hlađenja, prvo dolazi do raspada metastabilnog, ugljenikom nisko-obogaćenog, zadržanog austenita na ferit i karbide. Time se smanjuje udeo metastabilnog zadržanog austenita i povećava prosečni sadržaj ugljenika u preostalom zadržanom austenitu. Daljim izlaganjem nižim temperaturama ispitivanja, i preostali zadržani austenit se osiromašuje ugljenikom i transformiše u smešu ferita i karbida, tj beinit [75, 109, 137], slika 3.51. Transformacija zadržanog austenita kod nelegiranog ADI materijala transformisanog na 350°C/1h sa snižavanjem temperature od +20°C do -40°C uočena je i u radu Kisakurek-a i Ozel-a [198], gde je pretpostavljeno da se zadržani austenit transformiše u martenzit. Međutim, rezultati mikrostrukturnog ispitivanja materijal ADI 350°C/1h u ovoj doktorskoj disertaciji ne potvrđuju ovu pretpostavku, odnosno u mikrostrukтури ADI 350°C/1h nije uočeno prisustvo martenzita. Mikrostruktura se na temperaturi donjeg praga (-196°C) sastoji iz smanjene količine stabilnog zadržanog austenita (crvene boje), povećanog udela metastabilnog zadržanog austenita (svetlo plave boje) i područja beinitna (B), slika 3.50 i 3.51. Odsustvo martenzita kod ADI materijala izotermno transformisanih u srednjem opsegu temperatura, preciznije na 371°C, takođe se može se konstatovati i na slikama datim u radu Panneerselvam *et. al.* [125], gde martenzit nije uočljiv u mikrostrukтури, iako je količina zadržanog austenita opala za 5.8% nakon hlađenja na -150°C, vidi sliku slika 1.28a. Stabilnost austenita kod materijala ADI 350°C/1h, dodatno se povećala sa povećanjem sadržaja ugljenika na 1.964% pri temperaturi od -20°C, što dovodi i do smanjenja temperatura početka martenzitne transformacije na -122°C (jednačina 1.1). Pored toga, stabilnost zadržanog austenit se povećava i sa finom acikularnom strukturom koja je prisutna kod ADI 350°C/1h, gde iglice prezasićenog ausferitnog ferita vrše pritisak na zadržani austenit i dodatno otežavaju njegovu transformaciju u martenzit [134]. Sve navedeno ima za posledicu da ADI 350°C/1h ima najveći sadržaj ugljenika u zadržanom austenitu od 1.724% na temperaturi izlaganja od -196°C u odnosu na sve ostale ispitivane ADI materijale u ovom radu.

Zajednički efekat visokog udela stabilnog, ugljenikom visoko obogaćenog, zadržanog austenita i usporenog pada sadržaja ugljenika u zadržanom austenitu sa snižavanjem temperature, ogleda se u visokim energijama udara materijala ADI 350°C/1h u intervalu niskih temperatura od -32.6 do -101°C, slika 3.79. U toj temperaturnoj oblasti, energija udara ADI 350°C/1h, je veća od vrednosti izmerenih za ADI 300°C/1h i ADI 400°C/1h. Na višim temperaturama ispitivanja, ponovo dominantan efekat na energiju udara ima količina zadržanog austenita u odnosu na njegovu stabilnost [203], tako da su najveće energije udara izmerene kod ADI 400°C/1h koji ima i najveću količinu zadržanog austenita od 31.4% na sobnoj temperaturi. Prelazna temperatura za ADI 350°C/1h iznosi -40.9°C, i određena je za energiju udara od 79.6 J, tabela 3.32. Kao i kod ADI 300°C/1h, i kod ADI 350°C/1h definicije prelazne temperature 50% apsorbovane energije udara i prelazne temperature 50% duktilnog i 50% krtog loma su komplementarne, jer je udeo tipa loma na površinama preloma približno jednak za temperaturu ispitivanja od -40°C, slika 3.70.

Ostvarena vrednost prelazne temperature je i temperaturno i prema energiji udara veća od prelazne temperature za materijal ADI 300°C/1h, usled čega je primenljivost ADI 350°C/1h povoljnija na niskim temperaturama do -101°C u odnosu na materijale izotermno transformisane na nižim temperaturama. Takvo ponašanje je u skladu sa literaturnim podacima Kisakurek-a i Ozel-a [198], Raibov-a *et al.* [203], kao i Rajnovic *et al.* [204] u kojima je ustanovljeno da ADI materijali sa najvećom duktilnošću, odnosno sa najvećom količinom zadržanog austenita na sobnoj temperaturi poseduju i najpovoljnije ponašanje na niskim temperaturama. Šta više, u ovoj doktorskoj disertaciji ostvarene su veće energije udara u odnosu na rezultate Kisakurek-a i Ozel-a [198], gde se energija udara kreće od 40 do 60 J na temperature ispitivanja od -40°C; kao i veće vrednosti od rezultata Raibov-a *et al.* [203] gde klasa 3 ADI materijala prema ASTM-u ima energiju udara od 54 J na -40°C, uz količinu zadržanog austenita od 18% na sobnoj temperaturi; a ostvarene su ekvivalentne vrednosti u odnosu na prethodno publikovane rezultate za legirane ADI materijale [204], gde su dobijene vrednosti od 62 J na -39°C za ADI legiran sa bakrom i 73 J na -34°C za ADI legiran sa bakrom i niklom.

ADI 400°C/1h

Mikrostruktura ADI materijala izotermno transformisanog na 400°C u trajanju od 1 sata se kao i u slučaju prethodnih ADI materijala, transformiše sa snižavanjem temperature kojoj su uzorci izloženi. Na temperaturi prelazne oblasti od -20°C (slika 3.52a) mikrostruktura se sastoji od snopova ausferitnog ferita zaobljenije morfologije. Termičkim bojenjem (slika 3.53a) potvrđeno je da su mikrokonstituenti stabilni zadržani austenit, metastabilni zadržani austenit, ausferitni ferit i karbidi. Takođe, prisutna su i područja sastavljena samo od karbida i ferita, tj. beinitna područja nastala razlaganjem metastabilnog zadržanog austenita. Pri temperaturi donjeg praga, od -196°C transformacija mikrostrukture je uznapredovala i povećana je količina potpuno beinitnih područja, količina metastabilnog zadržanog austenita, kao i lećastog martenzita (izrazito svetlo plave boje), slika 3.52c i 3.53b. Prisustvo martenzita konstatovano je i u radovima Panneerselvam *et al.* [125] i Gregorutti-ja *et al.* [134] nakon

izlaganja niskim temperaturama ADI materijala izotermno transformisanog u gornjem području (cca. 400°C). Nastanak martenzita je omogućen niskim sadržajem ugljenika u zadržanom austenitu na sobnoj temperaturi od samo 1.641%. Nakon inicijalne transformacije nisko ugljениčnog metastabilnog zadržanog austenita u martenzit, dolazi do povećanja prosečnog sadržaja ugljenika u zadržanom austenitu na 1.916%. Daljim snižavanjem temperature, proces osiromašjenja ugljenikom zadržanog austenita se nastavlja, i kao u prethodnim slučajevima dolazi do transformacije u ferit i karbide, ali i u martenzit. Za početni srednji sadržaj ugljenika u zadržanom austenitu od 1.641%, temperatura početka martenzitne transformacije iznosi samo -38°C. Ovako visoka temperatura omogućava lak nastanak martenzita u područjima sa niskim sadržajem ugljenika, kao što je objašnjeno u radu Gregorutti *et. al.* [134]. Nestabilnost zadržanog austenita je potvrđena i visokim padom količine zadržanog austenita u mikrostrukturi, gde se količina od 31.4% na sobnoj temperaturi, smanjuje na 16.7% na -196°C (smanjenje za 14.7%), tabela 3.33.

Nastanak martenzita u mikrostrukturi materijala ADI 400°C/1h izaziva relativno brzo smanjenje energija udara, tako da ADI 400°C/1h ima najveće energije udara samo do -32.6°C u odnosu na ADI 350°C/1h, odnosno samo do -19°C ako se upoređuje sa ADI 350°C/3h, slika 3.79. Prelazna temperatura za ADI 400°C/1h iznosi -24.2°C za 50% apsorbovane energije udara od 92.3 J, tabela 3.32. Takođe, i kod ovog ADI materijala, prelaznoj temperaturi 50% apsorbovane energije udara odgovara prelazna temperatura 50% duktilnog i 50% krtog loma, slika 3.72. Ako se ostvareni rezultati energija udara i prelazne temperature uporede sa drugim literaturnim podacima [197, 203], može se konstatovati dobra usaglašenost. U radu Ratto-a *et al.* [197] kod nelegiranog ADI materijal, klase 2 prema ASTM-u, i sa brojem nodula od 240 n/mm² ostvarena je energija udara od približno 95 J na -20°C, dok je u radu Raibov-a *et al.* [203] za nelegirani ADI materijal klase 2 sa količinom zadržanog austenita od 32%, ostvarena energija udara od 96 J na -40°C i 62 J na -60°C.

Sumarno se za materijal ADI 400°C/1h može konstatovati, da iako se na sobnoj temperaturi karakteriše visokom energijom udara, usled visoke količine zadržanog austenita [197, 203, 204], na niskim temperaturama brzo dolazi do pojave krtosti usled niske stabilnosti zadržanog austenita i njegove transformacije u martenzit [125, 134, 150].

