



UNIVERZITET U NOVOM SADU

FAKULTET TEHNIČKIH NAUKA



**UTICAJ VODE NA  
POJAVU KRTOSTI KOD  
KONVENCIONALNIH I DVOFAZNIH  
ADI MATERIJALA**

DOKTORSKA DISERTACIJA

Mentor:  
Prof. dr Dragan Rajnović

Kandidat:  
Petar Janjatović

Novi Sad, 2023. godine

КЉУЧНА ДОКУМЕНТАЦИЈСКА ИНФОРМАЦИЈА<sup>1</sup>

Врста рада:	Докторска дисертација
Име и презиме аутора:	Петар Јањатовић
Ментор (титула, име, презиме, звање, институција)	Др Драган Рајновић, ванредни професор, Факултет техничких наука, Универзитет у Новом Саду
Наслов рада:	Утицај воде на појаву кртости код конвенционалних и двофазних АДИ материјала
Језик публикације (писмо):	Српски језик (латинично писмо)
Физички опис рада:	Унети број: Страница _____ 164 Поглавља _____ 7 Референци _____ 184 Табела _____ 33 Слика _____ 127 Графикона _____ 0 Прилога _____ 0
Научна област:	Машинско инжењерство
Ужа научна област (научна дисциплина):	Материјали и технологије спајања
Кључне речи / предметна одредница:	АДИ материјал, двофазни АДИ материјал, вода, кртост, аусферит
Резиме на језику рада:	<p>Конвенционални и двофазни АДИ материјали могу током експлоатације бити у контакту са разним радним флуидима. Примећено је да у контакту са течностима, при оптерећењу АДИ материјала, долази до пада вредности механичких карактеристика. Пад вредности се манифестује појавом кртости која је веома изражена у контакту са водом. Истраживања у оквиру тезе доказују да критична концентрација воде у испитној течности, при којој долази до појаве кртости и пада механичких вредности, зависи од морфологије микроструктуре и удела микроконституената односно слободног ферита и аусферита. Утицај морфологије аусферитне микроструктуре долази до изражаја код конвенционалних АДИ материјала. Код ових материјала и најмања концентрација воде од 0,2% утиче на пад вредности издужења за узорке изотермно трансформисане на 300 °С, док за узорке изотермно трансформисане на 400 °С потребна је концентрација воде од 4%. Код двофазних АДИ материјала контакт са водом је такође највише утицао на пад вредности издужења. Узорци испитани у 100% води који имају мање од 20% слободног ферита су осетљиви на утицај воде, док узорци са преко 50% нису. Утврђено је да слободни ферит није осетљив на утицај воде, док је аусферит осетљив. На крају докторске тезе дати су услови и модел механизма настанка и цикличног ширења прелине кроз аусферитну микроструктуру АДИ материјала који је изложен оптерећењу и у контакту је са критичном концентрацијом воде.</p>

Датум прихватања теме од стране надлежног већа:	22.09.2022.
Датум одбране: (Попуњава одговарајућа служба)	
Чланови комисије: (титула, име, презиме, звање, институција)	Председник: Др Себастиан Балош, редовни професор, Факултет техничких наука, Универзитет у Новом Саду Члан: Др Оливера Ерић Цекић, ванредни професор, Факултет за машинство и грађевинарство у Краљеву, Универзитет у Крагујевцу Члан: Др Пал Терек, ванредни професор, Факултет техничких наука, Универзитет у Новом Саду Члан: Др Мирослав Драмићанин, доцент, Факултет техничких наука, Универзитет у Новом Саду Ментор: Др Драган Рајновић, ванредни професор, Факултет техничких наука, Универзитет у Новом Саду
Напомена:	

<sup>1</sup> Аутор докторске дисертације потписао је и приложио следеће Обрасце:

5б – Изјава о ауторству;

5в – Изјава о истоветности штампане и електронске верзије и о личним подацима;

5г – Изјава о коришћењу.

Ове Изјаве се чувају на факултету у штампаном и електронском облику и не кориче се са тезом.

KEY WORD DOCUMENTATION <sup>1</sup>

Document type:	Doctoral dissertation
Author:	Petar Janjatović
Supervisor (title, first name, last name, position, institution):	Dr Dragan Rajnović, Associate Professor, Faculty of Technical Sciences, University of Novi Sad
Thesis title:	Influence of water on the embrittlement of conventional and dual-phase ADI materials
Language of text (script):	Serbian language (Latin letters)
Physical description:	Number of: Pages _____ 164 Chapters _____ 7 References _____ 184 Tables _____ 33 Illustrations _____ 127 Graphs _____ 0 Appendices _____ 0
Scientific field:	Mechanical Engineering
Scientific subfield (scientific discipline):	Materials and Joining Technologies
Subject, Key words:	ADI material, two-phase ADI material, water, embrittlement, ausferrite
Abstract in English language:	<p>Conventional and dual-phase Austempered Ductile Iron (ADI) materials can come into contact with various working fluids during operation. It has been observed that when ADI materials under stress are exposed to liquids, there is a reduction in their mechanical characteristics. The decrease of properties is manifested through embrittlement of ADI material, particularly when in contact with water. The study performed in this thesis demonstrates that the critical concentration of water in the testing liquid, at which embrittlement occurs and mechanical values decrease, is dependent on the microstructure morphology and the amount of microconstituents - namely, free ferrite and ausferrite. The impact of the ausferrite microstructure morphology is especially noticeable in conventional ADI materials. For these materials, even the smallest water concentration of 0.2% leads to a decrease in elongation values for samples isothermally transformed at 300 °C, while a water concentration of 4% is needed to induce embrittlement of samples isothermally transformed at 400 °C. Similarly, in the case of dual-phase ADI materials, exposure to the water has the most significant effect on the decrease of elongation values, also. Samples tested in a 100% water environment that contain less than 20% free ferrite demonstrate sensitivity to water influence, while samples with more than 50% free ferrite do not display this sensitivity. Additionally, it was established that free ferrite is not sensitive to embrittlement, while ausferrite is. At the end of the doctoral thesis, the conditions and a model illustrating process of the formation and cyclic propagation of cracks through the ausferrite microstructure of the ADI materials exposed to stress and in contact with a critical concentration of water are presented.</p>

Accepted on Scientific Board on:	22.09.2022.
Defended: (Filled by the faculty service)	
Thesis Defend Board: (title, first name, last name, position, institution)	President: Dr Baloš Sebastian, Full Professor, Faculty of Technical Sciences, University of Novi Sad Member: Dr Olivera Erić Cekić, Associate Professor, Faculty of Mechanical and Civil Engineering in Kraljevo, University of Kragujevac Member: Dr Pal Terek, Associate Professor, Faculty of Technical Sciences, University of Novi Sad Member: Dr Miroslav Dramićanin, Assistant Professor, Faculty of Technical Sciences, University of Novi Sad Supervisor: Dr Dragan Rajnović, Associate Professor, Faculty of Technical Sciences, University of Novi Sad
Note:	

---

<sup>1</sup> The author of doctoral dissertation has signed the following Statements:

56 – Statement on the authority,

5B – Statement that the printed and e-version of doctoral dissertation are identical and about personal data,

5r – Statement on copyright licenses.

The paper and e-versions of Statements are held at the faculty and are not included into the printed thesis.

## Sadržaj

UVOD.....	1
1 PREGLED DOSADAŠNJIH ISTRAŽIVANJA.....	3
1.1 Livena gvožđa .....	4
1.1.1 Belo liveno gvožđe .....	6
1.1.2 Melirano liveno gvožđe .....	8
1.1.3 Sivo liveno gvožđe .....	8
1.2 Nodularni liv.....	10
1.2.1 Uticajni parametri na osobine nodularnog liva .....	11
1.2.2 Mehaničke osobine nodularnog liva.....	14
1.2.3 Primena nodularnog liva.....	14
1.3 Austemperovani nodularni liv – ADI materijal.....	16
1.3.1 Polazni materijal .....	16
1.3.2 Austemperovanje .....	17
1.3.3 Mikrostruktura ADI materijala.....	24
1.3.4 Mehaničke karakteristike ADI materijala .....	27
1.3.5 Primena ADI materijala.....	32
1.4 Dvofazni ADI materijal.....	34
1.4.1 Dobijanje dvofaznog ADI materijala .....	35
1.4.2 Mikrostruktura dvofaznog ADI materijala.....	36
1.4.3 Mehaničke osobine dvofaznog ADI materijala .....	37
1.4.4 Primena dvofaznog ADI materijala.....	42
1.5 Ponašanje ADI materijala u tečnostima .....	44
1.5.1 Pregled dosadašnjih teorijskih saznanja o pojavi krtosti ADI materijala .....	44
1.5.2 Morfologija površine loma ADI-a u kontaktu sa tečnostima .....	46
1.5.3 Mehaničke karakteristike u kontaktu sa tečnostima .....	48
2 EKSPERIMENTALNA PROCEDURA .....	56
2.1 Plan istraživanja .....	57
2.2 Izbor polaznog materijala.....	58
2.3 Izbor geometrije odlivka .....	58

2.4	Ispitivanja hemijskog sastava, mikrostrukture i mehaničkih osobina polaznog materijala .....	58
2.5	Izrada epruveta .....	59
2.6	Termički tretman .....	60
2.7	Ispitivanje mikrostrukture ADI materijala .....	62
2.8	Ispitivanje udela faza .....	62
2.9	Ispitivanje količine zadržanog austenita.....	62
2.10	Ispitivanje u vodi .....	63
2.10.1	Tečnosti u kojima će se vršiti ispitivanje.....	63
2.11	Ispitivanje mehaničkih osobina .....	64
2.11.1	Ispitivanje tvrdoće .....	64
2.11.2	Ispitivanje zatezanjem .....	65
2.11.3	Ispitivanje energije udara.....	65
2.12	Ispitivanje morfologije loma. ....	66
3	REZULTATI.....	67
3.1	Hemijski sastav nodularnog liva .....	68
3.2	Mikrostruktura.....	68
3.2.1	Mikrostruktura nodularnog liva.....	68
3.2.2	Mikrostruktura konvencionalnog ADI materijala .....	69
3.2.3	Mikrostruktura dvofaznog ADI materijala .....	70
	Morfologija mikrostrukture .....	70
	Udeo faza u mikrostrukтури.....	73
3.2.4	Rendgenostruktorna analiza .....	77
3.3	Mehaničke osobine.....	81
3.3.1	Tvrdoća.....	81
3.3.2	Zatezne karakteristike.....	85
3.3.3	Energija udara.....	96
3.3.4	Klasifikacija ispitanih materijala u skladu sa standardima.....	101
3.4	Ispitivanje morfologije loma .....	101
3.4.1	Ispitivanje morfologije loma nodularnog liva .....	101
3.4.2	Ispitivanje morfologije konvencionalnog ADI materijala.....	102
3.4.3	Ispitivanje morfologije dvofaznog ADI materijala .....	113
4	DISKUSIJA.....	127
4.1	Hemijski sastav i mikrostruktura.....	128
4.1.1	Hemijski sastav nodularnog liva .....	128

---

4.1.2	Mikrostruktura nodularnog liva.....	129
4.1.3	Mikrostruktura konvencionalnog ADI materijala .....	129
4.1.4	Mikrostruktura dvofaznog ADI materijala .....	130
4.2	Mehaničke osobine.....	132
4.2.1	Tvrdoća.....	132
4.2.2	Zatezne karakteristike.....	135
4.2.3	Energija udara.....	138
4.3	Morfologija loma.....	142
4.3.1	Morfologija loma nodularnog liva.....	142
4.3.2	Morfologija loma konvencionalnog ADI materijala .....	142
4.3.3	Morfologija loma dvofaznog ADI materijala .....	144
4.4	Mehanizam nastanka krtosti usled kontakta sa vodom .....	147
5	ZAKLJUČCI .....	149
6	LITERATURA.....	154



## UVOD

Sa istorijske tačke gledišta razvoj određenih grana industrije u velikoj meri je zavisio od razvoja i primene novih naprednih materijala. U industriji, iz tehnoekonomskeg aspekta, težnja proizvođača se zasniva na proizvodnji univerzalnih materijala koji zadovoljavaju široki opseg zahteva u eksploataciji uz što niže troškove proizvodnje. U obzir treba uzeti mogućnost njihove proizvodnje recikliranjem sekundarnih sirovina čime bi se značajno doprinelo sa stanovništva ekološkog aspekta, ali i niže cene proizvodnje. U procesu obrade proizvoda ne smeju se zanemariti ni tehnološke osobine materijala koje u velikoj meri utiču na cenu finalnog proizvoda. Pored razvoja i proizvodnje novih materijala teži se i unapređivanju postojećih. Unapređenje i poboljšavanje postojećih materijala se zasniva na naknadnim tretmanima koji imaju za cilj promenu strukture materijala čime se direktno utiče na mehaničke osobine.

Na osnovu navedenog, materijal koji ispunjava široku lepezu zahteva jeste austemperovani nodularni liv, odnosno ADI (Austempered Ductile Iron) materijal. Kao polazni materijal za proizvodnju ADI materijala koristi se nodularni liv. Od ukupne svetske proizvodnje livenih gvožđa nodularni liv zauzima drugo mesto, posle sivog liva. Razlozi tome jesu visoke mehaničke osobine, dobra obradivost rezanjem, sposobnost prigušivanja vibracija i otpornost na habanje. Nodularni liv se upotrebljava za izradu delova hidroturbina, automobila, poljoprivrednih mašina, mlinova i postolja industrijskih mašina.

Primenom austemperovanja vrši se transformacija nodularnog liva u ADI materijal. Austemperovanje je postupak termičke obrade koji se sastoji iz austenitizacije i izotermne transformacije. Za razliku od nodularnog liva čija mikrostruktura metalne osnove može biti feritna, feritno-perlitna ili perlitna, ADI materijal može imati u potpunosti ausferitnu ili ausferitno-feritnu mikrostrukturu metalne osnove. Variranjem parametara austenitizacije se utiče na udeo feritne faze, dok parametri izotermne transformacije utiču na morfologiju ausferitne mikrostrukture. Ausferitna mikrostruktura predstavlja vrlo kompleksnu mikrostrukturu čijom se kontrolom i karakterizacijom zajedno sa udelom ferita mogu projektovati osobine ADI materijala.