ADI 350°C/3h

Ponašanje ADI materijala izotermno transformisanog na 350°C u trajanju od 3 sata slično je ponašanju ADI 350°C/1h prilikom izlaganja niskim temperaturama (slika 3.79) i celokupna diskusija o ADI 350°C/1h je adekvatna i u slučaju ADI 350°C/1h. Isto ponašanje je uzrokovano sličnom mikrostrukturom (slika 3.54 i 3.55), približnom količinom zadržanog austenita i njegovom stabilnošću na niskim temperaturama (tabela 3.33 i slika 3.63). Materijal ADI 350°C/3h ima 26.5% zadržanog austenita, obogaćenog sa 1.825% ugljenika na sobnoj temperaturi, dok ADI 350°C/1h ima 24.9% zadržanog austenita, obogaćenog sa 1.843% ugljenika. Ova mala razlika je uslovlila da ADI 350°C/3h za temperature veće od -99°C ima za približno 5 J veću i vrednost energije udara u odnosu na ADI 350°C/1h, slika 3.79. Povećane vrednosti energije udara usled veće količine zadržanog austenita su u skladu sa

radovima [203, 204]. Prelazna temperatura za ADI 350°C/3h materijal utvrđena je za -42°C pri energiji od 85.5 J, tabela 3.32. Svi efekti uticaja mikrostrukture, navedeni kod ADI 350°C/1h, prisutni su i kod materijala ADI 350°C/3h. Sa sniženjem temperature u mikrostrukтури nastaje ugljenikom osiromašeni zadržani austenit, koji se transformiše u beinit, slika 3.54 i 3.55. Nije uočeno prisustvo martenzita. Količina zadržanog austenita opada sa 26.5% na sobnoj temperaturi na 18.4% na -196°C (pad od 8.1%), dok se sadržaj ugljenika u zadržanom austenitu smanjuje sa 1.825% na 1.696% uz pojavu malog povećanja na 2.052% pri -20°C, tabela 3.33 i slika 3.63. Usled svega pobrojanog ADI 350°C/3h poseduje najveće vrednosti energije udara u temperaturnom intervalu od -19 do -99°C, slika 3.79.

ADI 400°C/3h

Mikrostruktura na sobnoj temperaturi za ADI materijal izotermno transformisan na 400°C u trajanju od 3 sata razlikuje se u odnosu na početne mikrostrukture ostalih ADI materijala izlaganih niskim temperaturama. Dok je mikrostruktura ostalih ADI materijala potpuno ausferitna na sobnoj temperaturi, kod ADI 400°C/3h prisutan je beinit, tj. otpočeo je drugi stadijum izotermne transformacije pri kome se zadržani austenit raspada na ferit i karbide. U prethodnim razmatranjima (vidi poglavlje 4.3.1, tačka ADI 400°C/1÷3h i 4.3.2, tačka Energija udara ADI materijala) objašnjen je negativan uticaj karbida na mehaničke osobine, usled koji ADI 400°C/3h ima nižu energiju udara na sobnoj temperaturi.

Prilikom izlaganja materijala ADI 400°C/3h niskim temperaturama, nastavlja se raspad ausferitne mikrostrukture započeo tokom drugog stadijuma transformacije. Na temperaturi prelazne oblasti (-20°C), u mikrostrukтури se povećava udeo beinita, i prisutan je lećasti martenzit, slika 3.56a i 3.57a. Martenzit se nalazi unutar metastabilnog, ugljenikom osiromašenog, zadržanog austenita tamno plave boje, slika 3.57b. Ova promena mikrostrukture praćena je i padom količine zadržanog austenita sa 24.1% na sobnoj temperaturi na 21.4% na -20°C, tabela 3.33. Međutim, iako se količina zadržanog austenita smanjuje, dolazi do blagog porasta sadržaja ugljenika u zadržanom austenitu sa 1.723% na 1.843%. Porast sadržaja ugljenika je posledica transformacije ugljenikom nisko-obogaćenog zadržanog austenita u beinit ili martenzit, dok stabilniji ugljenikom visoko-obogaćen zadržani austenit preostaje u mikrostrukтури. Usled toga, prosečna vrednost sadržaja ugljenika u celokupnom zadržanom austenitu se blago povećava. Daljim izlaganjem temperaturi donjeg praga od -196°C, proces raspada se intenzivira i celokupna mikrostruktura je prožeta sa beinitom i sitnim iglicama lećastog martenzita, slika 3.56b i 3.57c i d. Količina zadržanog austenita je samo 15.2% (smanjenje za 8.9% u odnosu na sobnu temperaturu), dok sadržaj ugljenika u zadržanom austenitu dostiže najnižu vrednost od svih ispitivanih ADI materijala i iznosi 1.439%, tabela 3.33. Temperatura početka martenzitne transformacije prema jednačini 1.1 za ovako osiromašen zadržani austenit iznosi +14°C. Time se dodatno potvrđuje niska stabilnost zadržanog austenita kod materijala ADI 400°C/3h.

Usled nastanka karbida i martenzita u mikrostrukтури dolazi do brzog pada energija udara sa snižavanjem temperature ispitivanja, slika 3.79. Prelazna oblast je najuža i pomerena ka višim temperaturama ispitivanja u odnosu na druge ADI materijale. Temperatura pri kojoj materijal menja ponašanje iz duktilnog u krto je -11.5°C sa energijom udara od 64.5 J (tabela 3.32), što je istovremeno najniža vrednost dobijena kod ADI materijala u ovoj disertaciji.

Pored toga, ni morfologija loma materijala ADI $400^{\circ}\text{C}/3\text{h}$ na gornjem pragu ($+100^{\circ}\text{C}$) nije u potpunosti duktilna, već usled izdvajanja karbida na graničnoj površini ausferitni ferit / zadržani austenit tokom drugog stadijuma izotermne transformacije dolazi do pojave i krtog loma nastalog mehanizmom kvazi-cepanja [77, 133], slika 3.76c. Usled prisutnih karbida u početnoj mikrostrukтури, kao i dodatnog nastanka martenzita i karbida pri hlađenju, morfologija loma u prelaznoj oblasti, odnosno na prelaznoj temperaturi, više je krta, slika 3.76b. Na osnovu toga, može se konstatovati da se kod ADI $400^{\circ}\text{C}/3\text{h}$ ne poklapaju definicije prelazne temperature 50% apsorbovane energije udara i prelazne temperature 50% duktilnog i 50% krtog loma.

I na kraju, dobijeni rezultati i diskusija vezani za ADI $400^{\circ}\text{C}/3\text{h}$ i literaturni podaci o negativnom uticaju karbida na energiju udara [119, 133, 154-157, 159], su nedvosmisleno pokazali da je početno prisustvo karbida nastalih tokom drugog stadijuma izotermne transformacije na graničnoj površini ausferitni ferit / zadržani austenit veoma nepovoljno za dalje ponašanje ADI materijala pri ispitivanju energije udara na niskim temperaturama i da se započeti raspad ausferitne mikrostrukture dodatno ubrzava sa sniženjem temperature izlaganja ADI materijala.

5. ZAKLJUČCI

Na osnovu izvedenih eksperimenata i dobijenih rezultata u ovoj doktorskoj disertaciji može se zaključiti sledeće:

5.1 Polazni materijal - nodularni liv - NL

Hemijski sastav polaznog nodularnog liva (3.53C%, 2.53Si%, 0.347Mn%, 0.031Mg%, 0.018P%, 0.015S%) odgovara preporukama datim u standardu ASTM A897M-06 i u suštini odgovara hemijskom sastavu nelegiranog nodularnog liva sa zapreminskim udelom grafita od $10.9 \pm 0.96\%$, stepenom sferoidizacije nodula preko 90%, gustinom nodula od 150 do 200 nodula/mm² i veličinom nodula od 25 do 30 μm . Mikrostruktura metalne osnove je pretežno feritna sa količinom perlita do 10%. Mehaničke osobine liva su: $R_m=473$ MPa, $R_{p0.2\%}=326$ MPa, $A=22.2\%$, $HV_{30}=164.2$ i $KO=119$ J. Prema mehaničkim osobinama nodularni liv pripada klasi EN-GJS-450-10 (M.No.: 5.3107).

5.2 Feritni nodularni liv - NL-F

Feritizacionim žarenjem (austenitizacija na 900°C/2h, sporo hlađenje u peći do 760°C, kontrolisano hlađenje sa brzinom 20°C/1h do 640°C, i sporo hlađenje u peći do 300°C) dobijena je potpuno feritna mikrostruktura metalne osnove. Cilj feritizacije je bio da se dobiju uzorci sa potpunom feritnom mikrostrukturom, koji će poslužiti za poređenje uticaja ausferitnog ferita u složenoj ausferitnoj mikrostrukтури ADI materijala pri ispitivanju na niskim temperaturama.

Mehaničke osobine NL-F su: $R_m=433$ MPa, $R_{p0.2\%}=314$ MPa, $A=27.8\%$, $HV_{30}=145.8$, $KO=142$ J i $KV=18.4$ J. NL-F je prema mehaničkim osobinama klasifikovan kao EN-GJS-400-18 (M.No.: 5.3105). Kod određivanja energije udara na epruvetama bez zarez, 59% energije troši za nastanak prsline, usled čega dolazi do velike plastične deformacije epruveta, deformacionog ojačavanja ferita i pojave malog udela krtog loma od $3.5 \pm 3.2\%$ na površini preloma. Kod određivanja energije udara na epruvetama sa „V“ zarezom, koncentracija napona na vrhu zarez, omogućuje lakše nastajanje prsline i samo 16% energije se troši na stvaranje prsline. Epruvete se minimalno deformišu, a ojačavanje ferita je zanemarljivo, dok na površini preloma nema područja sa krtim lomom.

5.3 Austemperovanje

Parametri termičke obrade austemperovanja su bili: austenitizacija na 900°C u trajanju od 2 sata i izotermna transformacija na 300, 350 ili 400°C u trajanju od 1, 2 ili 3 sata.

Dobijene su 4 klase ADI materijala:

- 400°C/1h: ASTM 900/650/09 (grade 1);
ISO JS/900-8, odnosno EN-GJS-900-8 (M.No.:5.3402)
- 400°C/2÷3h: ASTM 1050/750/07 (grade 2);
ISO JS/1050-6, odnosno EN-GJS-1050-6 (M.No.:5.3403)
- 350°C/1÷3h: ASTM 1200/850/04 (grade 3);
ISO JS/1200-3, odnosno EN-GJS-1200-3 (M.No.:5.3404)
- 300°C/1÷3h: ASTM 1400/1100/02 (grade 4);
ISO JS/1400-1, odnosno EN-GJS-1400-1 (M.No.:5.3405)

5.4 Mikrostruktura ADI materijala

Mikrostruktura metalne osnove dobijenih ADI materijala zavisi od parametara austemperovanja, odnosno prvenstveno od temperature i vremena izotermne transformacije. Primjenjeni parametri austemperovanja rezultovali su ausferitnom mikrostrukturom sastavljenom iz ausferitnog ferita i različitog udela, izotermno transformisanog, stabilnog (ugljenikom visoko-obogaćenog, 1.8÷2.2%C) i metastabilnog (ugljenikom nisko-obogaćenog, 1.2÷1.6%C) zadržanog austenita. Na nižim temperaturama tokom prvog stadijuma izotermne transformacije, ausferitna reakcija je brža, a difuzija ugljenika je manja. Brži tok reakcije utiče na stvaranje veće količine iglica ausferitnog ferita, što ima za posledicu manju količinu zadržanog austenita koji sadrži veću količinu ugljenika (ADI 300°C/1h, $V_{\gamma}=16\%$, $C_{\gamma}=2.075\%$, odnosno 350°C/1h, $V_{\gamma}=24.9\%$, $C_{\gamma}=1.843\%$). Sa druge strane, pri višim temperaturama izotermne transformacije dolazi do usporavanja procesa nastanka feritnih klica uz olakšanu difuziju ugljenika. Ovi uslovi pogoduju rastu feritnih pločica i nastanku pločaste morfologije ausferitnog ferita sa kratkim i širokim pločicama i poligonalnim područjima izdvojenog grubog („blocky“) zadržanog austenita. Sporiji tok reakcije utiče na stvaranje manje količine širih pločica ausferitnog ferita, što ima za posledicu veću količinu zadržanog austenita, ali sa manjim sadržajem ugljenika (ADI 400°C/1h, $V_{\gamma}=31.4\%$, $C_{\gamma}=1.641\%$). Dugačka vremena transformacije uzrokuju smanjenje udela zadržanog austenita, odnosno dolazi do drugog stadijuma transformacije kada zadržani austenit počinje da se raspada na ferit i karbide, tj beinit (ADI 300°C/3h, $V_{\gamma}=13.6\%$, $C_{\gamma}=2.048\%$, i ADI 400°C/3h, $V_{\gamma}=24.1\%$, $C_{\gamma}=1.723\%$).

5.5 Mehaničke karakteristike ADI materijala

Najveće vrednosti zatezne čvrstoće i konvencionalnog napona tečenja kod ADI materijala dobijene su pri izotermnoj transformaciji na 300°C. Sa porastom temperature izotermne transformacije (350 i 400°C), zatezna čvrstoća se smanjuje. Vreme izotermne transformacije ne utiče u značajnoj meri na promenu čvrstoće. Iz navedenog proizilazi da čvrstoća primarno zavisi od morfologije ausferitne mikrostrukture, dok manji uticaj ima količina zadržanog austenita i pojava karbida. Za razliku od čvrstoće, izduženje, zavisi i od temperature i od vremena izotermne transformacije. Odnosno, promena izduženje se može direktno povezati sa količinom zadržanog austenita u mikrostrukтури. Veća količina zadržanog austenita uzrokuje veće izduženje i obrnuto. Izduženja se smanjuje pri dugačkim vremenima transformacije kad dolazi do nastanka karbida usled raspada zadržanog austenita. Optimalne zatezne karakteristike sa aspekta duktilnosti su ostvarene kod ADI materijala sa visokim sadržajem zadržanog austenita i ausferitne mikrostrukture pločaste morfologije (ADI 400°C/1h, $V_\gamma=31.4\%$, $R_m=1042$ MPa, $R_{p0.2\%}=757$ MPa i $A=14.4\%$); s druge strane, najviša čvrstoća dobija se kod ADI sa fino igličastom ausferitnom morfologijom i nižim sadržajem zadržanog austenita (ADI 300°C/1h, $V_\gamma=16\%$, $R_m=1513$ MPa, $R_{p0.2\%}=1395$ MPa i $A=3.8\%$).

Tvrdoća zavisi od temperature i u manjoj meri od vremena izotermne transformacije. U donjem području transformacije, gde se javlja fino igličasta ausferitna morfologija sa niskim sadržajem zadržanog austenita, dobijaju se visoke vrednosti tvrdoće; dok su u gornjem području transformacije, gde je prisutna više pločasta morfologija ausferita i viši sadržaj zadržanog austenita, dobijaju niže vrednosti tvrdoće (ADI 300°C/1h, $HV_{30}=460$; ADI 350°C/1h, $HV_{30}=355$; i ADI 400°C/1h, $HV_{30}=296$). Tokom drugog stadijuma transformacije, kada dolazi do degradacije ausferitne mikrostrukture, tvrdoća ADI materijal lagano počinje da raste.

Vrednost energije udara zavisi od količine zadržanog austenita, pri čemu je energija udara veća za veći sadržaj zadržanog austenita i obrnuto (ADI 400°C/1h, $V_\gamma=31.4\%$, $K_0=139.8$ J; ADI 300°C/1h, $V_\gamma=16\%$, $KV=68$ J). Pojava karbida, tokom drugog stadijuma izotermne transformacije smanjuje energiju udara (ADI 400°C/3h, $V_\gamma=24.1\%$, $K_0=94.5$ J). Energija udara zavisi i od morfologije ausferita, pri čemu fina igličasta morfologija doprinosi povećanju energije udara. Morfologija ausferita posebno utiče na energiju rasta prsline kod epruveta bez zareza, gde je kombinacija igličaste morfologije i visokog sadržaja zadržanog austenita ima najveću otpornost na širenje prsline (ADI 350°C/2h, $V_\gamma=27.8\%$, $K_0=111$ J, $E_p=9\%$). Kod epruveta sa „V“ zarezom, takođe vrednosti energije udara zavise od količine zadržanog austenita, tako da se veća energija dobija za veću količinu zadržanog austenita, dok pojava karbida smanjuje energiju. Međutim, zbog prisustva „V“ zareza nastanak prsline je olakšan, tako da lom nastaje brzo, bez izrazite deformacije epruvete. Zbog toga, kod materijala sa velikim sadržajem zadržanog austenita, vrednost energije za rast prsline je najveća (ADI 400°C/1h, $V_\gamma=31.4\%$, $KV=11.37$ J, $E_p=44\%$). S druge strane, kod materijala sa nižim sadržajem zadržanog austenita, prsline se lakše prostire, i procentualni udeo energije za rast prsline je manji (ADI 300°C/1h, $V_\gamma=16\%$, $KV=7.96$ J, $E_p=24.1\%$; ADI 350°C/1h, $V_\gamma=24.9\%$, $KV=9.18$ J, $E_p=23.7\%$).

5.6 Morfologija loma ADI materijala

Morfologija loma je u korelaciji sa zapreminskim udelom zadržanog austenita i prisutnim karbidima, odnosno sa količinom utrošene energije udara. U ovom radu uočena su tri karakteristična tipa loma ADI materijala: krta, duktilni i mešoviti lom. Krta morfologija loma nastaje mehanizmom kvazi-cepanja i javlja se kada je u strukturi prisutna mala količina zadržanog austenita ili zbog karbida nastalih tokom drugog stadijuma izotermne transformacije. Duktilni lom nastaje mehanizmom stvaranja, rasta i koalescencije mikrošupljina. Potpuni duktilni lom je prisutan kod uzoraka koji imaju visok sadržaj zadržanog austenita, odnosno visoku energiju udara i izduženje. Karakter mešovitog loma je različit. Može biti pretežno duktilni, duktilno – krta ili pretežno krta lom, pri čemu udeo duktilnog loma zavisi od količine zadržanog austenita i prisutnosti karbida. Morfologija loma epruveta bez zareza i epruveta sa „V“ zarezom je slična za iste termičke tretmane. U slučaju „V“ zareza, koji izaziva koncentraciju napona pri udaru, olakšan je nastanak prsline, tako da je energija za nastanak prsline i do 22 puta manja u odnosu na epruvete bez zareza.

5.7 Matematički model zavisnosti energije udara od temperature

Matematički model Todinova i prateća statistička procedura koji su inicijalno razvijeni i primenjeni za određivanje prelazne temperature čelika za posude pod pritiskom u nuklearnim elektranama, pokazao se pogodnim i za primenu kod ADI materijala, kako za opis zavisnosti energije udara od temperature, tako i za određivanje jednačina krivih prelazne temperature i same prelazne temperature. Štaviše, model se može uspešno primeniti i za određivanje krive prelazne temperature na osnovu procentualnog udela krtog i duktilnog loma na površini loma, što je i originalno primenjeno u ovoj doktorskoj disertaciji.

5.8 Uticaj mikrostrukture feritnog nodularnog liva na prelaznu temperaturu

Mikrostruktura feritnog nodularnog liva (NL-F) se ne menja sa snižavanjem temperature. U celom opsegu ispitivanja ostaje potpuno feritna. Feritni nodularni liv zadržava visoku vrednost energije udara sve do -60°C , nakon čega energija udara naglo opada. Prelazna temperatura na osnovu kriterijuma 50% apsorbovane energije iznosi -89°C pri 78 J. Morfologija loma ne odgovara visokim vrednostima energije udara i već na temperaturi od 0°C prisutno je 42% udela krtog loma na površini preloma. Krta lom se javlja usled ojačavanja feritne mikrostrukture izazvanog velikom i brzom plastičnom deformacijom epruveta bez zareza, kao i porastom napona tečenja na niskim temperaturama. Primenom matematičkog modela Todinova, za uslov 50% duktilnog i 50% krtog loma izračunata je prelazna temperatura od samo -5.42°C . Smatra se da prelazna temperatura od -5.42°C više odgovara opštem ponašanju materijala kod koga se javlja veliki udeo krtog loma na niskim temperaturama.