ADI materijali imaju visoku žilavost loma, duktilnost, čvrstoću, otpornost na habanje i zamor, i dobro se obrađuju rezanjem. Veliki dijapazon osobina, kao i manja težina od čelika te manja cena proizvodnje, omogućuju široku primenu ADI materijala za proizvodnju komponenti dosad izrađivanih od livenog ili kovanog čelika. Shodno navedenom može se konstatovati da porast proizvodnje nodularnog liva na svetskom tržištu u velikoj meri zavisi od porasta proizvodnih kvota u autoindustriji gde ADI materijal ima sve veću primenu. Dokaz tome je i prvi pad proizvodnje nodularnog liva za poslednjih 50 godina koji je nastupio 2019. godine upravo kada su smanjene proizvodne norme automobila na svetskom nivou. Reprezentativan primer je Portugalija koja 87,5% svih odlivaka od nodularnog liva koristi za potrebe autoindustrije, dok Finska 90,5% za potrebe industrije mašina.

Uslovi eksploatacije i radno okruženje komponenti izrađenih od ADI materijala su u većini slučajeva izloženi različitim atmosferskim uticajima i različitim industrijskim tečnostima. U takvim uslovima ADI materijali mogu doći u kontakt sa: vodom (kiša, sneg, kondenzovana vlaga koja se formira na površini usled promene temperature), radnim fluidima (mineralno, sintetičko i polusintetičko ulje, parafinsko ulje, aromatični fluid), sredstva za podmazivanje i/ili hlađenje (emulzije i antifrizi). Uopšteno, tokom upotrebe komponente od ADI materijala su u kontaktu sa nekom tečnošću.

Međutim, u praksi i stručnoj literaturi uočeno je da pri kontaktu sa tečnostima ADI materijala koji je izložen opterećenju, dolazi do pada vrednosti mehaničkih karakteristika, posebno izduženja. Ovaj pad vrednosti se manifestuje pojavom krtosti koja je veoma izražena u kontaktu sa vodom, dok je u kontaktu sa drugim tečnostima manje izražena. Takođe, efekat uticaja vode je različit u zavisnosti od vrste, količine, i morfologije mikrokonstituenata. Pored toga, krtost ADI materijala usled kontakta sa vodom je reverzibilna, odnosno nakon sušenja, uzorci zadržavaju svoje prethodne mehaničke karakteristike, a pojava krtosti ne zavisi od vremena izlaganja tečnosti, tj. krtost nastaje skoro trenutno.

Na osnovu prethodno navedenog, uočava se očigledna potreba za istraživanjem fenomena pojave krtosti kod konvencionalnih i dvofaznih ADI materijala, sa naučnog i praktičnog aspekta. Iako je u naučnoj literaturi fenomen uticaja vode na mehaničke osobine ADI materijala poznat, nije u potpunosti objašnjen, ili postoje kontradiktorne teorije. Sa praktične strane, svaki ADI materijal predstavlja jedinstven slučaj zbog svoje složene mikrostrukture i potrebno je za svaki pojedinačni slučaj utvrditi njegovo ponašanje u tečnostima.

Na osnovu dosadašnjih saznanja o pojavi krtosti kod ADI materijala usled kontakta sa tečnostima, postavljene su opšte hipoteze teze:

- voda je medijum koji izaziva krtost kod ADI materijala,
- promena koncentracije vode u rastvoru (tečnosti) utiče različito na mehaničke osobine, odnosno veći sadržaj vode, ili čista voda ima negativniji uticaj i dovodi do pojave izražene krtosti,
- postoji neka granična koncentracija ispod koje voda nema kritičan (statistički značajan) uticaj na mehaničke osobine,
- ausferitna struktura je osetljiva na krtost u prisustvu vode, dok feritna mikrostruktura nije, tako da kod dvofaznih, feritno-ausferitnih ADI materijala, veći sadržaj slobodnog ferita će smanjiti negativni uticaj vode na zatezne karakteristike.

Shodno postavljenim hipotezama i potrebama naučnog istraživanja, prvenstveni cilj ove doktorke teze je bio ispitivanje uticaja različitog procenta vode na mehaničke osobine kod konvencionalnih i dvofaznih ADI materijala, pri čemu su istraživanja u doktorskoj disertaciji obuhvatila:

- proizvodnju konvencionalnog i dvofaznog ADI materijala izotermno transformisanog u gornjem i donjem području izotermne transformacije, i njihovu potpunu karakterizaciju,
- ispitivanje uticaja različitog procenta vode na zatezne karakteristike konvencionalnog ADI materijala,
- ispitivanje uticaja različitog zapreminskog udela mikrokonstituenata (ausferita i slobodnog ferita) na pojavu krtosti pri kontaktu sa vodom dvofaznog ADI materijala,
- objedinjavanje rezultata kako bi se odredio kritični uticaj vode na pad vrednosti zateznih karakteristika konvencionalnih i dvofaznih nelegiranih ADI materijala, proširenje teorijskih i praktičnih saznanja o fenomenu pojave krtosti ADI materijala u kontaktu sa tečnostima.

## ***1 PREGLED DOSADAŠNJIH ISTRAŽIVANJA***

## 1.1 Livena gvožđa

Kroz istoriju livena gvožđa beleže konstantan razvoj i vodeće mesto u odnosu na ukupnu svetsku proizvodnju svih odlivaka. Livena gvožđa predstavljaju leguru železa, ugljenika i silicijuma sa sadržajem ugljenika 2-4% i silicijuma 0,5-3% [1,2].

Zbog visokog udela ugljenika, livena gvožđa očvršćavaju u obliku primarnih kristala austenita koji su okruženi eutektikumom. Eutektikum se može izdvojiti u vidu cementita, tvrde i krte faze, ili grafita, izrazito meke faze [1,3]. Posledica izdvajanja eutektikuma odlikuje glavnu karakteristiku livenih gvožđa, to jest, nemogućnost prerade plastičnom deformacijom već isključivo livenjem odakle i potiče njihov opšti naziv. Upravo zbog izdvajanja eutektikuma livena gvožđa imaju niže mehaničke osobine u odnosu na čelik. Mehaničke osobine livenih gvožđa su određene mikrostrukturom metalne osnove i količinom, oblikom i rasporedom ugljenika. Dobre osobine livenih gvožđa su niža tačka topljenja zbog visokog sadržaja ugljenika, bolja livkost i niža proizvodna cena u odnosu na čelik [4].

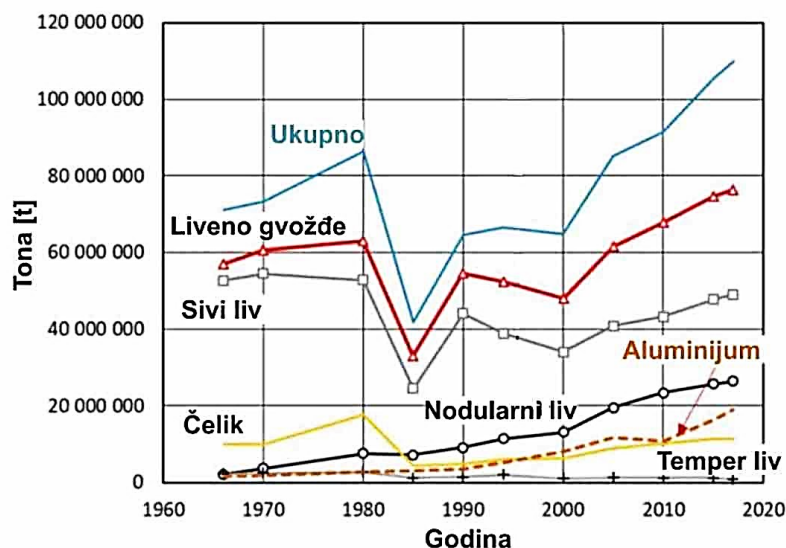
U zavisnosti od faze koju gradi ugljenik osnovna podela livenih gvožđa je na:

- belo liveno gvožđe – ugljenik sa železom stvara karbide  $Fe_3C$  -cementit,
- melirano liveno gvožđe – prisutan je cementit i grafit (ugljenik izdvojen u slobodnoj formi),
- sivo liveno gvožđe – ugljenik se izdvaja u vidu grafita [5].

Proizvodnja livenih gvožđa zauzima vodeću poziciju u svetskom udelu proizvodnje svih odlivaka. Ukupna proizvodnja svih odlivaka u 2019. godini je iznosila preko 109 miliona tona. Livena gvožđa koja se najviše proizvode su sivi i nodularni liv sa udelom 68%, odnosno 74 miliona tona [6]. Proizvodnja sivog liva je iznosila 46,9% dok je nodularnog liva iznosila 21,7%. Ostali najzastupljeniji metali za izradu odlivaka su aluminijum (15,8%), čelik (9,2%) i bakar (1,7%). Navedeni metali čine preko 95% svetske proizvodnje odlivaka.

Za razliku od sivog liva nodularni liv beleži konstantni rast već više od pola veka. Na smanjenje proizvodnje nije uticala ni svetska recesija 80tih godina 20. veka kao ni recesija početkom 21. veka. Na slici 1.1 je prikazan dijagram sa jasnim tendencijama pada tokom navedenih recesija međutim takođe se vidi da ja proizvodnja odlivaka od nodularnog liva i aluminijuma beležila porast. Najveći svetski proizvođač nodularnog liva je Kina sa udelom u svetskoj proizvodnji 12,8%, zatim slede Nemačka, Japan i Indija sa znatno manjim udelom od svega 1,3; 1,2 i 1,1%, respektivno (podaci za 2019. godinu) [6].

Prema objedinjenim podacima Evropskog udruženja livnica [7] (Comitee des associations européennes de la fonderie – CAEF) za period od 2016. do 2020. godine (tabela 1.1), članice udruženja beleže pad proizvodnje za 2019. i 2020. godinu,. Proizvođači nodularnog liva prijavili su pad proizvodnje za 19,4% odnosno 4 miliona tona. Jedino su livnice Republike Mađarske ostvarila povećanje proizvodnje za 4,2%. Komponente od nodularnog liva se uglavnom proizvode u Nemačkoj, Turskoj, Francuskoj, Španiji i Italiji. Osim Turske (8,5%), sve ostale zemlje su u 2020. dostigle dvocifrenim procentualni pad proizvodnje nodularnog liva, Nemačka 33,2%, Francuska 16,6%, Španija 12,1% i Italija 21,1% u odnosu na proizvodnju 2019. godine. Ovaj pad je verovatno posledica pandemije Korona virusa. Komponente od nodularnog liva preovladavaju u industriji motornih vozila i mašina, dok je građevinska industrija na trećem mestu među kupcima.



**Slika 1.1** Dijagram trenda godišnje proizvodnje odlivaka na svetskom nivou [8]

Ako se analiziraju udeli odlivaka motornih vozila u onim zemljama za koje su podaci na raspolaganju, vidi se da je najveći udeo zabeležen u Portugaliji sa 87%, Turskoj sa 45,9% i Nemačkoj sa 44,6%. Industrija mašina ima najveći udeo u proizvodnji u Finskoj 90,5%, Italiji 54,7% i Nemačkoj sa 33,2%.

**Tabela 1.1** Godišnja proizvodnja nodularnog liva zemalja članica CAEF-e izražena u hiljadama tona [7]

Zemlja	2016	2017	2018	2019	2020	2019/18 u %	2020/19 u %
Austrija	101,8	102,9	109,7	104,7	91,7	-4,6	-12,4
Belgija	7,2	8,4	7,8	5,1	3,9	-34,6	-23,5
Bugarska		9,2					
Hrvatska	11,8						
Češka	51,8	55,0	57,0	50,0	34,5	-12,3	-31,0
Holandija	52,5	56,1	61,9	58,1		-6,1	
Finska	33,5	36,3	36,2	29,3	23,1	-19,1	-21,2
Francuska	675,2	696,3	682,1	711,4	593,6	4,3	-16,6
Nemačka	1509,9	1587,7	1636,0	1433,7	957,1	-12,4	-33,2
Mađarska	57,9	54,5	63,4	55,6	58	-12,3	4,3
Italija	381,2	425,1	428,6	381,3	300,6	-11,0	-21,2
Norveška	19,2	21,1	22,3	22,3			
Poljska	166,2	160,0	160,0	155,0	124,0	-3,1	-20,0
Portugalija	93,4	97,2	96,8	94,4	76,1	-2,5	-19,4
Slovenija	31,0	38,6	46,6	46,7	39,8	0,2	-14,8
Španija	671,4	698,1	711,6	663,0	582,8	-6,8	-12,1
Švedska	49,5	55,6	64,0	62,0	51,0	-3,1	-17,7
Švajcarska	22,8	22,8	22,1	14,7	11,9	-33,5	-19,0
Turska	655,0	825,0	912,9	934,4	854,7	2,4	-8,5
Ujedinjeno Kraljevstvo	178,5	196,0	219,5	220,5	195,6	0,5	-11,3
Suma	4769,8	5145,9	5338,5	5042,2	3998,4	-5,6	-20,7

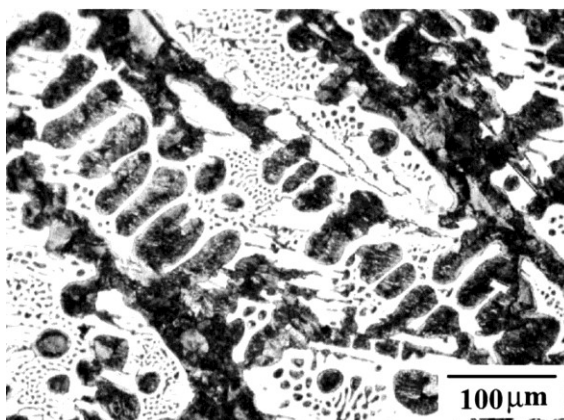
### 1.1.1 Belo liveno gvožđe

Livena gvožđa u kojima ugljenik sa železom gradi intersticijsko hemijsko jedinjenje  $\text{Fe}_3\text{C}$  - cementit naziva se belo liveno gvožđe – beli liv.

U praksi se koristi beli liv, a daljom preradom (temperovanjem) belog liva moguće je proizvesti i temper liv u kome je prisutan grafit.

#### **Beli liv**

U mikrostrukтури belog liva nije prisutan grafit, već  $\text{Fe}_3\text{C}$  – cementit, kao primarni  $\text{Fe}_3\text{C}$ , sekundarni  $\text{Fe}_3\text{C}$  ili  $\text{Fe}_3\text{C}$  unutar perlita. Beli liv nastaje brzim hlađenjem liva, snižavanjem sadržaja silicijuma ili dodavanjem karbidotvornih elemenata kao što su Cr, Mo, V, Bi, Te i ostali. Mikrostruktura liva se sastoji iz perlita, cementita i ledeburita ( $\text{P}+\text{Fe}_3\text{C}+\text{L}_{\text{II}}$ ) [1,5]. Zahvaljujući cementitu odlikuje ga visoka tvrdoća i otpornost na habanje pa se koristi za izradu delova u mlinskoj industriji za izradu oplata unutar bubnja mlina i kugli [9]. Nije pogodan za mašinsku obradu te se uvek teži tehnologijom livenja dobiti krajnji, finalni proizvod. Na slici 1.2 prikazana je mikrostruktura belog liva.



*Slika 1.2* Prikaz mikrostrukture belog liva [10]

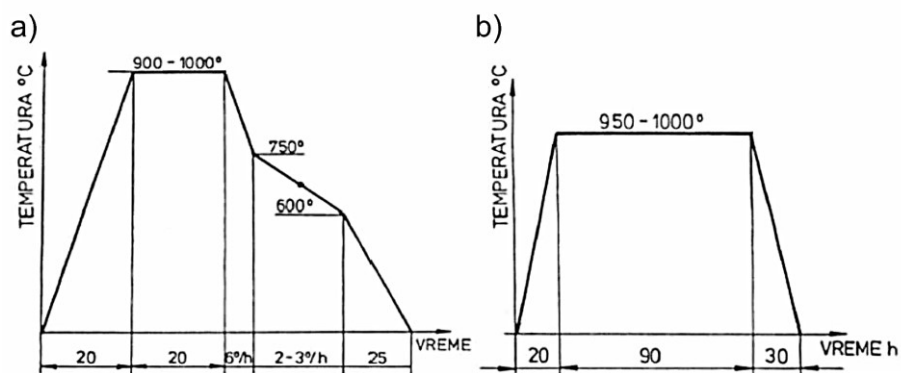
#### **Temper liv**

Termičkim tretmanom se od belog liva dobija beli ili crni temper liv. Termički tretman se zove temperovanje i podrazumeva žarenje odlivaka pri čemu se odvija grafitizacija cementita [2,11]. Režimi su različiti u zavisnosti koji se temper liv se želi dobiti i ilustrovani su na dijagramu, slika 1.3.

Postupak temperovanja za dobijanje crnog temper liva se sastoji od operacija prikazanih na slici 1.3a i vrši se u neutralnoj sredini. Zagrevanje odlivka do temperature iznad  $A_1$  (900-1000 °C). Zadržavanje određeno vreme na datoj temperaturi koje se ujedno zove prvi stadijum grafitizacije. Zatim posle prvog stadijuma sledi hlađenje do temperature eutektoidnog razlaganja čime se započinje drugi stadijum grafitizacije. U drugom stadijumu se vrši polako hlađenje u temperaturnom intervalu od 750 do 600 °C ili držanje na konstantnoj temperaturi ispod  $A_1$ . Nakon druge faze sledi hlađenje do sobne temperature. Period zagrevanja i hlađenja odlivka zavisi od njegove veličine i debljine zidova dok vreme prvog i drugog stadijuma zavisi od hemijskog sastava liva, vrste temper liva koji se želi postići i zahtevanih mehaničkih osobina. U slučaju da se izvrši samo prvi stadijum grafitizacije metalna osnova će biti perlitna dok

zajedno sa drugim stadijumom osnova će biti u potpunosti feritna. Mikrostruktura feritnog i perlitno-feritnog crnog temper liva je prikazana na slici 1.4.

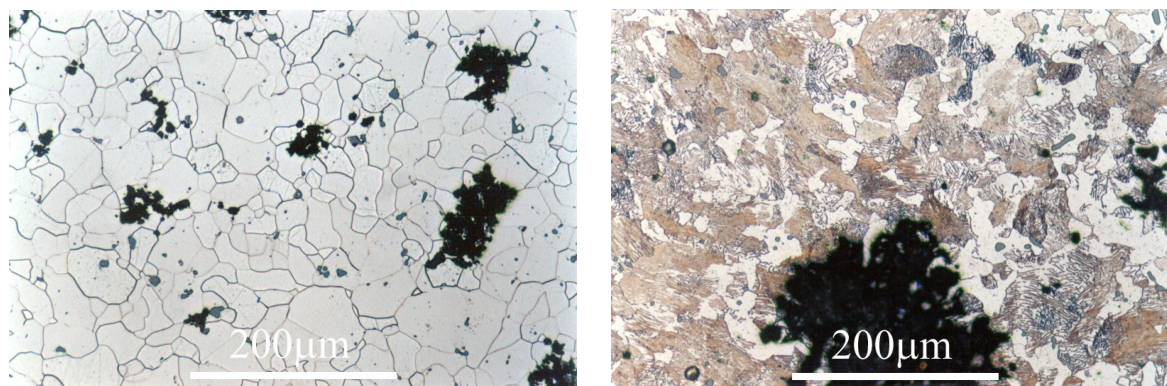
Beli temper liv se dobija pri temperovanju u oksidacionoj sredini sa režimom prikazanim na slici 1.3b. Pored grafitizacije, na površini odlivka dolazi do razugljeničenja usled oksidacije atoma ugljenika iz obrazovanog grafita, cementita i austenita [12,13]. Težnja atoma ugljenika jeste da se izjednači koncentracija unutar odlivka te atomi ugljenika iz sredine difunduju ka površini odlivka koja je razugljeničena. Ukoliko je debljina zida odlivka dovoljno tanka doći će do potpunog razugljeničenja i površina preloma zida će biti potpuno bele boje (struktura je potpuno feritna), odakle i potiče naziv za beli temper liv. Metalna osnova je kod tanjih zidova potpuno feritna, dok je kod debljih zidova mešovita, odnosno na površini je feritna, u prelaznoj zoni feritno-perlitna, a u sredini čisto perlitna [14].



**Slika 1.3** Dijagrami termičkog tretmana za dobijanje:

a) crnog; b) belog temper liva [15,16]

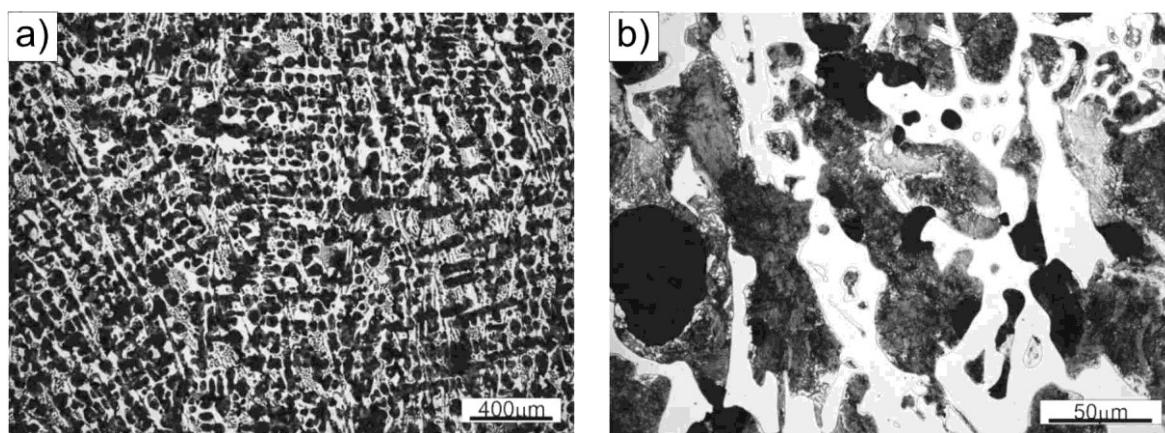
Mehaničke osobine temper liva zavise od oblika, veličine i gustine grafita i strukture metalne osnove. Tako beli temper liv ima veću čvrstoću i tvrdoću, ali manju žilavost od crnog temper liva. Beli temper liv se koristi za cevne spojnice (pocinkovane), delove poljoprivrednih mašina, nosače za vešanje izolatora visokonaponske mreže i sl. Crni temper liv se koristi za delove koji rade pod velikim statičkim i dinamičkim opterećenjem kao što su glavčine, kuke, kućišta pogonskih osovina i reduktora. Zatim manje opterećeni delovi kao što su poklopci šahti, navrtke, cevne spojnice i zatvarači [2,11,15].



**Slika 1.4** Prikaz mikrostrukture: a) feritnog; b) perlitno-feritnog crnog temper liva [10]

### 1.1.2 Melirano liveno gvožđe

Melirano liveno gvožđe ima prelaznu strukturu između belog i sivog livenog gvožđa. Ugljenik se izdvaja u obliku cementita i grafita. Grafit može imati različiti oblik u zavisnosti od uslova proizvodnje, odnosno može biti lamelarni, vermikularni ili nodularni. U zavisnosti brzine hlađenja i legirajućih elemenata struktura metalne osnove može biti: feritna, feritno-perlitna, perlitna, beinitna i martenzitna [17]. Zbog izdvajanja cementita i ledeburita odlikuje ih povišena tvrdoća i otpornost na habanje. Koriste se za izradu matrica za izvlačenje i valjaka u valjaoničkim stanovima za obradu metala u toplom stanju. Neravnomeran raspored cementita i ledeburita po površini valjka može dovesti do neravnog habanja. Poboljšanje površine se vrši naknadnim termičkim tretmanom pri kome se modifikuje mikrostruktura osnove i morfologija karbida [17–19]. Mikrostruktura meliranog livenog gvožđa sa različitim uvećanjem je prikazana na slici 1.5.



Slika 1.5 Mikrostruktura meliranog livenog gvožđa pri različitim uvećanjima [20]

### 1.1.3 Sivo liveno gvožđe

Sivo liveno gvožđe predstavlja livove u kojima se ugljenik izdvaja u vidu grafita. U zavisnosti od oblika izdvojenog grafita postoje sivi liv, vermikularni (kompaktni) liv i nodularni liv. Ako se navodi podela prema obliku izdvojenog grafita treba napomenuti i temper liv kod koga se grafit izdvaja u obliku pahuljica (kokica), ali on nastaje temperovanjem belog livenog gvožđa što je ranije objašnjeno.

#### Sivi liv

Sivi liv ima najveću primenu od svih livova korišćenih u inženjerskoj praksi. Ugljenik se u sivom livu izdvaja u vidu lamelnog grafita. Bitno je naglasiti da se jedan deo ugljenika, do maksimalno 0,8%, može izdvojiti i u vidu cementita  $Fe_3C$  stvarajući perlitnu mikrostrukturu metalne osnove. Metalna osnova u zavisnosti od procenta ugljenika i silicijuma može biti perlitna, perlitno-feritna ili feritna, slika 1.6 [1,15].

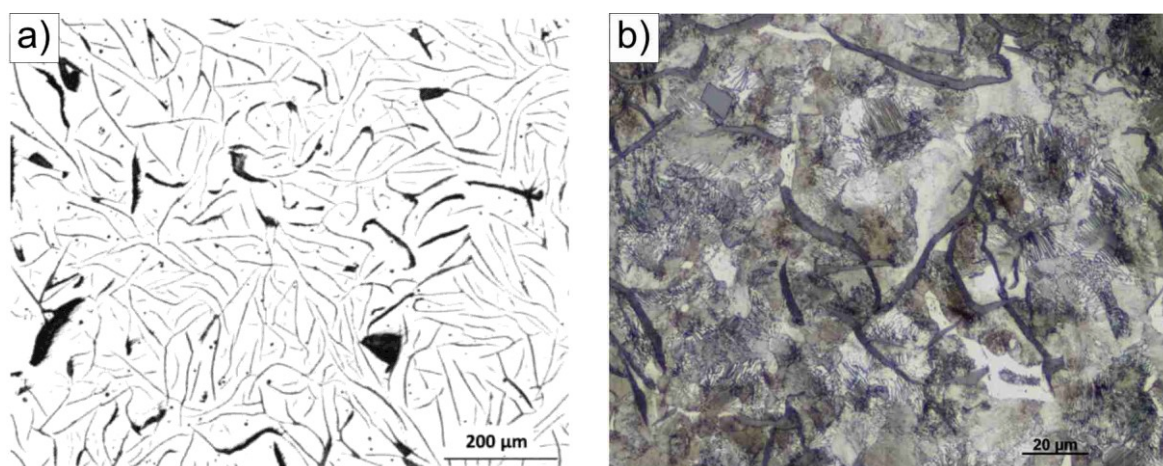
Hemijski sastav sivog liva je obično: 2,8-3,5% C; 1,5-3% Si; 0,5-0,8% Mn; 0,2-1,2% P i 0,04-0,15% S. Smanjenjem sadržaja ugljenika ispod 2,8% smanjuje se i livkost, dok sa porastom ugljenika preko 3,5% povećava se udeo grafita pa samim tim mehaničke osobine opadaju [2,15]. Na količinu izdvojenog grafita utiče i silicijum tako što smanjuje rastvorljivost ugljenika u metalnoj osnovi. Sadržaj silicijuma ne sme preći 3% jer se stvara veoma tvrd fero-silicijum. Mangan u sivom livu povećava stabilnost cementita gradeći  $(Fe,Mn)_3C$  karbide [21].