5.9 Uticaj mikrostrukture ADI materijala na prelaznu temperaturu

Na ponašanje ADI materijala na sniženim temperaturama najveći uticaj ima mikrostruktura, preciznije količina zadržanog austenita i njegova stabilnost, tj. obogaćenost ugljenikom. Stabilni, ugljenikom visoko-obogaćeni, zadržani austenit, dobijen pri nižim temperaturama izotermne transformacije zadržava svoju stabilnost sve do -150°C . Usled toga, pad energije udara sa smanjenjem temperature je usporen, skoro linearan. Pozitivan efekat visoke stabilnosti zadržanog austenita izražen je za ADI $300^{\circ}\text{C}/1\text{h}$, na temperaturama nižim od -101°C , gde linija prelazne temperature ima najveće vrednosti u odnosu na ostale ADI materijale. Prelazna temperatura za ADI $300^{\circ}\text{C}/1\text{h}$ iznosi -18.9°C pri $E_{0.5}=59\text{ J}$. Najniže prelazne temperature imaju ADI materijali izotermno transformisani na 350°C (ADI $350^{\circ}\text{C}/1\text{h}$, $T_{0.5}=-40.9^{\circ}\text{C}$ za $E_{0.5}=79.6\text{ J}$; i ADI $350^{\circ}\text{C}/3\text{h}$ $T_{0.5}=-42^{\circ}\text{C}$ za $E_{0.5}=85.5\text{ J}$). U ovom slučaju najniže vrednosti prelazne temperature su rezultat najbolje kombinacije između količine zadržanog austenita i njegove stabilnosti. Shodno tome, najveće energije udara u odnosu na ostale ispitivane ADI materijale, ADI $350^{\circ}\text{C}/1\text{h}$ i ADI $350^{\circ}\text{C}/3\text{h}$ imaju u intervalu od -32.6 do -101°C , odnosno od -19 do -99°C , respektivno. Najmanja stabilnost zadržanog austenita je prisutna je kod ADI $400^{\circ}\text{C}/1\text{h}$, gde se usled smanjenja temperature metastabilni, ugljenikom nisko-obogaćeni, zadržani austenit transformiše u martenzit. Nastanak martenzita izaziva relativno brzo smanjenje energija udara sa sniženjem temperature, tako da ADI $400^{\circ}\text{C}/1\text{h}$ ima najveće energije udara samo do -32.6°C u odnosu na ADI $350^{\circ}\text{C}/1\text{h}$, odnosno samo do -19°C ako se upoređuje sa ADI $350^{\circ}\text{C}/3\text{h}$. Prelazna temperatura za ADI $400^{\circ}\text{C}/1\text{h}$ iznosi -24.2°C za $E_{0.5}=92.3\text{ J}$. Ako su u ADI materijalu pre ispitivanja prelazne temperature prisutni karbidi nastali tokom drugog stadijuma izotermne reakcije, kao što je slučaj sa ADI $400^{\circ}\text{C}/3\text{h}$, dolazi do brzog pada energija udara sa snižavanjem temperature ispitivanja. Takođe, prelazna oblast je najuža i pomera se u odnosu na druge ADI materijale ka višim temperaturama, a prelazna temperatura iznosi -11.5°C sa $E_{0.5}=64.5\text{ J}$.

Kod ADI materijala, vrednost prelazne temperature 50% apsorbovane energije udara ($T_{0.5}$) i prelazne temperature 50% duktilnog i 50% krtoq loma ($T_{50\%}$) su približne, osim u slučaju ADI $400^{\circ}\text{C}/3\text{h}$ kod koga je prisutan krtoq lom i na gornjem pragu usled karbida nastalih tokom drugog stadijuma izotermne transformacije.

6. LITERATURA

- [1] 48th Census of World Casting Production, *Modern Casting*, 104/12, (2014), 17-21
- [2] Holtzer, M., Daňko, R., Zymankowska-Kumon, S.: The state of art and foresight of world's casting production, *Metalurgija*, 53/4, (2014), 697-700
- [3] Elliott, R.: *Cast Iron Technology*, Butterworth-Heinemann Ltd, Oxford, UK, (1988)
- [4] Šiđanin, L.: *Mašinski materijali II*, Fakultet tehničkih nauka, Novi Sad, (1996)
- [5] Abbasi, H.R., Bazdar, M., Halvae, A.: Effect of phosphorus as an alloying element on microstructure and mechanical properties of pearlitic gray cast iron, *Materials Science and Engineering A*, 444, (2007), 314-317
- [6] Shyrovkov, V., Arendar, L., Vasylyv, K., Vasylyv, O., Bilyuk, A.: Mechanism of the antifriction action of phosphide eutectic in cast irons, *Materials Science*, 41, (2005), 824-832
- [7] Bazdar, M., Abbasi, H.R., Yaghtin, A.H., Rassizadehghani, J.: Effect of sulfur on graphite aspect ratio and tensile properties in compacted graphite irons, *Journal of Materials Processing Technology*, 209, (2009), 1701-1705
- [8] Yen, C. L., Chen, F. J., Pan, Y. N.: Research on the Wear Resistance of High-Chromium White Cast Iron and Multi-component White Cast Iron, *Advanced Research on Civil Engineering, Materials Engineering and Applied Technology*, 859, (2014), 64-69
- [9] Cardoso, P. H. S., Israel, C. L., Strohaecker, T. R.: Abrasive wear in Austempered Ductile Irons: A comparison with white cast irons, *Wear*, 313/1-2, (2014), 29-33
- [10] Yoganandh, J., Natarajan, S., Babu, S. P. K.: Erosive Wear Behavior of Nickel-Based High Alloy White Cast Iron Under Mining Conditions Using Orthogonal Array, *Journal of Materials Engineering and Performance*, 22/9, (2013), 2534-2541
- [11] Yucel, E., Gunay, M.: Modeling and optimization of the cutting conditions in hard turning of high-alloy white cast iron (Ni-Hard), *Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers Part C-Journal of Mechanical Engineering Science*, 227/10, (2013), 2280-2290
- [12] Silman, G. I., Makarenko, K. V.: Graphitized Cast Irons, *Metal Science and Heat Treatment*, 56/1-2, (2014), 63-69
- [13] Laino, S., Sikora, J. A., Dommarco, R. C.: Influence of Chemical Composition and Solidification Rate on the Abrasion and Impact Properties of CADI, *ISIJ International*, 49/8, (2009), 1239-1245
- [14] Laino, S., Sikora, J. A., Dommarco, R. C.: Development of wear resistant carbidic austempered ductile iron (CADI), *Wear*, 265/1-2, (2008), 1-7
- [15] Peng, Y. C., Jin, H. J., Liu, J. H., Li, G. L.: Influence of cooling rate on the microstructure and properties of a new wear resistant carbidic austempered ductile iron (CADI), *Materials Characterization*, 72, (2012), 53-58
- [16] Sebastian, L., Jorge, S., Ricardo, D.: Advances in the Development of Carbidic ADI, *Science and Processing of Cast Iron IX*, 457(2011), 187-192
- [17] Sturm, J. C., Busch, G.: Cast iron - a predictable material, *China Foundry*, 8/1, (2011), 51-61
- [18] Rivera, G.L., Boeri, R.E., Sikora, J.A.: Solidification of gray cast iron, *Scripta Materialia*, 50, (2004), 331-335
- [19] Collini, L., Nicoletto, G., Konečná, R.: Microstructure and mechanical properties of pearlitic gray cast iron, *Materials Science and Engineering A*, 488, (2008), 529-539
- [20] Sjögren, T., Svensson, I.L.: The effect of graphite fraction and morphology on the plastic deformation behavior of cast irons, *Metallurgical and Materials Transactions A: Physical Metallurgy and Materials Science*, 38, (2007), 840-847