Površinu preloma karakteriše siva boja zbog izdvojenog grafita. Sa porastom količine grafita opadaju čvrstoća i tvrdoća [22]. Pored količine bitan je i oblik, raspored i veličina grafitnih lamela [23,24]. Lamele grafita mogu imati oštre krajeve, zakrivljene ili zadebljane u vidu globula. Raspored lamela u sivom livu može biti:

- ravnomerno raspoređen po celom preseku, što je omogućeno prisustvom velikog broja inokulanata,
- u obliku gnezda, gde su eutektičke ćelije mnogo veće jer je stepen nukleacije manji i
- u obliku dendrita koji nastaju kod čisto podeutektičkog liva [1].

Mehaničke osobine sivog liva su zavisne i od mikrostrukture metalne osnove. Sa porastom količine perlita rastu vrednosti čvrstoće i tvrdoće, a smanjuje se žilavost [25,26]. Suprotno tome sa povećanjem količine ferita stepen plastične deformacije se povećava, a čvrstoća i tvrdoća opadaju. Sličan uticaj na mehaničke karakteristike sivog liva ima i zrnasti perlit.



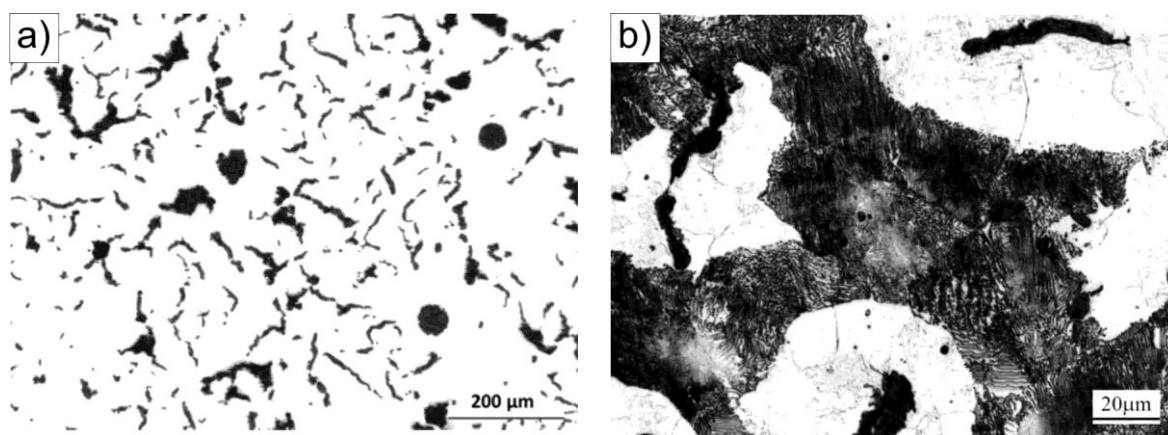
**Slika 1.6** Mikrostruktura perlitno-feritnog sivog liva u: a) poliranom; b) nagriženom stanju [27,28]

Grafitne lamele u sivom livu omogućavaju prigušivanje vibracija što ga čini izuzetno pogodnim materijalom za izradu kućišta i postolja mašina. Ima veći stepen prigušivanja vibracija od čelika i aluminijuma. Dobro se obrađuje rezanjem jer grafit čini strugotinu krutom, odnosno dobija se kratka strugotina pri obradi što olakšava proces rezanja. Ravnomerno raspoređene sitne lamele grafita pospešuju smanjenje trenja pa se sivi liv koristi za ležajevе posebnih namena. Perlitna mikrostruktura pospešuje otpornost na habanje međutim formiranjem fosfidnog eutektikuma otpornost prema habanju znatno dolazi do izražaja. Fosfidni eutektikum (stedit) se raspoređuje u vidu mreže, kao pseudoeutektikum sastavljen iz ferita i  $Fe_3P$  ili kao trojni eutektikum ferit,  $Fe_3P$  i cementita [1,29]. Prisustvo stedita povećava čvrstoću i tvrdoću, ali istovremeno smanjuje žilavost, odnosno energiju udara. Njegov pravilan raspored u vidu mreže obezbeđuje ravnomernu otpornost prema habanju što je značajno za klipne prstenove u industriji motora sa unutrašnjim sagorevanjem. Odlivci od sivog liva su osetljivi na koncentratorе napona kao što su nagle promene preseka, zarezi i površinske prsline. Navedeni nedostaci se otklanjaju metalurškim merama, konstrukcionim rešenjima i termičkim tretmanima.

### **Vermikularni (kompaktni) liv**

Najnovija vrsta sivog livenog gvožđa je vermikularni (kompaktni) liv. Proces proizvodnje je strogo kontrolisan jer i najmanje odstupanje od predviđenog hemijskog sastava sprečava formiranje specifične morfologije grafita [15]. Grafit se primarno izdvaja u vidu zadebljanih,

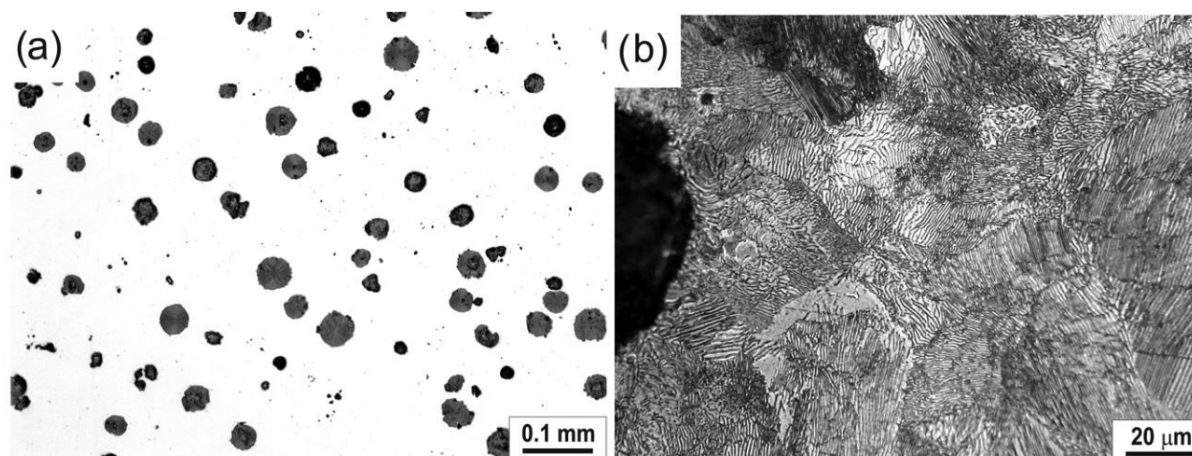
zaobljenih štapića i manjim delom u sfernom (nodularnom) obliku, slika 1.7 [27,30]. Po mehaničkim osobinama se nalazi između sivog i nodularnog liva. Odливci vermikularnog liva postižu mašinsku obradivost i livačke karakteristike sivog liva (popunjavanje kalupa i livačko skupljanje), dok su mehaničke osobine više od sivog liva i dostižu do vrednosti nodularnog liva. Industrijska primena vermikularnog liva počela je 1960-ih sa proizvodnjom komponenti za teška vozila kao što su traktori, kamioni i glave cilindara za velike brodske dizel motore. Koristi se u železničkoj industriji za izradu kočionih diskova u cilju poboljšavanja performansi kočenja i njihovog dužeg radnog veka. U autoindustriji se koristi za kočione diskove i doboše, izduvne grane, ali isti tako vlada i veliko interesovanje za proizvodnju blokova motora sa unutrašnjim sagorevanjem [31,32]. Razvoj blokova motora započet je u Evropi 1990. godine. Cilj je bio povećati snagu motora uz zadržavanje ili čak smanjenje postojeće mase agregata. Kao rešenje upotrebljen je vermikularni liv za razliku od dotadašnjeg sivog liva. Pri zadržavanju postojećih performansi agregata, korišćenjem vermikularnog liva u proseku je ostvareno 10 do 15% uštede u masi celokupnog agregata. Prva serijska proizvodnja je počela 1999. godine, a da bi deceniju kasnije proizvođači originalne opreme mesečno proizvodili 40000 jedinica [33].



**Slika 1.7** Mikrostruktura feritno-perlitnog vermikularnog liva u; a) poliranom; b) nagriženom stanju [27,30]

## 1.2 Nodularni liv

Liveno gvožđe u kome se grafit izdvaja u obliku nodula (sfera ili kuglica) naziva se nodularni liv, slika 1.8. Prvi tragovi o postojanju nodularnog liva datiraju pre više od 2000 godina, međutim savremena primena nodularnog liva se vezuje za kraj 30-tih i 40-tih godina prošlog veka. Nodularni liv je razvijen nezavisno od strane Carl Adey, Keith Millis i Henton Morrogh [34–36]. Carl Adey je 1939. godine primetio da ako se sivi liv sa oko 1% Si tokom proizvodnje predgreje i naglo ohladi grafit će se izdvajati u vidu kuglica – nodula. Istraživanja tokom 40-tih će pokazati da se legiranjem sivog liva (dodavanjem nodulatora) takođe postiže izdvajanje nodula. Keith Millis je 1943. otkrio da se dodavanjem magnezijuma u rastopljeno liveno gvožđe grafit izdvaja u vidu nodula [37]. Na konferenciji Američkog društva livnica (American Foundry Society) u Filadelfiji 7. maja 1948. godine Henton Morrogh, iz Britanskog udruženja za istraživanje livenog gvožđa (British Cast Iron Research Association.), predstavio je rad o upotrebi cerijuma za proizvodnju sferoidne grafitne strukture u livenom gvožđu [38,39].



**Slika 1.8** Mikrostruktura perlitnog nodularnog liva u:  
a) poliranom; b) nagriženom stanju [40]

### 1.2.1 Uticajni parametri na osobine nodularnog liva

Nodularni livovi su standardizovani po mehaničkim osobinama. Širok dijapazon mehaničkih osobina se postiže odgovarajućom kombinacijom metalne osnove i grafita. Struktura i morfologija metalne osnove kao u raspored i veličina nodula grafita su direktno zavisni od hemijskog sastava i uslova livenja [41–44].

#### *Hemijski sastav*

Uticaj hemijskih elemenata na određene mehaničke osobine nodularnog liva kao finalnog proizvoda i nodularnog liva namenjenog za dalji termički tretman odnosno proizvodnju austemperovanog nodularnog liva definisani su standardima ASTM A536-84 i A897M-06. S obzirom na to da su nodularni livovi klasifikovani po mehaničkim osobinama izbor konačnog hemijskog sastava se prepušta dogovoru između proizvođača i naručioca u skladu sa potrebama za naknadnim termičkim tretmanima odlivaka. Ovakav pristup je predviđen i u ASTM standardima, dok standardi EN 1563:2012 i EN 1564:2011 hemijski sastav u potpunosti prepuštaju dogovoru između naručioca i proizvođača i ne daju preporuke o vrednostima legirajućih elemenata.

U tabeli 1.2 date su preporuke standarda A897M-06 za vrednosti hemijskih elemenata za proizvodnju nodularnog liva namenjenog za naknadni termički tretman.

**Tabela 1.2** Preporučene vrednosti hemijskih elemenata za proizvodnju nodularnog liva u standardu A897M-06 [mas.%]

C	Si	Mn	Cu	Ni	Cr	Mg	P	S
3,60	2,50	0,35	0,80	2,00	0,10	(%Sx0,76)+	0,04	0,02
±0,20	±0,20	±0,05	±0,05	±0,10	max	0,025±0,005	max	max

Uticaj ugljenika se ogleda u povećanju zatezne čvrstoće (neznatno se utiče i na izduženje i tvrdoću) i poboljšanju livkosti što je bitno pri izradi odlivaka složene konfiguracije.

Silicijum ima veliki uticaj na stabilizaciju ferita i sprečavanje stvaranja karbida. Vrednost energije udara se povećava sa porastom sadržaja silicijuma, dok se prelazna temperatura

snižava. Takođe, silicijum utiče na austenitizaciju i izotermno poboljšavanje tako što povećava temperaturu austenitizacije [45,46].

Mangan snižava temperaturu austenitizacije i usporava difuziju ugljenika u austenitu. Veoma je snažan karbidotvorni element. Nastali karbidi se uobičajenom termičkom obradom ne mogu rastvoriti smanjujući na taj način žilavost i duktilnost [45,47].

Bakar se dodaje nodularnom livu kako bi se povećala prokaljivost, odnosno dubina do koje se može ostvariti izotermna transformacija u materijalu. Na graničnoj površini između metala i grafita bakar će stvoriti difuzionu barijeru koja će usporavati kretanje ugljenika između nodula i metalne osnove [45,47].

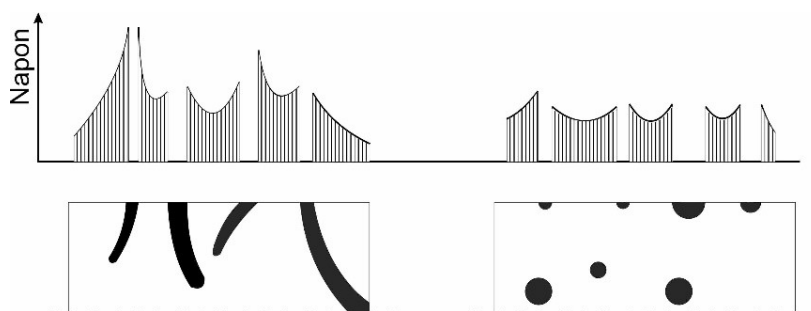
Dodavanjem nikla do 2 mas.% povećava se prokaljivost. Pri izotermnom poboljšavanju ispod 350 °C nikl neznatno smanjuje zatezne karakteristike, ali povećava energiju udara [45,48].

Hrom je jak stabilizator ferita i ima veliku sklonost ka stvaranja karbida. Takođe, poboljšava i prokaljivost [47,48].

Magnezijum se koristi za postizanje sfernog (nodularnog) oblika grafita. Visok sadržaj magnezijuma pospešuje stvaranje karbida, dok bi niske vrednosti onemogućile potpunu sferoidizaciju [49].

## Grafit

Grafit predstavlja jednu od tri alotropske modifikacije ugljenika i kristališe u heksagonalnu kristalnu rešetku. Između prstenova je uspostavljena kovalentna veza, dok su slojevi međusobno povezani Van der Valsovim vezama [50]. Slabe Van der Valsove veze se lako razdvajaju tokom klizanja i zahvaljujući tome grafit ima nizak koeficijent trenja ( $\mu=0,1$  do  $0,2$ ), mekan je i krt [51]. U zavisnosti od kontaktne površine grafit u nodularnom livu utiče na smanjenje sile trenja i poboljšanje otpora na habanje [52]. Grafit nodularnog oblika za razliku od lamelnog u sivom livu osigurava daleko manju koncentraciju napona, slika 1.9 [16,43]. Nodularni oblik grafita takođe omogućava bolju čvrstoću i sposobnost deformacije [27,53].



**Slika 1.9** Šema koncentracije napona u zavisnosti od oblika grafita kod:  
a) sivog; b) nodularnog liva [16]

Uprošćen proces proizvodnje nodularnog liva i stvaranja nodula može se podeliti na tri faze:

1. Odsumporavanje – s obzirom na to da sumpor pospešuje stvaranje lamela grafita vrši se njegovo odsumporavanje kalcijumkarbidom. U nodularnom livu sadržaj sumpora mora biti manji od 0,02% [1,43].
2. Noduliranje – vrši se dodavanjem magnezijuma ili cerijuma neposredno pre izlivanja. Količina nodulatora uvek treba da bude veća od potrebne vrednosti koja će omogućiti rast nodula. Na primer, magnezijum koji se dodaje kao nodulator nastavlja da vrši

odsumporavanje i dezoksidaciju liva formirajući  $Mg_2S$  i  $MgO$ . Ostatak magnezijuma od 0,025-0,05% omogućava rast nodula [1,54,55].

3. Inokulacija – ima za cilj sprečavanje formiranja karbida dodavanjem inokulanata sa 50-85% Si i male količine kalcijuma, stroncijuma, aluminijuma, barijum, cirkonijum, koji služe kao centri kristalizacije. Pomažu stvaranju centara kristalizacije čime se ubrzava proces stvaranja nodula [1,34,54].

Smatra se da uspešno proizveden nodularni liv ima visok stepen sferoidizacije, preko 90%, da ima ujednačenu mikrostrukturu (bez uključaka i slobodnih karbida) i da je broj nodula veći od 100 nodula/ $mm^2$  [43].

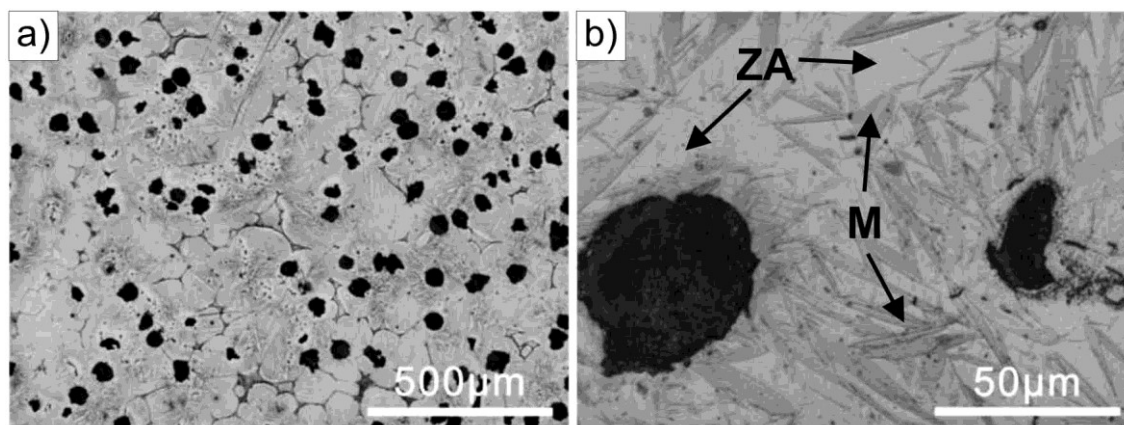
### **Metalna osnova**

Mehaničke karakteristike nodularnog liva prvenstveno zavise od mikrostrukture metalne osnove koja može biti feritna, perlitna i austenitna [38,56]. Ako se podela vrši po udelu mikrokonstituenata onda se može reći da postoji čisto feritna, pretežno feritna, feritno-perlitna, pretežno perlitna i čisto perlitna mikrostruktura metalne osnove, takođe u slučaju visoko legiranih materijala mikrostruktura može biti i potpuno austenitna.

Nodularni liv sa feritnom mikrostrukturom odlikuje dobra duktilnost i otpornost na udare sa naponom tečenja i zateznom čvrstoćom jednakim niskougljeničnim čelicima. Feritna mikrostruktura se pored dobijanja u livenom stanju može dobiti i termičkim tretmanom – žarenjem (feritizacijom) [44,57]. Na ovaj način se osigurava maksimalna duktilnost i žilavost na niskim temperaturama. U nodularnim livovima je najzastupljenija feritno-perlitna mikrostruktura. Dobija se prilikom očvršćavanja odlivaka bez naknadnih termičkih tretmana. Mehaničke karakteristike su između feritnih i perlitnih nodularnih livova. Imaju dobru obradivost i niske troškove proizvodnje. Perlitni nodularni liv se odlikuje dobrom otpornošću na habanje, umerenom duktilnošću i otpornošću na udare [44,58,59]. Ima bolju obradivost u odnosu na čelike sličnih mehaničkih osobina.

Prethodne tri vrste nodularnog liva se najčešće koriste u livenom stanju, međutim mehaničke osobine nodularnog liva se mogu poboljšati legiranjem ili termičkim tretmanom čime se pruža širok dijapazon dodatnih primena [57]. Legiranjem nodularnog liva se može dobiti austenitna mikrostruktura metalne osnove. Livove odlikuje dobra korozivna otpornost i stabilnost dimenzija na povišenim temperaturama. Takođe, poseduju i dobru čvrstoću [60].

Termičkim tretmanom se od postojećih mikrostrukture metalne osnove može dobiti martenzitna, ausferitna i međustepena (austenitno-martenzitna, feritno-martenzitna, ausferitno-feritna) mikrostruktura, slika 1.10 [61]. Nodularni liv sa martenzitnom mikrostrukturom poseduje veoma veliku čvrstoću, tvrdoću i otpornost na habanje, ali nisku duktilnost. Osobine ausferitne mikrostrukture metalne osnove će biti obrazložene u poglavlju o ADI materijalima.



**Slika 1.10** Prikaz mikrostrukture nodularnog liva pri različitim uvećanjima čija se metalna osnova sastoji iz martenzita i zadržanog austenita [61]

### 1.2.2 Mehaničke osobine nodularnog liva

Zahvaljujući kombinaciji sfernog oblika grafitu i metalne osnove nodularni liv poseduje izuzetne mehaničke osobine, više nego ostala livena gvožđa u livenom stanju. U standardu SRPS EN 1563:2018 su navedene klase livenog gvožđa sa kuglastim grafitom (nodularnog liva) u zavisnosti od mehaničkih osobina, tabela 1.3. Date su izmerene vrednosti mašinski obrađenih uzoraka čija je struktura metalne osnove feritna, feritno-perlitna ili perlitna. Prema standardu minimalna zatezna čvrstoća je 350 MPa uz izduženje 22%, dok je maksimalna vrednost zatezne čvrstoće 900 MPa pri izduženju 2%. Vrednosti tvrdoća prema SRPS EN 1563:2018 se nalaze u opsegu od 130 do 360 HB. Vrednosti energije udara su u opsegu od 12 do 120 J. Žilavost loma takođe zavisi od mikrostrukture metalne osnove. Perlitni nodularni liv poseduje vrednost žilavosti loma oko 30 MPam<sup>1/2</sup>, dok feritni liv do 90 MPam<sup>1/2</sup>.

**Tabela 1.3** Mehaničke karakteristike nodularnog liva prema SRPS EN 1563:2018

Slovna oznaka nodularnog liva	Zatezna čvrstoća R <sub>m</sub> [MPa], min.	Konvencionalni napon tečenja R <sub>p0,2</sub> [MPa], min.	Izduženje A [%], min.
EN-GJS-350-22-LT	350	220	22
EN-GJS-350-22-RT	350	220	22
EN-GJS-350-22	350	220	22
EN-GJS-400-18-LT	400	240	18
EN-GJS-400-18-RT	400	250	18
EN-GJS-400-18	400	250	18
EN-GJS-400-15	400	250	15
EN-GJS-450-10	450	310	10
EN-GJS-500-7	500	320	7
EN-GJS-600-3	600	370	3
EN-GJS-700-2	700	420	2
EN-GJS-800-2	800	480	2
EN-GJS-900-2	900	600	2

Poslednjih godina je došlo do povećanog interesovanja za poboljšanjem mehaničkih osobina nodularnog liva pomoću termičkog tretmana kako bi se dobile strukture koje se ne mogu dobiti direktno livenjem, kao što je ausferitna mikrostruktura, odnosno dobijanje ADI materijala (austemperovanog nodularnog liva).

### 1.2.3 Primena nodularnog liva

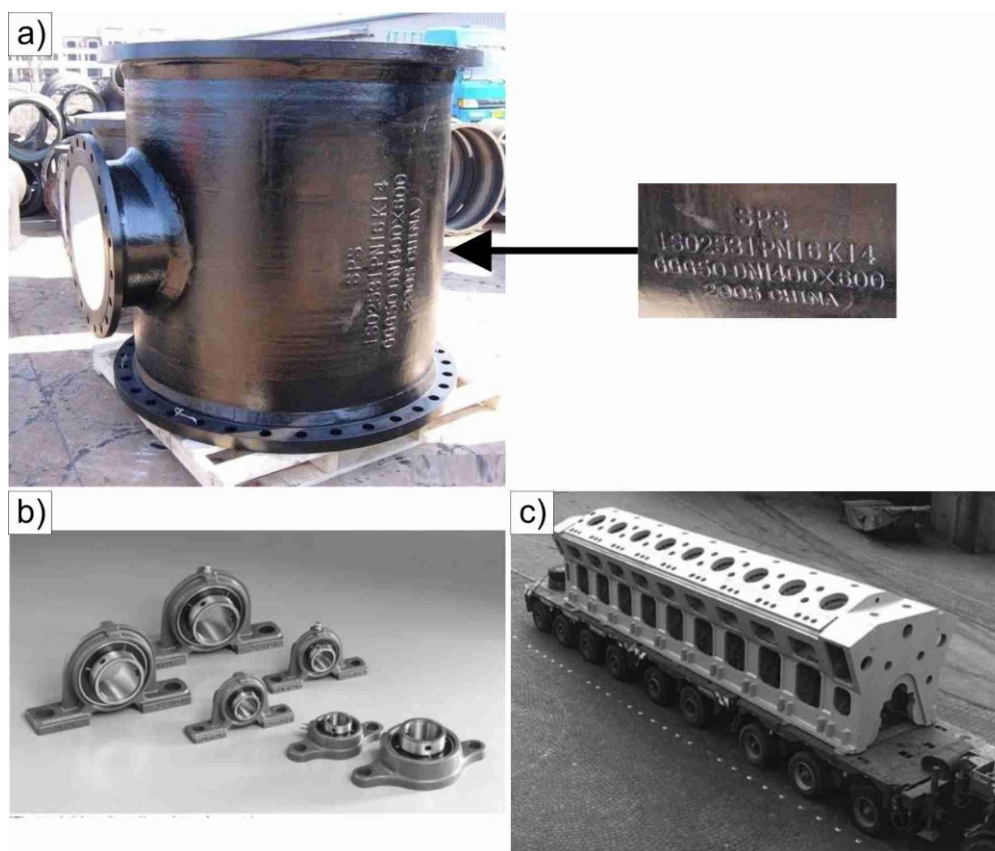
Zahvaljujući širokom opsegu mehaničkih osobina nodularni liv je pronašao primenu u mnogim granama industrije. Niža cena i veća duktilnost u odnosu na druga livena gvožđa uz zadržavanje visokih zateznih vrednosti su glavni razlog tako velike primene [62]. Takođe, kombinacija navedenih mehaničkih osobina i dobra livkost nodularnog liva omogućavaju redizajniranje postojećih auto delova čime se postiže ušteda u masi.

Nodularni liv se (počevši od 1970. god.) u velikom procentu koristi i za proizvodnju vodovodnih i kanizacionih cevi i njihovih spojnicu, slika 1.11a [8,63,64]. Standard koji

definiše cevi i fittinge od nodularnog liva za transport vode ili gasova je ISO 2531:1998E. Cevi se odlivaju centrifugalno, a dimenzije dostižu dužinu do 6 m i prečnik do 1,2 m [65]. Klasifikacija cevi od nodularnog liva se vrši prema debljini zida i težini. Na primer, cevi oznake K7 imaju tanji zid i koriste se za transport fluida niskog pritiska, dok cevi K9 imaju deblji zid i koriste se za transport fluida visokog pritiska [65].

Svetski proizvođač ležajeva Japanska kompanija NTN je uvidela benefite nodularnog liva u odnosu na sivi liv. Kućišta samopodesivih ležajnih jedinica proizvedene od sivog liva su u potpunosti zamenjene nodularnim livom, slika 1.11b. Kao prednosti se navode: ekonomičnost (ušteta energije zbog smanjenja mase), povećana čvrstoća kućišta za oko 30%, smanjenje mase za 40% (redizajniranjem postojećeg kućišta) i otpornost na udare na sobnoj i pri niskim temperaturama [64].

Nodularni liv se koristi u autoindustriji za izradu kolenastih i bregastih vratila, klipnjača, zupčanika, čaura, komponenti kočionog i upravljačkog sistema. Velika primena je zastupljena i u agroindustriji za proizvodnju elemenata poljoprivrednih mašina i traktora, u železničkom transportu za izradu delova vagona, kućišta menjača i diferencijala, potom za postolja mašina, izradu ventila za fluide, delova vetroturbina, kućišta turbina motora sa unutrašnjim sagorevanjem, kočnica za liftove, blokova motora sa unutrašnjim sagorevanjem za sve tipove vozila (slika 1.11c), čak i za izradu posuda za transport i skladištenje radioaktivnog materijala [38,42,62,63,65–67]. Nodularni liv ima i sve veću primenu u zameni delova od kovanog gvožđa [62].