- [21] Lu, G., Wang, W. Y., Xie, J. P., The thermal fatigue performance for cast iron brake drum of large trucks, Shenzhen, (2012), 821-823
- [22] Maluf, O., Angeloni, M., Castro, D. B. V., Bose Filho, W. W., Spinelli, D., Ruckert, C. O. F. T.: Effect of alloying elements on thermal diffusivity of gray cast iron used in automotive brake disks, *Journal of Materials Engineering and Performance*, 18/7, (2009), 980-984
- [23] Fan, K. L., He, G. Q., She, M., Liu, X. S., Yang, Y., Lu, Q., Shen, Y., Tian, D. D.: Low cycle fatigue behavior of HT250 gray cast iron for engine cylinder blocks, *Journal of Materials Engineering and Performance*, 23/8, (2014), 3018-3026
- [24] Vermicular graphite cast iron, CLAAS GUSS GmbH, Technical Information No. 12, (2009), 1
- [25] Ductile Iron Data for Design Engineers, Published by Rio Tinto Iron & Titanium, Inc., Montreal, Canada, (1998)
- [26] Labrecque, C., Gagné, M.: Ductile Iron: Fifty years of continuous development, *Canadian Metallurgical Quarterly*, 37, (1998), 343-378
- [27] Derui, T., Haiping, L.: The ancient Chinese casting techniques, *China Foundry*, 8/1, (2011), 127-136
- [28] Lewensky, J.A.: Timeline of ductile iron history, *Modern Casting*, 88, (1998), 48-51
- [29] Millis, K.D., Gagnebin, A.P., Pilling, N.B.: Cast ferrous alloy, US Patent 2,486,760, (1949)
- [30] Onsjøien, M.I., Grong, Ø., Skaland, T., Jørgensen, K.: Mechanisms of graphite formation in ductile cast iron containing rare earth metals, *Materials Science and Technology*, 15, (1999), 253-259
- [31] Sheikh, M.A., Iqbal, J.: Effect of Lanthanum on Nodule Count and Nodularity of Ductile Iron, *Journal of Rare Earths*, 25, (2007), 533-536
- [32] Han, S. Y., Sohn, S. S., Shin, S. Y., Lee, S., Suh, Y. C.: In Situ fracture observation and fracture toughness analysis of pearlitic graphite cast irons with different nodularity, *Metals and Materials International*, 19/4, (2013), 673-682
- [33] Toktaş, G., Toktaş, A., Tayanç, M.: Influence of matrix structure on the fatigue properties of an alloyed ductile iron, *Materials and Design*, 29, (2008), 1600-1608
- [34] Wu, X. J., Quan, G. C., Macneil, R., Zhang, Z., Sloss, C.: Failure Mechanisms and Damage Model of Ductile Cast Iron Under Low-Cycle Fatigue Conditions, *Metallurgical and Materials Transactions A-Physical Metallurgy and Materials Science*, 45A/11, (2014), 5085-5097
- [35] Lerner, Y.S.: Wear resistance of ductile irons, *Journal of Materials Engineering and Performance*, 3, (1994), 403-408
- [36] Dommarco, R.C., Sousa, M.E., Sikora, J.A.: Abrasion resistance of high nodule count ductile iron with different matrix microstructures, *Wear*, 257, (2004), 1185-1192
- [37] Celik, O., Ahlatci, H., Kayali, E.S., Cimenoglu, H.: High temperature abrasive wear behavior of an as-cast ductile iron, *Wear*, 258, (2005), 189-193
- [38] Chuzhoy, L., DeVor, R.E., Kapoor, S.G., Bammann, D.J.: Microstructure-level modeling of ductile iron machining, *Journal of Manufacturing Science and Engineering, Transactions of the ASME*, 124, (2002), 162-169
- [39] Yescas, M.A.: Modeling the microstructure and mechanical properties of austempered ductile irons, PhD thesis, The University of Cambridge, Cambridge, UK, (2001), 11
- [40] Harding, R.A. The production, properties and automotive applications of austempered ductile iron, *Kovove Mater.*, 45, (2007), 1-16
- [41] Aluminium, Ductile Iron Gaining in World Market, *Modern Casting, Global Casting Trends*, (2007), 4-14
- [42] Dommarco, R., Galarreta, I., Ortiz, H., David, P., Maglieri, G.: The use of ductile iron for wheel loader bucket tips, *Wear*, 249, (2001), 101-108
- [43] Clegg, A.J., Staikos, T., Backhouse, C.J.: Potential for vehicle weight reduction using a new ductile cast iron, (2003), 93-105
- [44] Mädler, K., Bannasch, M.: Materials used for rolling stock wheels - Alternatives and limits, *ZEV Rail Glasers Annalen*, 130, (2006), 428-435
- [45] Kruse, S.: Blackhawk's turnaround, *Modern Casting*, 97, (2007), 34-38
- [46] Qi, X.B., Tang, J., Liu, Z.A., Piao, D.X., Yi, F.Q., Yang, S.C., Zhang, R.Q., Liu, C.S.: Copper alloy mold casting producing line for ductile iron castings used in automobile, *Zhuzao/Foundry*, 50, (2001), 629
- [47] Ye, J., Zhou, D.W., Gan, R.: Production and application of as-cast high toughness ductile iron QT400-18, *Zhuzao Jishu/Foundry Technology*, 26, (2005), 861-862
- [48] Kovacs, B. V.: On the Terminology and Structure of ADI, *AFS Transactions*, 83, (1994), 417-420
- [49] Voigt, R. C., Loper, C. R.: Austempered Ductile Iron-Process Control and Quality Assurance, *Journal of Materials Engineering and Performance*, 22/10, (2013), 2776-2794, Reprinted from *Journal of Heat Treating*, 3/4, (1984), 291-309
- [50] Elliott, R.: The Role of Research in Promoting Austempered Ductile Iron, *Heat Treatments of Metals*, 3, (1997), 55-59

- [51] Johansson, M.: Replacing Steel Components with ADI, Casting 1997 - International ADI and Simulation Conference, Helsinki, Finland, 28-30 May (1997), 1-13
- [52] Kovacs, B. V.: Development of Austempered Ductile Iron (ADI) for Automobile Crankshafts, Journal of Materials Engineering and Performance, 22/10, (2013), 2795-2800, Reprinted from Journal of Heat Treating, 5/1, (1987), 55-60
- [53] Rahgozar, N., Nili-Ahmadabadi, M., Forghani, F.: Development of high Mo carbide free thick section nodular cast iron by partial melting homogenisation, Materials Science and Technology, 29/11, (2013), 1346-1353
- [54] Zahiri, S.H., Davies, C.H.J., Pereloma, E.V.: Simultaneous prediction of austemperability and processing window for austempered ductile iron, Materials Science and Technology, 19, (2003), 1761-1770
- [55] Shih, T.S., Chang, C.H., Hwang, L.Z., Loper, C.R.: Mechanical Properties and Microstructures of Austempered Alloyed Ductile Irons, AFS Transactions, 107, (1991), 793-808
- [56] Bosnjak, B., Radulovic, B., Pop-Tonev, K., Asanovic, V.: Microstructural and mechanical characteristics of low alloyed Ni-Mo-Cu austempered ductile iron, ISIJ International, 40, (2000), 1246-1252
- [57] Kobayashi, T., Yamamoto, H.: Strength and toughness of ductile cast iron, International Journal of Materials & Product Technology, 14, (1999), 320-341
- [58] Liu, J., Elliott, R.: Numerical model for microsegregation in ductile iron, Materials Science and Technology, 14, (1998), 1127-1131
- [59] Owhadi, A., Hedjazi, J., Fazli, M., Shabestari, J.M., Davami, P.: Microsegregation of manganese and silicon in high manganese ductile iron, Materials Science and Technology, 13, (1997), 813-817
- [60] Bayati, H., Elliott, R.: Effect of microstructural features on the austempering heat treatment processing window, Materials Science Forum, 329, (2000), 73-78
- [61] Liu, J., Elliott, R.: The influence of cast structure on the austempering of ductile iron, International Journal of Cast Metals Research, 11, (1999), 407-412
- [62] Massone, J.M., Boeri, R.E., Sikora, J.A.: Solid state transformation kinetics of high nodule count ductile iron, International Journal of Cast Metals Research, 16, (2003), 179-184
- [63] Huh, Y.J., Arroyo, M.H., Rimmer, A.L., Elliott, R.: Austempering kinetics of a Mn-Mo-Cu ductile iron with a high nodule count, International Journal of Cast Metals Research, 11, (1999), 237-245
- [64] Shih, T.S., Chang, C.H., Ou, Z.D.: Mechanical Properties and Microstructures of Copper Alloyed ADI, AFS Transactions, 71, (1993), 857-872
- [65] Cooper, G., Roebuck, A., Bayati, H., Elliott, R.: The influence of nodule count on the austempering kinetics of a Mn-Cu ductile iron, International Journal of Cast Metals Research, 11, (1999), 227-235
- [66] Osafune, Y., Yuyama, M.: Microstructure and properties of austempered ductile cast iron with refined graphite nodules, International Journal of Cast Metals Research, 21, (2008), 90-95
- [67] Shih, T.S., Lin, P.Y., Chang, C.H., Loper, C.R.: A Study of the Austempering of a Ni-Cu Alloyed Ductile Iron, AFS Transactions, 142, (1990), 609-630
- [68] Ortiz, J., Cisilino, A.P., Otegui, J.L.: Effect of microcracking on the micromechanics of fatigue crack growth in austempered ductile iron, Fatigue and Fracture of Engineering Materials and Structures, 24, (2001), 591-605
- [69] Dai, P.Q., He, Z.R., Wu, W.Q., Mao, Z.Y.: Mechanical behaviour of graphite in fracture of austempered ductile iron, Materials Science and Technology, 18, (2002), 1052-1056
- [70] Stokes, B., Gao, N., Reed, P.A.S.: Effects of graphite nodules on crack growth behaviour of austempered ductile iron, Materials Science and Engineering A, 445-446, (2007), 374-385
- [71] Iacoviello, F., Di Bartolomeo, O., Di Cocco, V., Piacente, V.: Damaging micromechanisms in ferritic-pearlitic ductile cast irons, Materials Science and Engineering A, 478, (2008), 181-186
- [72] Rundman, K.B., Klung, R.C.: An x-ray and metallographic study of an austempered ductile cast iron, Transactions of the American Foundrymen's Society, 90, (1982), 499-508
- [73] Ahmadabadi, M.N.: Bainitic transformation in austempered ductile iron with reference to untransformed austenite volume phenomenon, Metallurgical and Materials Transactions A, 28A, (1997), 2159-2162
- [74] Mallia, J., Grech, M., Smallman, R.E.: Effect of silicon content on transformation kinetics of austempered ductile iron, Materials Science and Technology, 14, (1998), 452-460
- [75] Bhadeshia, H.K.D.H.: Bainite in steels; Transformations, microstructure and properties, 2nd Edition, IOM Communications Ltd., London, UK
- [76] Sidjanin, L., Smallman, R.E.: Metallography of bainitic transformation in austempered ductile iron, Materials Science and Technology, 8, (1992), 1095-1103
- [77] Sidjanin, L., Smallman, R.E., Boutorabi, S.M.: Microstructure and fracture of aluminium austempered ductile iron investigated using electron microscopy, Materials Science and Technology, 10, (1994), 711-720
- [78] Sidjanin, L., Smallman, R. E., Young, J. M.: Electron microstructure and mechanical properties of silicon and aluminium ductile iron, Acta Metallurgica et Materialia, 42/9, (1994), 3149-3156