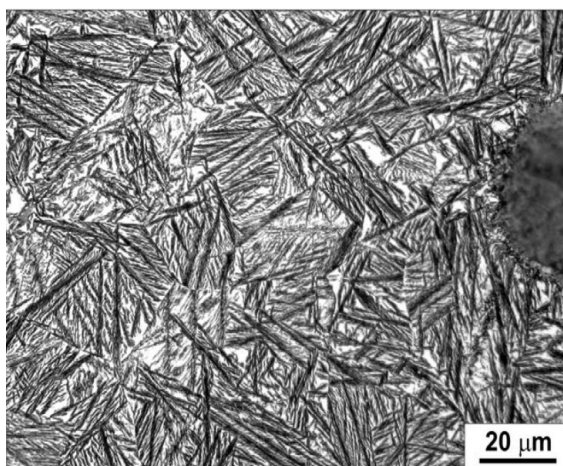


**Slika 1.11** Primena nodularnog liva za izradu: a) cevi (primer sa naznačenim standardom); b) kućišta ležajeva; c) blokova motora sa unutrašnjim sagorevanjem [8,64]

### 1.3 Austemperovani nodularni liv – ADI materijal

Austemperovani nodularni liv poznatiji pod nazivom ADI materijal (eng. Austempered Ductile Iron) spada u grupu savremenih materijala. Zbog izvanrednih kombinacija mehaničkih karakteristika i niže cene gotovog proizvoda vlada veliko interesovanje svetskih proizvođača u svim granama industrije za njegovu upotrebu za izradu delova. Ima jedinstvenu ausferitnu mikrostrukturu koja nastaje termičkim tretmanom nodularnog liva, odnosno izotermnim poboljšanjem (austemperovanjem), koje se sastoji iz austenitizacije i izotermne transformacije.

Nastala mikrostruktura, ausferit se sastoji iz smeše ausferitnog ferita i zadržanog, izotermno transformisanog, ugljenikom obogaćenog, stabilnog, austenita, slika 1.12 [68]. U zavisnosti od parametara austemperovanja morfologija ausferita je različita. Parametrima termičkog tretmana se mogu projektovati mehaničke osobine čime se doprinosi širokom dijapazonu mehaničkih osobina. Pored širokog dijapazona mehaničkih osobina ADI materijal ima niže troškove proizvodnje u odnosu na čelične otkovke i manju gustinu u odnosu na čelik [69,70].



Slika 1.12 Mikrostruktura ADI materijala [68]

#### 1.3.1 Polazni materijal

Za postizanje visokih mehaničkih osobina ADI materijala potreban je i kvalitetan nodularni liv kao polazni materijal u procesu proizvodnje. Glavne karakteristike nodularnog liva namenjenog za proizvodnju ADI materijala su mikrostruktura i hemijski sastav. Pod dobrim nodularnim livom za proizvodnju ADI materijala smatramo onaj koji ima: visok stepen sferoidizacije, preko 90% po SRPS-u EN 1564:2018 ili 80% po ASTM-u A879M-06; ujednačenu mikrostrukturu (bez uključaka i slobodnih karbida); broj nodula veći od 100 nodula/mm<sup>2</sup> [71]. Pored toga, prisustvo karbida treba da je manje od 0,5%, a poroznost manja od 1% [72].

U slučaju nižeg stepena sferoidizacije, nepravilnih nodula ili zadebljanja grafita, vrednosti mehaničkih osobina ADI materijala će biti niže, jer grafit predstavlja mesta inicijacije i širenja prslina [73].

Mikrostruktura (grafit i metalna osnova), kao i hemijski sastav polaznog nodularnog liva utiču na sve parametre procesa transformacije i dobijanja ADI materijala.



Broj nodula direktno utiče na vreme trajanja austenitizacije. Veći broj nodula, odnosno njihovo manje međusobno rastojanje omogućava brže obogaćivanje metalne osnove ugljenikom čime se skraćuje vreme austenitizacije [71].

Mikrostruktura metalne osnove, takođe utiče na temperaturu i vreme austemperovanja. Nodularni livovi sa perlitnom mikrostrukturom zahtevaju kraće vreme austenitizacije, jer se zasićenje metalne osnove ugljenikom pored nodula vrši i iz perlita. Kod feritno-perlitnih nodularnih livova sa porastom udela ferita se produžava i vreme termičkog tretmana. Najduže vreme austenitizacije je potrebno za čisto feritne nodularne livove jer se zasićenje osnove vrši iz grafitnih nodula. Bez obzira na duže trajanje austenitizacije feritna mikrostruktura je poželjnija zbog lakše mašinske obrade i ujednačavanja polazne strukture kod odlivaka različite debljine zidova te se pre austemperovanja vrši feritizaciono žarenje [74].

Legirajući i prateći elementi dodati tokom proizvodnje nodularnog liva imaju veliki uticaj na parametre austemperovanja i postizanje željenih osobina.

Preporučeni hemijski sastav nodularnog liva za proizvodnju ADI materijala treba da sadrži: 3,60% C ( $\pm 0,20\%$ ); 2,50% Si ( $\pm 0,20\%$ );  $\leq 0,35\%$  Mn ( $\pm 0,05\%$ ) za debljine zida odlivka veće od 13 mm ili  $\leq 0,60\%$  Mn ( $\pm 0,05\%$ ) za debljine zida odlivka manje od 13 mm. Udeo najčešćih legirajućih elemenata je:  $\leq 0,80\%$  Cu ( $\pm 0,05\%$ );  $\leq 2,00\%$  Ni ( $\pm 0,10\%$ );  $\leq 0,30\%$  Mo ( $\pm 0,03\%$ ) [72,75].

Legirajući elementi ADI materijalu pored poboljšanja njegovih mehaničkih osobina, povećavaju i dubinu do koje se može ostvariti izotermna transformacija u materijalu (prokaljivost). Na taj način omogućava se izotermno poboljšanje većih preseka što u trenutnoj praksi predstavlja veliki problem i ograničava širu komercijalizaciju ADI materijala [9]. Hemijski elementi poput Si, Cu, i Ni segregiraju ka grafitnim nodulama, dok Mo, Mn, Cr, i V segregiraju ka granici eutektičkih ćelija, pri čemu se lokalno menja sastav liva, što za rezultat ima neravnomernu izotermnu transformaciju [75–77]. Pojedina mesta odlivka se transformišu u ausferit, dok u drugim delovima još traje transformacija. Takođe, mesta u kojima je završena transformacija u ausferit, započinju transformaciju u ferit i karbide. Sve ovo negativno utiče na mehaničke osobine ADI materijala i otežava izbor optimalnih parametara izotermne transformacije. Sa povećanjem broj nodula omogućava se tendencija smanjenja mikrosegregacije navedenih hemijskih elemenata [76]. Zbog toga pravilan izbor kombinacije legirajućih elemenata je od izuzetne važnosti. Izbor legirajućih elemenata treba da je takav da njihova segregacija u pojedinim delovima odlivka ne izazove razliku u izotermnoj transformaciji, već da se sve zone između dve nodule približno istovremeno transformišu.

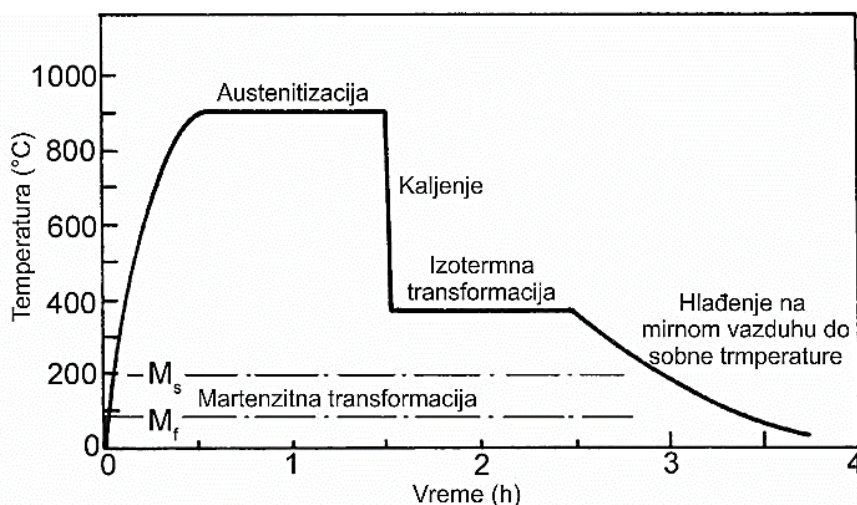
Kao što je navedeno, može se konstatovati da veliki broj parametara utiče na konačnu mikrostrukturu, a time i na osobine ADI materijala.

### 1.3.2 Austemperovanje

Austemperovani nodularni liv se dobija iz nodularnog liva termičkim tretmanom koji se naziva austemperovanje. Austemperovanje u osnovi predstavlja izotermno poboljšanje koje se sastoji iz austenitizacije i izotermne transformacije, slika 1.13. Čitav proces se može podeliti na sledeće faze:

- zagrevanja do temperature austenitizacije,
- zadržavanja na temperaturi austenitizacije do potpune transformacije polazne mikrostrukture u austenit i maksimalnog zasićenja austenita ugljenikom,
- kaljenje, odnosno brzo hlađenja sa temperature austenitizacije na temperaturu izotermne transformacije,

- zadržavanja na temperaturi izotermne transformacije određeno vreme, pri čemu nastaje ausferit, i
- hlađenja do sobne temperature na mirnom vazduhu [72,78].



**Slika 1.13** Šema termičkog tretmana pri kome se dobija ADI materijal [72]

Temperatura austenitizacije ima veliki uticaj na konačnu mikrostrukturu i mehaničke osobine ADI materijala. Temperature ispod  $\sim 850$  °C nisu dovoljne, jer je u metalnoj osnovi još uvek prisutan ferit, dok temperature preko  $\sim 1000$  °C će izazvati porast zrna čime bi se smanjio procenat ugljenika u austenitu [79]. Optimalna temperatura je između 850 i 950 °C [72,80,81].

Zadržavanje na temperaturi austenitizacije zavisi od broja, veličine i rasporeda nodula, mikrostrukture metalne osnove, hemijskog sastava polaznog nodularnog liva, temperature austenitizacije i debljine zidova odlivka [79,82,83]. Vreme austenitizacije mora biti dovoljno dugo kako bi mikrostruktura metalne osnove u potpunosti postala austenitna i najčešće iznosi od 90 do 180 minuta [72,79,84].

Brzina hlađenja sa temperature austenitizacije na temperaturu izotermne transformacije je vrlo bitna kako mikrostruktura metalne osnove koja je na temperaturi austenitizacije u potpunosti austenitna ne bi delimično postala perlitna. Brzina hlađenja zavisi od legirajućih elemenata i veličine odlivka [78]. Kaljenje se vrši u fluidima koji se mogu zagrejati na temperaturu izotermne transformacije. Najčešće se koriste sona kupatila.

Temperatura i vreme izotermne transformacije su najuticajniji parametri na mikrostrukturu, odnosno mehaničke osobine ADI materijala. Temperatura izotermne transformacije se najčešće vrši u temperaturnom intervalu  $250\div 400$  °C [78,80], dok se vreme zadržavanja kreće u širokom opsegu od nekoliko sekundi do nekoliko sati [80]. Međutim, pri kratkim vremenima nastaje martenzit u strukturi, pa se u praksi obično koriste vremena od 30 min pa više.

Izotermna transformacija se odvija u dva stadijuma [72,85]. U prvom stadijumu se formiraju pločice i snopovi ferita u austenitnoj osnovi. Austenit se naknadno obogaćuje ugljenikom iz ferita i naziva se transformisani stabilni austenit ( $\gamma_{HC}$ ), dok se nastali ferit naziva ausferitni ferit. Drugi stadijum izotermne transformacije počinje kada se ugljenikom obogaćeni austenit transformiše u termo-mehanički stabilniji ferit i karbide. Nastali karbidi su nepoželjni zbog smanjivanja duktilnosti materijala. Vreme između kraja prvog i početka drugog stadijuma se naziva „processing window“ (eng.), odnosno optimalni opseg procesiranja [72,85,86].

Nakon izotermne transformacije uzorci se hlade do sobne temperature na mirnom vazduhu.

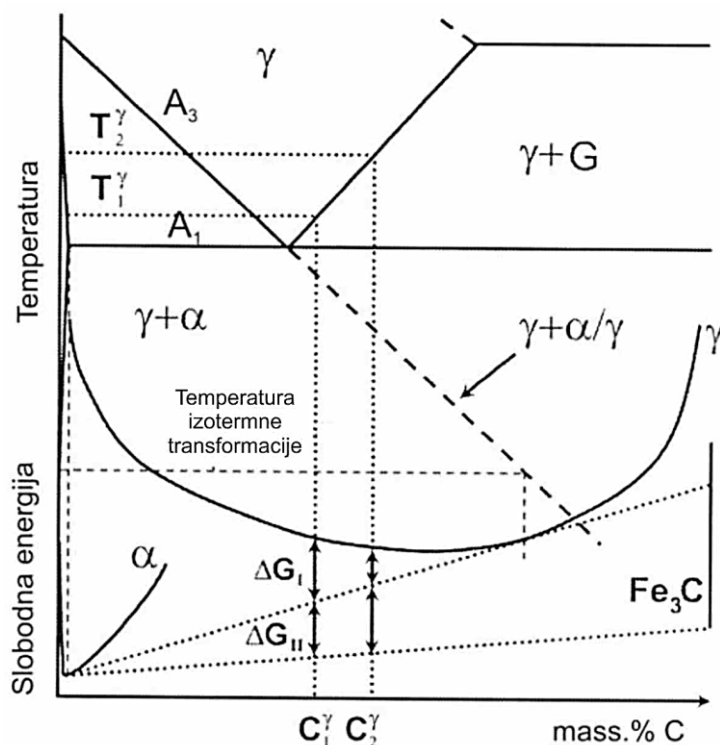
## Austenitizacija

Austenitizacija je prva faza austemperovanja. Cilj austenitizacije je potpuna transformacija polazne mikrostrukture metalne osnove nodularnog liva u austenit i njegovo obogaćivanje ugljenikom. Temperatura i vreme austenitizacije su ključne, međusobno zavisne, ali ujedno i promenljive vrednosti na koje utiče hemijski sastav i morfologija polaznog materijala [69].

Sam proces austenitizacije [87–91] se zasniva na stvaranju i rastu klica austenita, odnosno difuziji ugljenika. U zavisnosti od temperature, vremena austenitizacije i polaznog hemijskog sastava, sadržaj ugljenika u nastalom austenitu je u vrednostima od 0,6 do 1,2%. Ugljenik direktno iz grafitne nodule ili nastao razlaganjem cementita iz perlita difunduje u austenit. Morfologija mikrostrukture i gustina nodula tokom austenitizacije definišu međudifuziono rastojanje koje ugljenik treba da pređe da obogati austenit. Sa porastom međudifuzionog rastojanja potrebno je i više vremena za potpunu austenitizaciju. U slučaju čisto feritne mikrostrukture difuzija ugljenika se odvija iz grafitnih nodula te je i vreme za potpunu austenitizaciju duže za razliku od perlitne mikrostrukture gde izvor ugljenika nisu samo grafitne nodule već i ugljenik oslobođen razlaganjem cementita iz perlita. Time se smanjuje međudifuziono rastojanje i skraćuje proces austenitizacije, odnosno potrebno vreme za maksimalno obogaćivanje austenita ugljenikom na datoj temperaturi austenitizacije. Uticaj na vreme austenitizacije pored temperature ima i sama veličina lamela perlita. Što su lamele cementita i ferita gušće i tanje to je i vreme austenitizacije kraće.

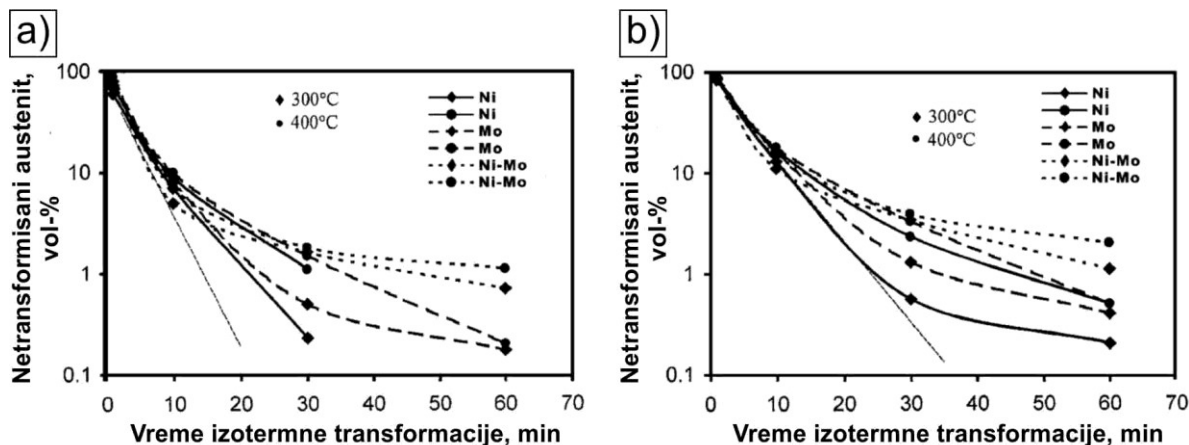
Temperatura austenitizacije utiče na brzinu difuzije, ali i na maksimalno zasićenje austenita ugljenikom. Autori Chang C.H. i Shih T.S. [92] su obrazložili uticaj temperature austenitizacije na aktivacionu energiju. Prikaz aktivacionih energija i krivih slobodne energije za jedan fazni dijagrama je dat na slici 1.14 [91]. Aktivaciona energija ( $\Delta G$ ) predstavlja potrebnu energiju za odvijanje prvog stadijuma izotermne transformacije. Viša temperatura austenitizacije ( $T_2$ ) uzrokuje manju aktivacionu energiju prvog stadijuma reakcije. Razlog tome je ugljenikom obogaćeni, stabilni austenit ( $C_2$ ) koji se zasatio ugljenikom upravo zbog visoke temperature austenitizacije. Ovakav, ugljenikom obogaćeni, austenit usporava svoju transformaciju u ausferitni ferit. Suprotan efekat se postiže na nižim temperaturama austenitizacije ( $T_1$ ). Na nižim temperaturama, aktivaciona energija za izotermnu transformaciju ( $\Delta G$ ) se povećava, dok se količina ugljenika u austenitu smanjuje ( $C_1$ ). Povećanjem aktivacione energije povećava se broj klica ferita, a time i brzina njihovog rasta [91].

Na temperaturu austenitizacije utiču i legirajući elementi pospešujući ili otežavajući rastvorljivost ugljenika u austenitu. Molibden i mangan povećavaju rastvorljivost ugljenika u austenitu, dok silicijum i nikel smanjuju [87–90]. U radu [93] grupa autora Bošnjak i ostali su ispitali uticaj legirajućih elemenata na fazne i strukturne transformacije ADI materijala. Ispitani su odlivci nodularnog liva mikrolegirani sa niklom (0,8%) i molibdenom (0,25%), zatim posebno sa niklom (0,8%) i posebno sa molibdenom (0,25%). Temperatura austenitizacije je iznosila 850 i 930 °C, u trajanju od 120 minuta, dok je izotermna transformacija izvršena na 300 i 400 °C, a vreme zadržavanja je bilo 1, 10, 30, 60, 120, 240, 360 i 480 minuta. Izotermno netransformisani austenit je termički nestabilan, ako je sadržaj ugljenika od 0,6 do 1,2%. Sadržaj ugljenika u austenitu zavisi od temperature austenitizacije i hemijskog sastava. Izotermno netransformisani austenit se tokom izotermne transformacije u granicama optimalnog opsega procesiranja ne menja.



**Slika 1.14** Prikaz Fe-C-Si faznog dijagrama i krivih slobodne energije za ferit -  $\alpha$ , austenit -  $\gamma$  i cementit -  $\text{Fe}_3\text{C}$  [91]

Tako da se kraj prvog stadijuma izotermne transformacije može odrediti na osnovu ustaljenog sadržaja netransformisanog austenita. Pri hlađenju na mirnom vazduhu do sobne temperature netransformisani austenit je sklon transformaciji u martenzit. Rezultati ispitivanja netransformisanog austenita su prikazani dijagramski na slici 1.15, gde je data zavisnost sadržaja izotermno netransformisanog austenita od legirajućih elemenata i parametara austemperovanja. Na nižoj temperaturi austenitizacije ( $850\text{ }^\circ\text{C}$ ) vreme trajanja prvog stadijuma reakcije je kraće (slika 1.15a) nego na višoj temperaturi austenitizacije ( $930\text{ }^\circ\text{C}$ ), slika 1.15b, što se popudara i sa istraživanjima autora Chang i Shih [92]. Nikl skraćuje vreme izotermne transformacije na nižoj temperaturi austenitizacije. Ako se posmatra uticaj temperature izotermne transformacije ( $300$  ili  $400\text{ }^\circ\text{C}$ ), veći udeo netransformisanog austenita će biti prisutan na višim temperaturama ( $400\text{ }^\circ\text{C}$ ).

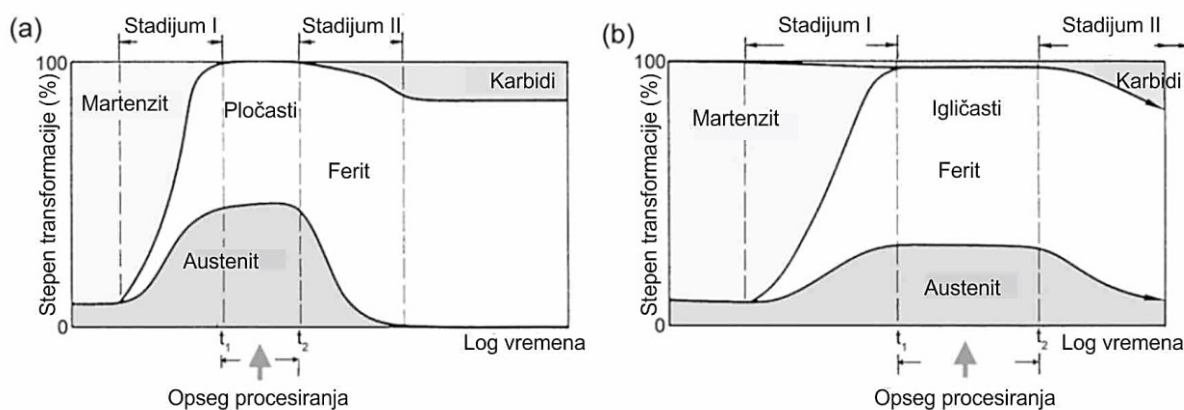


**Slika 1.15** Zavisnost sadržaja izotermno netransformisanog austenita od legirajućih elemenata i temperature austenitizacije na: a)  $850\text{ }^\circ\text{C}$ ; b)  $930\text{ }^\circ\text{C}$  [93]

### Izotermna transformacija

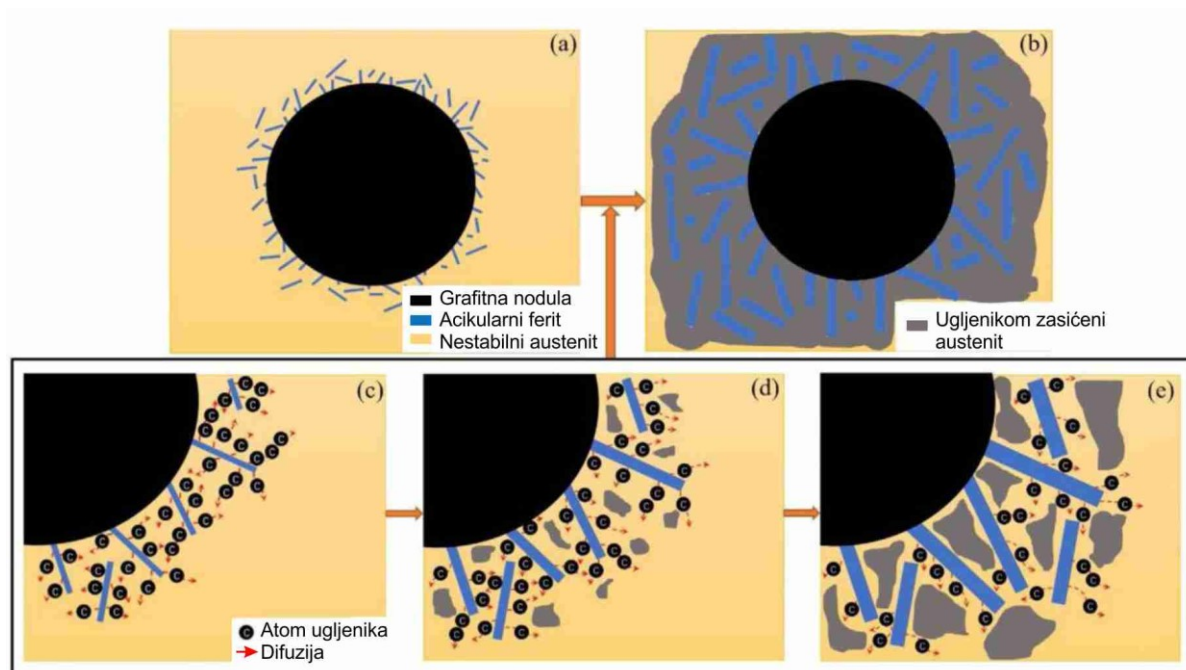
Izotermna transformacija je druga faza austemperovanja. Odvija se u temperaturnom opsegu od 250 do 400 °C pri kome nastaje ausferitna mikrostruktura. Ausferitna mikrostruktura se sastoji iz smeše ausferitnog ferita i zadržanog, izotermno transformisanog, ugljenikom obogaćenog, stabilnog, austenita. Morfologija ausferita zavisi od temperature izotermne transformacije. U gornjem području izotermne transformacije, koje obuhvata temperaturu od ~330 do 400 °C, nastaje više pločasta morfologija ausferita sa širim i kraćim snopovima ausferitnog ferita. U donjem području, između ~250 i 330 °C morfologija nastalog ausferita je više acikularna (igličasta) sa finijim i izduženim snopovima ausferitnog ferita.

U zavisnosti od faznih i mikrostrukturnih promena izotermna transformacija se može podeliti na prvi stadijum, optimalni opseg procesiranja i drugi stadijum, slika 1.16.



**Slika 1.16** Dijagram nastanka različite morfologije ausferita u zavisnosti od;  
a) više; b) niže temperature izotermne transformacije [72]

Prvi stadijum počinje od trenutka naglog snižavanja temperature austenitizacije (početak kaljenja) i traje do trenutka kada nakon hlađenja na sobnu temperaturu u mikrostrukturi više ne dolazi do pojave martenzita ili je količina nastalog martenzita zanemarljiva. U okviru prvog stadijuma se iz austenita, nastalog u procesu austenitizacije, na graničnoj površini grafitnih nodula i metalne osnove, zbog visokog potencijala energije, formiraju iglice ferita [77,94,95]. Feritne iglice prerastaju u pločice pri čemu tokom svog rasta istiskuju višak ugljenika u austenit. Rast feritnih pločica je praćen pojavom, a zatim i neznatnim rastom snopova (poprečnih grana ferita). Nastali ferit se naziva ausferitni ferit. Na opisani način, difuzijom ugljenika, austenit se dodatno obogaćuje (1,8÷2,2% C) pri čemu zadržani austenit postaje stabilan na sobnoj temperaturi [79]. Nastala mikrostruktura se zove ausferitna i njen proces nastanka je prikazan na slici 1.17.