- [79] Rajnović, D., Stojaković, D., Šidanin, L.: Postupak karakterizacije mikrostrukture ADI materijala, *Časopis Tehnika-Novi materijali*, 12/1, (2003), 9-16
- [80] Bayati, H., Elliott, R.: Role of austenite in promoting ductility in an austempered ductile iron, *Materials Science and Technology*, 13/4, (1997), 319-326
- [81] Yazdani, S., Elliott, R.: Influence of molybdenum on austempering behaviour of ductile iron. Part 1 - Austempering kinetics and mechanical properties of ductile iron containing 0.13%Mo, *Materials Science and Technology*, 15, (1999), 531-540
- [82] Hamid Ali, A.S., Elliott, R.: Influence of austenitising temperature on austempering of an Mn-Mo-Cu alloyed ductile iron Part 1 - Austempering kinetics and the processing window, *Materials Science and Technology*, 12, (1996), 1021-1031
- [83] Batra, U., Ray, S., Prabhakar, S. R.: Austempering and Austempered Ductile Iron Microstructure in Copper Alloyed Ductile Iron, *Jurnal of Materials Engineering and Performance*, 12/4, (2003), 426-429
- [84] Vázquez-Gómez, O., Barrera-Godínez, J. A., Vergara-Hernández, H. J.: Kinetic study of austenite formation during continuous heating of unalloyed ductile iron, *International Journal of Minerals, Metallurgy and Materials*, 22/1, (2015), 27-31
- [85] Batra, U., Tandon, P., Kaur, K.: A study of austenitization of SG iron, *Bulletin of Materials Science*, 23, (2000), 393-398
- [86] Meier, L., Hofmann, M., Saal, P., Volk, W., Hoffmann, H.: In-situ measurement of phase transformation kinetics in austempered ductile iron, *Materials Characterization*, 85, (2013), 124-133
- [87] Batra, U., Ray, S., Prabhakar, S.R.: Effect of austenitization on austempering of copper alloyed ductile iron, *Journal of Materials Engineering and Performance*, 12, (2003), 597-601
- [88] Putman, D.C., Thomson, R.C.: Microstructural and mechanical property modelling of austempered ductile iron, *International Journal of Cast Metals Research*, 16, (2003), 191-196
- [89] Bayati, H., Elliott, R.: Influence of austenitising temperature on mechanical properties of high manganese alloyed ductile iron, *Materials Science and Technology*, 11, (1995), 908-913
- [90] Kazerooni, R., Nazarboland, A., Elliott, R.: Use of austenitising temperature in control of austempering of an Mn-Mo-Cu alloyed ductile iron, *Materials Science and Technology*, 13, (1997), 1007-1015
- [91] Yazdani, S., Elliott, R.: Influence of molybdenum on austempering behaviour of ductile iron. Part 2 - Influence of austenitising temperature on austempering kinetics, mechanical properties, and hardenability of ductile iron containing 0.13%Mo, *Materials Science and Technology*, 15, (1999), 541-546
- [92] Bahmani, M., Elliott, R., Varahram, N.: The austempering kinetics and mechanical properties of an austempered Cu-Ni-Mo-Mn alloyed ductile iron, *Journal of Materials Science*, 32/18, (1997), 4783-4791
- [93] Fernandino, D. O., Massone, J. M., Boeri, R. E.: Characterization of the austemperability of partially austenitized ductile iron, *Journal of Materials Processing Technology*, 213/10, (2013), 1801-1809
- [94] Basso, A., Sikora, J.: Review on Production Processes and Mechanical Properties of Dual Phase Austempered Ductile Iron, *International Journal of Metalcasting*, 6/1, (2012), 7-14
- [95] Basso, A., Martínez, R., Sikora, J.: Influence of chemical composition and holding time on austenite (γ) \rightarrow ferrite (α) transformation in ductile iron occurring within the intercritical interval, *Journal of Alloys and Compounds*, 509/41, (2011), 9884-9889
- [96] Basso, A., Caldera, M., Chapetti, M., Sikora, J.: Mechanical Characterization of Dual Phase Austempered Ductile Iron, *Isij International*, 50/2, (2010), 302-306
- [97] Basso, A.D., Martínez, R.A., Sikora, J.A.: Influence of austenitising and austempering temperatures on microstructure and properties of dual phase ADI, *Materials Science and Technology*, 23, (2007), 1321-1326
- [98] Chang, C.H., Shih, T.S.: Ausferrite Transformation in Austempered Alloyed Ductile Irons, *Transactions of the Japan Foundrymen's Society*, 13, (1994), 56-63
- [99] Grny, M., Tyrala, E., Lopez, H.: Effect of Copper and Nickel on the Transformation Kinetics of Austempered Ductile Iron, *Journal of Materials Engineering and Performance*, 23/10, (2014), 3505-3510
- [100] Chang, L. C.: Carbon content of austenite in austempered ductile iron, *Scripta Materialia*, 39/1, (1998), 35-38
- [101] Kutsov, A., Taran, Y., Uzlov, K., Krimmel, A., Evsyukov, M.: Formation of bainite in ductile iron, *Materials Science and Engineering A*, 273-275, (1999), 480-484
- [102] Caballero, F.G., Garcia-Mateo, C., Santofimia, M.J., Miller, M.K., García de Andrés, C.: New experimental evidence on the incomplete transformation phenomenon in steel, *Acta Materialia*, 57, (2009), 8-17
- [103] Amran, Y., Katsman, A.: Quantitative analysis of austempering kinetics of ductile iron with Cu addition, *Materials Science and Technology*, 29/5, (2013), 529-533
- [104] Amran, Y., Katsman, A., Schaaf, P., Bamberger, M.: Influence of Copper Addition and Temperature on the Kinetics of Austempering in Ductile Iron, *Metallurgical and Materials Transactions B-Process Metallurgy and Materials Processing Science*, 41/5, (2010), 1052-1058

- [105] Dasgupta, R. K., Mondal, D. K., Chakrabarti, A. K.: Evolution of microstructures during austempering of ductile irons alloyed with manganese and copper, *Metallurgical and Materials Transactions A: Physical Metallurgy and Materials Science*, 44/3, (2013), 1376-1387
- [106] Erfanian-Naziftoosi, H. R., Haghdadi, N., Kiani-Rashid, A. R.: The effect of isothermal heat treatment time on the microstructure and properties of 2.11% Al austempered ductile iron, *Journal of Materials Engineering and Performance*, 21/8, (2012), 1785-1792
- [107] Sidjanin, L.: Cast Iron - A Real Advanced Material, Towards the Milenium - A Materials Perspective, The Institute of Materials, London, UK, (1996), 335-349
- [108] Sidjanin, L., Novovic, M., Smallman, R. E.: Metallographic Investigations of ADI materials, *Praktische Metallographie (Practical Metallography)*, 33/1, (1996), 2-16
- [109] Ahmadabadi, M.N.: A transmission electron study of 1 pct Mn ductile iron with different austempering treatments, *Metallurgical and Materials Transactions*, A29, (1998), 2297-2306
- [110] Pérez, M. J., Cisneros, M. M., Valdés, E., Mancha, H., Calderón, H. A., Campos, R. E.: Experimental study of the thermal stability of austempered ductile irons, *Journal of Materials Engineering and Performance*, 11/5, (2002), 519-526
- [111] Korichi, S., Priestner, R.: High temperature decomposition of austempered microstructures in spheroidal graphite cast iron, *Materials Science and Technology*, 11/9, (1995), 901-907
- [112] Liu, Y. C., Schissler, J. M., Chobaut, J. P., Vettters, H.: Structural Evolution of Austempered Ductile Iron (ADI) during Tempering, *Advanced Materials Research*, 4-5, (1997), 407-414
- [113] Campos-Cambranis, R. E., Narváez Hernández, L., Cisneros-Guerrero, M. M., Pérez-López, M. J.: Effect of Initial Microstructure on the Activation Energy of Second Stage During Austempering of Ductile Iron, *Scripta Materialia*, 38/8, (1998), 1281-1287
- [114] Trudel, A., Gagne, M.: Effect of composition and heat treatment parameters on the characteristics of austempered ductile irons, *Canadian Metallurgical Quarterly*, 36, (1997), 289-298
- [115] Ahmadabadi, M.N., Farjami, S.: Transformation kinetics of unalloyed and high Mn austempered ductile iron, *Materials Science and Technology*, 19, (2003), 645-649
- [116] Yazdani, S., Elliott, R.: Influence of molybdenum on austempering behaviour of ductile iron: Part 3 - Austempering kinetics, mechanical properties, and hardenability of ductile iron containing 0.25%Mo, *Materials Science and Technology*, 15, (1999), 885-895
- [117] Yazdani, S., Elliott, R.: Influence of molybdenum on austempering behaviour of ductile iron: Part 4 - Austempering behaviour of ductile iron containing 0.45%Mo, *Materials Science and Technology*, 15, (1999), 896-902
- [118] Eric-Cekic, O., Sidjanin, L., Rajnovic, D., Balos, S.: Austempering Kinetics of Cu-Ni Alloyed Austempered Ductile Iron, *Metals and Materials International*, 20/6, (2014), 1131-1138
- [119] Rajnovic, D., Eric, O., Sidjanin, L.: The standard processing window of alloyed ADI materials, *Kovove Materialy-Metallic Materials*, 50/3, (2012), 199-208
- [120] Batra, U., Ray, S., Prabhakar, S.R.: The Influence of Nickel and Copper on the Austempering of Ductile Iron, *Journal of Materials Engineering and Performance*, 13, (2004), 64-68
- [121] Wu, C. Z., Chen, Y. J., Shih, T. S.: Phase transformation in austempered ductile iron by microjet impact, *Materials Characterization*, 48/1, (2002), 43-54
- [122] Dojcinovic, M., Eric, O., Rajnovic, D., Sidjanin, L., Balos, S.: Effect of austempering temperature on cavitation behaviour of unalloyed ADI material, *Materials Characterization*, 82(2013), 66-72
- [123] Chen, C., Vourinen, J. J., Johansson, M.: The stability of austenite in ADI, *Proceedings of International ADI and Casting Simulation Conference*, Espoo, Finland, (1997), 55-67
- [124] Garin, J. L., Mannheim, R. L.: Strain-induced martensite in ADI alloys, *Journal of Materials Processing Technology*, 143, (2003), 347-351
- [125] Panneerselvam, S., Martis, C. J., Putatunda, S. K., Boileau, J. M.: An investigation on the stability of austenite in Austempered Ductile Cast Iron (ADI), *Materials Science and Engineering A*, 626, (2015), 237-246
- [126] Olofsson, J., Larsson, D., Svensson, I. L.: Effect of Austempering on Plastic Behavior of Some Austempered Ductile Iron Alloys, *Metallurgical and Materials Transactions a-Physical Metallurgy and Materials Science*, 42A/13, (2011), 3999-4007
- [127] Akca, C., Kinikoglu, N. G.: Effect of the Atomic Radius of Alloying Elements on Formation of Strain Martensite in Bainitic Ductile Iron, *Metal Science and Heat Treatment*, 52/9-10, (2011), 420-423
- [128] Kovacs, B.V.: A simple technique to identify various phases in austempered ductile iron, *Modern Casting*, 41, (1987), 34-35
- [129] Hernandez-Rivera, J. L., Garay-Reyes, C. G., Campos-Cambranis, R. E., Cruz-Rivera, J. J.: Design and optimization of stepped austempered ductile iron using characterization techniques, *Materials Characterization*, 83, (2013), 89-96

- [130] Hernandez-Rivera, J. L., Cambranis, R. E. C., de la Garza, A.: Study of microstructural evolution and mechanical properties exhibited by non alloyed ductile iron during conventional and stepped austempering heat treatment, *Materials & Design*, 32/10, (2011), 4756-4762
- [131] Aranzabal, J., Gutierrez, I., Rodriguez-Ibabe, J.M., Urcola, J.J.: Influence of heat treatments on microstructure and toughness of austempered ductile iron, *Materials Science and Technology*, 8, (1992), 263-273
- [132] Aranzabal, J., Gutierrez, I., Urcola, J.J.: Influence of heat treatments on microstructure of austempered ductile iron, *Materials Science and Technology*, 10, (1994), 728-737
- [133] Aranzabal, J., Gutierrez, I., Rodriguez-Ibabe, J.M., Urcola, J.J.: Influence of the Amount and Morphology of Retained Austenite on the Mechanical Properties of an Austempered Ductile Iron, *Metallurgical and Materials Transactions*, A28, (1997), 1143-1156
- [134] Gregorutti, R. W., Sarutti, J. L., Sikora, J.: Microstructural stability of austempered ductile iron after sub-zero cooling, *Materials Science and Technology*, 19/6, (2003), 831-835
- [135] Sidjanin, L., Rajnovic, D., Eric, O., Smallman, R. E.: Austempering study of unalloyed and alloyed ductile irons, *Materials Science and Technology*, 26/5, (2010), 567-571
- [136] Chang, L. C.: An analysis of retained austenite in austempered ductile iron, *Metallurgical and Materials Transactions A-Physical Metallurgy and Materials Science*, 34/2, (2003), 211-217
- [137] Bhadeshia, H. K. D. H.: The bainite transformation: unresolved issues, *Materials Science and Engineering A*, 273-275(1999), 58-66
- [138] Kobayashi, T., Yamamoto, H.: Development of high toughness in austempered type ductile cast iron and evaluation of its properties, *Metallurgical Transactions A (Physical Metallurgy and Materials Science)*, 19A, (1988), 319-327
- [139] Kobayashi, T.: Fracture characteristics and fracture toughness of spheroidal graphite cast iron, *Advanced Materials Research*, 4-5 (1997), 47-60
- [140] Shin, H. C., Ha, T. K., Chang, Y. W.: Kinetics of deformation induced martensitic transformation in a 304 stainless steel, *Scripta Materialia*, 45/7, (2001), 823-829
- [141] Olson, G. B., Cohen, M.: Kinetics of strain-induced martensitic nucleation, *Metallurgical Transactions A*, 6/4, (1975), 791-795
- [142] Sherif, M. Y., Mateo, C. G., Sourmail, T., Bhadeshia, H. K. D. H.: Stability of retained austenite in TRIP-assisted steels, *Materials Science and Technology*, 20/3, (2004), 319-322
- [143] Daber, S., Ravishankar, K. S., Rao, P. P.: Influence of austenitising temperature on the formation of strain induced martensite in austempered ductile iron, *Journal of Materials Science*, 43/14, (2008), 4929-4937
- [144] Druschitz, A. P., Aristizabal, R. E., Druschitz, E., Hubbard, C. R., Watkins, T. R., Walker, L., Ostrander, M.: In situ studies of intercritically austempered ductile iron using neutron diffraction, *Metallurgical and Materials Transactions A: Physical Metallurgy and Materials Science*, 43/5, (2012), 1468-1476
- [145] Kumari, U.R., Rao, P.P.: Study of wear behaviour of austempered ductile iron, *Journal of Materials Science*, 44, (2009), 1082-1093
- [146] Lerner, Y.S., Kingsbury, G.R.: Wear resistance properties of austempered ductile iron, *Journal of Materials Engineering and Performance*, 7, (1998), 48-52
- [147] Zhang, J. W., Zhang, N., Zhang, M. T., Zeng, D. F., Song, Q. P., Lu, L. T.: Rolling-sliding wear of austempered ductile iron with different strength grades, *Wear*, 318/1-2, (2014), 62-67
- [148] PourAsiabi, H., Saghafian, H., Pourasiabi, H.: Effect of austempering process on microstructure and wear behavior of ductile iron containing Mn-Ni-Cu-Mo, *Metals and Materials International*, 19/1, (2013), 67-76
- [149] Batra, U., Batra, N., Sharma, J. D.: Wear Performance of Cu-Alloyed Austempered Ductile Iron, *Journal of Materials Engineering and Performance*, 22/4, (2013), 1136-1142
- [150] Dorazil, E., Holzmann, M., Crhak, J., Kohout, J.: Influence of Low and Cryogenic Temperatures on Deformability and Fracture Behavior of Austempered Ductile Cast Irons under Static and Impact Stresses, *Giesserei-Praxis*, 8-9, (1985), 109-123
- [151] Zhang, J. W., Zhang, N., Zhang, M. T., Lu, L. T., Zeng, D. F., Song, Q. P.: Microstructure and mechanical properties of austempered ductile iron with different strength grades, *Materials Letters*, 119(2014), 47-50
- [152] Erić, O.: Određivanje opsega procesiranja legiranih ADI materijala, *Doktorska disertacija, Fakultet tehničkih nauka, Univerzitet u Novom Sadu, Novi Sad, Srbija*, (2006), 39
- [153] Kim, Y.J., Shin, H., Park, H., Lim, J.D.: Investigation into mechanical properties of austempered ductile cast iron (ADI) in accordance with austempering temperature, *Materials Letters*, 62, (2008), 357-360
- [154] Wen, D.C., Lei, T.S.: The mechanical properties of a low alloyed austempered ductile iron in the upper ausferrite region, *ISIJ International*, 39, (1999), 493-500
- [155] Toktaş, G., Tayanç, M., Toktaş, A.: Effect of matrix structure on the impact properties of an alloyed ductile iron, *Materials Characterization*, 57, (2006), 290-299

- [156] Batra, U., Ray, S., Prabhakar, S.R.: Impact Properties of Copper-Alloyed and Nickel-Copper Alloyed ADI, *Journal of Materials Engineering and Performance*, 16, (2007), 485–489
- [157] Rao, P.P., Putatunda, S.K.: Influence of microstructure on fracture toughness of austempered ductile iron, *Metallurgical and Materials Transactions A*, 28A, (1997), 1457-1470
- [158] Rao, P.P., Putatunda, S.K.: Dependence of fracture toughness of austempered ductile iron on austempering temperature, *Metallurgical and Materials Transactions A*, 29A, (1998), 3005-3016
- [159] Rao, P.P., Putatunda, S.K.: Comparative study of fracture toughness of austempered ductile irons with upper and lower ausferrite microstructures, *Materials Science and Technology*, 14, (1998), 1257-1265
- [160] Putatunda, S.K., Gadicherla, P.K.: Influence of austenitizing temperature on fracture toughness of a low manganese austempered ductile iron (ADI) with ferritic as cast structure, *Materials Science and Engineering A*, 268, (1999), 15-31
- [161] Rao, P.P., Putatunda, S.K.: Investigations on the fracture toughness of austempered ductile irons austenitized at different temperatures, *Materials Science and Engineering*, A349, (2003), 136-149
- [162] Hsu, C.H., Lin, K.T.: A study on microstructure and toughness of copper alloyed and austempered ductile irons, *Materials Science and Engineering A-Structural Materials Properties Microstructure and Processing*, 528/18, (2011), 5706-5712
- [163] Hsu, C.H., Lee, S.C., Feng, H.P., Shy, Y.H.: The effect of testing temperature on fracture toughness of austempered ductile iron, *Metallurgical and Materials Transactions A: Physical Metallurgy and Materials Science*, 32, (2001), 295-303
- [164] Dommarco, R.C., Jaureguiberry, A.J., Sikora, J.A.: Rolling contact fatigue resistance of ductile iron with different nodule counts and matrix microstructures, *Wear*, 261, (2006), 172-179
- [165] Greno, G.L., Otegui, J.L., Boeri, R.E.: Mechanisms of fatigue crack growth in Austempered Ductile Iron, *International Journal of Fatigue*, 21, (1999), 35-43
- [166] Luo, J., Bowen, P., Harding, R.A.: Evaluation of the fatigue behavior of ductile irons with various matrix microstructures, *Metallurgical and Materials Transactions A: Physical Metallurgy and Materials Science*, 33, (2002), 3719-3730
- [167] Lin, C.K., Lai, P.K., Shih, T.S.: Influence of microstructure on the fatigue properties of austempered ductile irons - I. High-cycle fatigue, *International Journal of Fatigue*, 18, (1996), 297-307
- [168] Ochi, Y., Masaki, K., Matsumura, T., Hosoya, T.: Effects of shot peening treatment on very high cycle fatigue property in austempered ductile cast iron, VHCF-4 - 4th International Conference on Very High Cycle Fatigue, Ann Arbor, MI, USA (2007), 281-287
- [169] Stokes, B., Gao, N., Reed, P.A.S., Lee, K.K.: Effects of carbides on fatigue characteristics of austempered ductile iron, *Metallurgical and Materials Transactions A: Physical Metallurgy and Materials Science*, 36, (2005), 977-988
- [170] Meneghetti, G., Ricotta, M., Masaggia, S., Atzori, B.: Comparison of the low-cycle and medium-cycle fatigue behaviour of ferritic, pearlitic, isothermed and austempered ductile irons, *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures*, 36/9, (2013), 913-929
- [171] Zhang, J.W., Song, Q.P., Zhang, N., Lu, L.T., Zhang, M.T., Cui, G.D.: Very high cycle fatigue property of high-strength austempered ductile iron at conventional and ultrasonic frequency loading, *International Journal of Fatigue*, 70 (2015), 235-240
- [172] Martínez, R. A., Boeri, R. E., Sikora, J. A.: Embrittlement of austempered ductile iron caused by contact with water and other liquids, *International Journal of Cast Metals Research*, 13/1, (2000), 9-15
- [173] Komatsu, S., Osafune, Y., Tanaka, Y., Tanigawa, K., Shibutani, S., Kyogoku, H.: Influence of water embrittlement effect on mechanical properties of ADI, *International Journal of Cast Metals Research*, 16/1-3, (2003), 209-214
- [174] Masud, L., Martínez, R., Simison, S., Boeri, R.: Embrittlement of austempered ductile iron on contact with water - Testing under applied potential, *Journal of Materials Science*, 38/13, (2003), 2971-2977
- [175] Cai, Q. Z., Wei, B. K., Tanaka, Y.: Fatigue properties of austempered ductile iron (ADI) in water environment, *Acta Metallurgica Sinica (English Letters)*, 17/2, (2004), 122-130
- [176] Shiraki, N., Sugiyama, Y., Imai, T.: Effects of Water and Humidity on Fracture Toughness of Spheroidal Graphite Cast Iron, *Journal of Japan Foundry Engineering Society*, 77/3, (2005), 167-172
- [177] Caballero, L., Elices, M., Parkins, R. N.: Environment-sensitive fracture of austempered ductile iron, *Corrosion*, 61/1, (2005), 51-57
- [178] Caldera, M., Martínez, R. A., Boeri, R. E., Sikora, J. A.: Evaluation of water embrittlement on 'dual phase' ADI, *Fatigue and Fracture of Engineering Materials and Structures*, 34/10, (2011), 774-781
- [179] Rajnovic, D., Balos, S., Sidjanin, L., Eric Cekic, O., Grbovic Novakovic, J.: Tensile properties of ADI material in water and gaseous environments, *Materials Characterization*, 101, (2015), 26-33
- [180] Hayrynen, K.L., Keough, J.R.: Austempered Ductile Iron-The State of the Industry in 2003, Keith D. Millis Symposium, 2003 World ADI Conference, Ductile Iron Society's and AFS, Louisville, Kentucky, USA, (2003), 1-15

- [181] Rajnović, D.: Karakterizacija, osobine i prelazna temperature legiranih ADI materijala, Magistarska teza, Fakultet tehničkih nauka, Univerzitet u Novom Sadu, Novi Sad, Srbija, (2009)
- [182] Keough, J.R., Hayrynen, K. L.: Automotive Applications of Austempered Ductile Iron (ADI): A Critical Review, Proceedings of Designing and Achieving Lightweight Vehicles, Detroit, USA, (2000), SAE Paper Number 2000-01-0764, 1-12
- [183] Keough, J. R.: Austempered Ductile Iron (ADI) - A Green Alternative, Transactions of the American Foundry Society, Vol 119, 119(2011), 591-599
- [184] Keough, J.R.: Austempered materials and their applications to drive line and suspension components, Proceedings of International Off-Highway & Powerplant Congress and Exposition, Milwaukee, USA, (2000), SAE Paper Number 2000-01-2563, 1-7
- [185] Warrick, R.J., Althoff, P., Druschitz, A.P., Lemke, J.P., Zimmerman, K., Mani, P.H., Rackers, M.L.: Austempered Ductile Iron Castings for Chassis Applications, Proceedings of Casting Solutions for the Automotive Industry, Detroit, USA, (2000), SAE Paper Number 2000-01-1290, 1-7
- [186] Reimer, D.: Applications for Austempered Ductile Iron Castings, Ductile Iron Society News, 3, (2005), 1-5
- [187] Keough, J.R., Dorn, T., Hayrynen, K. L., V. Popovski, Sumner, S., Rimmer, A.: Agricultural Applications of Austempered Iron Components, Ductile Iron Society News, 3, (2008), 1-9
- [188] Böhme, W., Reissig, L.: Capability of New High Strength ADI-Materials for Automotive Components under Crash Loading, Advanced Engineering Materials, (2015), 1-8
- [189] Dieter, G.E.: Mechanical Metallurgy, SI Metric Edition, McGraw-Hill, Singapore, (1988), 471-482
- [190] Manahan, M.P., McCowan, C.N., Siewert, T.A., Holt, J.M., Marsh, F.J., Ruth, E.A.: For 100 Years Notched Bar Impact Testing Standards have Yielded Widespread Benefits for Industry, ASTM Standardization News, February, (1999), 30-35
- [191] Perez, N.: Fracture mechanics, Kluwer Academic Publishers, Boston, US, (2004), 259-267
- [192] ASM Handbook: Volume 8, Mechanical Testing and Evaluation, Chapter: Impact Toughness Testing, ASM International, Materials Park, OH, US (2000), 1352-1376
- [193] Burzić, Z.: Primena savremenih tehnologija u oblasti ispitivanja metala razaranjem, Metalurgija - Journal of Metallurgy, 11/2, (2005), 127-140
- [194] Burzić, Z.: Savremene metode provere mehaničko-tehnoloških osobina zavarenih spojeva - Deo 1, Zavarivanje i zavarene konstrukcije, 2, (2002), 67-74
- [195] Smallman, R.E., Nagan, A.H.W.: Physical Metallurgy and Advanced Materials, Seventh Edition, Butterworth-Heinemann, Elsevier, Oxford, UK (2007), 429-432
- [196] Askeland, D.R.: The Science and Engineering of Materials, Second SI Edition, Chapman and Hall, London, UK, (1990), 162-164
- [197] Ratto, P.J.J., Ansaldo, A.F., Fierro, V.E., Aguera, F.R., Alvarez Villar, H.N., Sikora, J.A.: Low Temperature Impact Test in Austempered Ductile Iron and Other Spheroidal Graphite Cast Iron Structures, ISIJ International, 41/4, (2001), 372-380
- [198] Kisakurek, S. E., Ozel, A.: Unnotched Charpy Impact Energy Transition Behavior of Austempered Engineering Grade Ductile Iron Castings, Metallurgical and Materials Transactions B-Process Metallurgy and Materials Processing Science, 45/2, (2014), 454-463
- [199] Zhang, X. N., Qu, Y. D., Li, R. D.: Fracture Mechanism of Ferritic Ductile Iron under Instrumented Impact Load at Low Temperatures, ISIJ International, 54/10, (2014), 2309-2313
- [200] Labrecque, C., Cabanne, P. M.: Low temperature impact strength of heavy section ductile iron castings: effects of microstructure and chemical composition, China Foundry, 8/1, (2011), 66-73
- [201] Fierro, V.E., Sikora, J.A., Ansaldo, A.F., Ratto, P.J.J., Aguera, F.R., Alvarez Villar, H.N.: Mechanical behavior of spheroidal graphite cast iron in the temperature range between -100°C and +100°C, Latin American Applied Research, 33/1, (2003), 7-12
- [202] Fierro, V.E., Sikora, J.A., Aguera, F.R., Alvarez Villar, H.N., Ansaldo, A.F., Ratto, P.J.J.: Fractomechanical Properties of As-Cast and Austempered SG Cast Iron Between -40°C and +20°C, Materials Research, 5/2, (2002), 137-141
- [203] Riabov, M.V., Lerner, Y.S., Fahmy, M.F.: Effect of Low Temperatures on Charpy Impact Toughness of Austempered Ductile Iron, Journal of Materials Engineering and Performance, 11, (2002), 496-503
- [204] Rajnovic, D., Eric, O., Sidjanin, L.: Transition temperature and fracture mode of as-cast and austempered ductile iron, Journal of Microscopy, 232/3, (2008), 605-610
- [205] Cullity, B.D.: Elements of X-ray diffraction, Addison-Wesley, Reading, MA, USA, (1978)
- [206] Sedmak, S.: Sto godina udarnog ispitivanja po Šarpiju, Integritet i vek konstrukcija, 1-2, (2002), 3-4
- [207] Todinov, M.T.: Fitting impact fracture toughness data in the transition region, Materials Science and Engineering, A265, (1999), 1-6.
- [208] Todinov, M.T., Novovic, M., Bowen, P., Knott, J.F.: Modeling the impact energy in the ductile: brittle transition region of C-Mn multi-run welds, Materials Science and Engineering, A287, (2000), 116-124.

-
- [209] Novović, M.: Effect of microstructure and prestaining on ductile to brittle transition in carbon-manganese weld metals, PhD thesis, The University of Birmingham, Birmingham, UK, (2001)
- [210] Beynon, N. D., Jones, T. B., Fourlaris, G.: Effect of high strain rate deformation on microstructure of strip steels tested under dynamic tensile conditions, *Materials Science & Technology*, 21/1, (2005), 103-112
- [211] Cao, Y., Ahlström, J., Karlsson, B.: The influence of temperatures and strain rates on the mechanical behavior of dual phase steel in different conditions, *Journal of Materials Research and Technology*, 4/1, (2015), 68-74
- [212] Martinez, R. A.: Fracture surfaces and the associated failure mechanisms in ductile iron with different matrices and load bearing, *Engineering Fracture Mechanics*, 77/14, (2010), 2749-2762