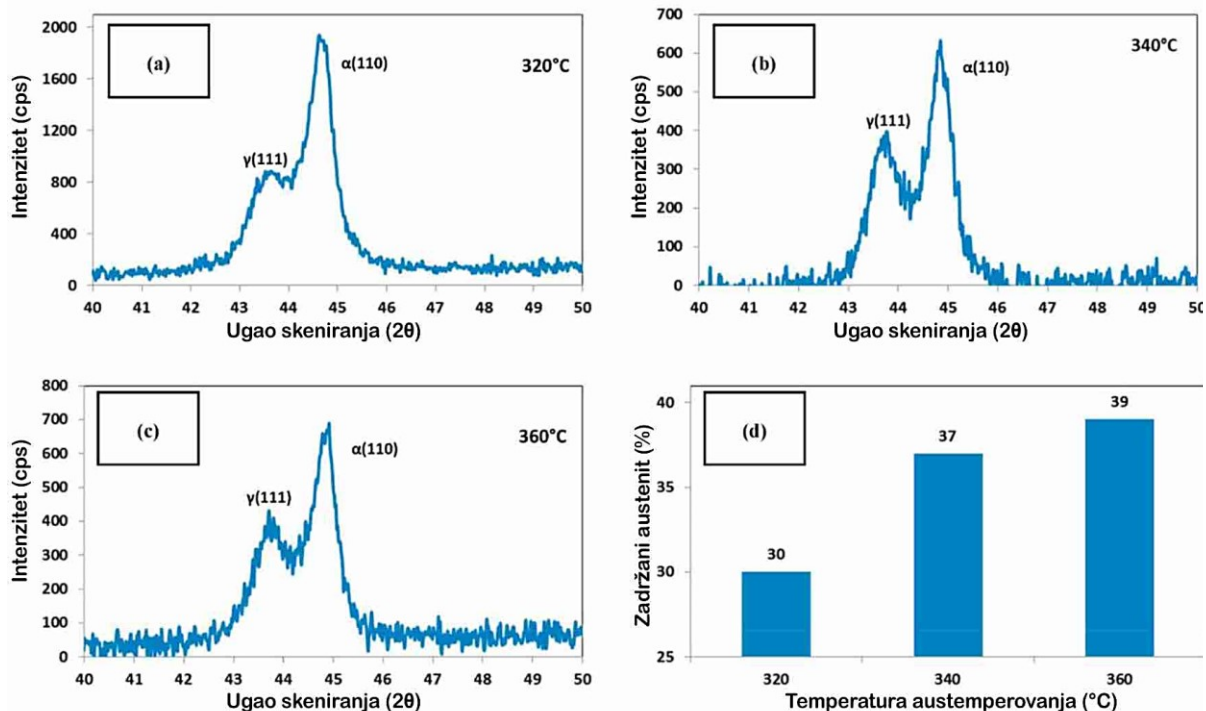


Slika 1.17 Proces nastanka ausferitne mikrostrukture [79]

Morfologija opisane mikrostrukture se menja u zavisnosti od temperaturnog područja izotermne transformacije. Na višim temperaturama izotermne transformacije povećava se i difuzija ugljenika iz ferita u austenit, što pozitivno utiče na rast pločica ferita. Morfologija ferita postaje više pločasta sa širim i kraćim snopovima. Visoka temperatura takođe usporava nastajanje feritnih klica pa je i broj snopova manji. Sa smanjenjem temperature smanjuje se i stepen difuzije ugljenika. Veće podhlađenje je termodinamički povoljnije za stvaranje feritnih klica. Nastanak većeg broja feritnih klica obezbeđuje finiju i gušću morfologiju odnosno veliki broj izduženih i tankih iglica ausferitnog ferita.

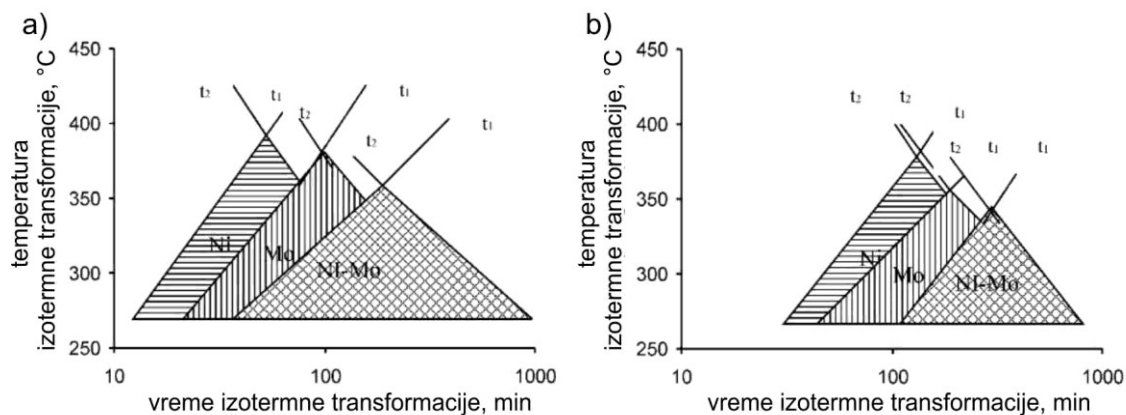
Optimalni opseg procesiranja se prvi put spominje u istraživanjima Rudman-a [96] definišući ga kao vreme izotermne transformacije u toku koga se postižu optimalne mehaničke osobine. Optimalni opseg procesiranja se definiše između vremena  $t_1$  i  $t_2$ . Vreme  $t_1$  predstavlja početak procesiranja i uzima se onaj trenutak kada je zapreminski udeo netransformisanog austenita manji od 3%. Kraj optimalnog procesiranja definisan je vremenom  $t_2$  i ujedno predstavlja početak drugog stadijuma izotermne transformacije. Vreme  $t_2$  je definisano kao trenutak kada maksimalni zapreminski udeo izotermno transformisanog stabilnog austenita opadne za 10% [93].

Temperatura izotermne transformacije utiče i na zapreminski udeo zadržanog stabilnog austenita u toku trajanja optimalnog opsega procesiranja. Pri višim temperaturama nastaje veća količina zapreminskog udela stabilnog austenita, ali sa manjim sadržajem ugljenika. Suprotno tome na nižim temperaturama nastaje manji sadržaj stabilnog austenita, ali koji je više obogaćen ugljenikom [82,89]. Prikaz porasta zadržanog austenita sa porastom izotermne temperature je dat sa slici 1.18.



**Slika 1.18** Prikaz difraktograma ADI materijala pri temperaturama izotermne transformacije: a) 320; b) 340; c) 360 °C: d) i njihov zapreminski udeo zadržanog austenita [82]

Legirajući elementi utiču na vreme početka i dužinu trajanja optimalnog opsega procesiranja. Na slici 1.19 vidi se da Mo i kombinacija Ni-Mo odlažu početak procesiranja u odnosu Ni. Temperatura austenitizacije takođe utiče na vreme početka procesiranja  $t_1$ , ali i na smanjenje trajanja opsega [93].



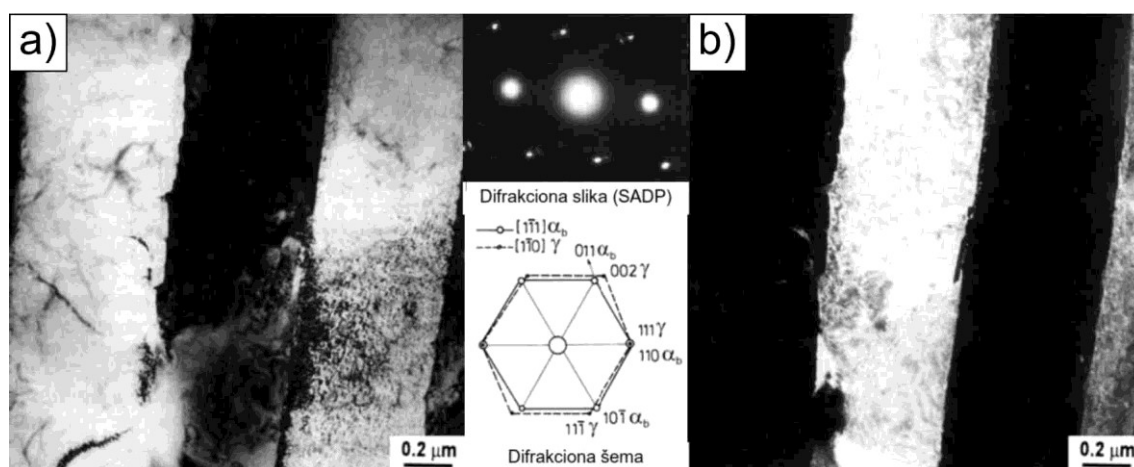
**Slika 1.19** Prikaz uticaja legirajućih elemenata na optimalni opseg procesiranja u zavisnosti od temperature austenitizacije: a) 850 °C; b) 930 °C [93]

Prekoračenjem optimalnog opsega procesiranja, odnosno usled dužeg zadržavanja na temperaturi izotermne transformacije počinje drugi stadijum. Tokom drugog stadijuma izotermne transformacije dolazi do transformacije ugljenikom obogaćenog austenita u ferit i karbide [72]. Proces razlaganja austenita se odvija difuziono, a brzina razlaganja prvenstveno zavisi od temperature izotermne transformacije [97,98], odnosno sa porastom temperature pospešuje se razlaganje austenita. U početku drugog stadijuma izotermne transformacije najčešće se formiraju prelazni karbidi tipa  $\epsilon$ -karbidi, dok se kasnije formira cementit  $\text{Fe}_3\text{C}$ . Nastali karbidi uzrokuju smanjenje žilavosti i pojavu krtosti.

### 1.3.3 Mikrostruktura ADI materijala

Mikrostruktura i austemperovanje su usko povezani, odnosno željena mikrostruktura je u direktnoj vezi sa parametrima termičkog tretmana. Na izbor parametara termičkog tretmana utiče i hemijski sastav polaznog materijala. Dalja sprega mikrostrukture i njene morfologije je sa mehaničkim karakteristikama dobijenog ADI materijala. Iz tog razloga za razumevanje ponašanja ADI materijala u uslovima eksploatacije neophodno je poznavanje mikrostrukture.

Kao što je već rečeno ADI materijal se sastoji iz grafitnih nodula i metalne osnove čija je mikrostruktura ausferitna. Ausferit nastaje tokom izotermne transformacije i sastoji se iz ausferitnog ferita i zadržanog, izotermno transformisanog, ugljenikom visoko obogaćenog (1,8-2,2% C), stabilnog austenita, slika 1.20 [40,99]. Pored ausferita u metalnoj osnovi mogu biti prisutni i drugi mikrokonstituenti kao što su perlit, martenzit i karbidi. Njihovo prisustvo je uglavnom nepoželjno zbog smanjenja duktilnosti ADI materijala, međutim postoje slučajevi kada su i poželjni, kao kod elemenata izloženih habanju.



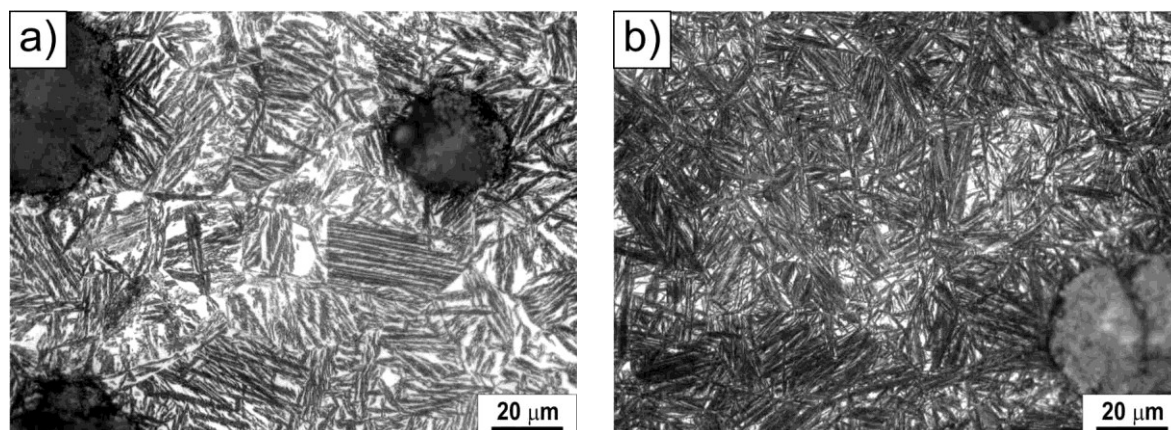
**Slika 1.20** Prikaz ausferita transmisionim elektronskim mikroskopom: a) svetlo polje; b) tamno polje uzduž  $002\gamma$  [100]

Jedinstvena mikrostruktura ADI materijala je u vidu snopova koju formiraju pločice ausferitnog ferita i zadržanog austenita. Pločice unutar snopa su paralelne i imaju identičnu kristalografsku orijentaciju. Razlikuju se dve morfologije ausferita čiji izgled zavisi od temperature izotermne transformacije [95,100,101]. U gornjem području od  $\sim 330$  do  $400$  °C nastaje pločasta morfologija ausferita sa širim i kraćim snopovima ausferitnog ferita, dok u donjem području od  $250$  do  $\sim 330$  °C morfologija nastalog ausferita je više acikularna, igličasta, sa finijim i izduženim snopovima ausferitnog ferita [100,101]. Na slici 1.21 prikazana je različita morfologija ausferita u zavisnosti od temperature izotermne transformacije.

Ausferitni ferit je ferit nastao tokom izotermne transformacije. Izdvaja se u vidu pločica i snopova. U zavisnosti od parametara izotermne transformacije nastaje različita morfologija ausferitnog ferita. Takođe parametrima termičkog tretmana se utiče i na nastanak beinitnog ili pro-eutektoidnog ferita. Beinitni ferit nastaje dugotrajnim izlaganjem na temperaturi izotermne transformacije pri čemu se ausferit razlaže na beinitni ferit i karbide, dok pro-eutektoidni ferit nastaje usled nepotpune austenitizacije [40].

Austenit koji nastaje tokom procesa austenitizacije obogaćuje se ugljenikom tokom izotermne transformacije. U zavisnosti od sadržaja ugljenika zadržani austenit se deli na izotermno netransformisani metastabilni austenit sa sadržajem ugljenika od 0,6 do 1,2% i izotermno transformisani austenit obogaćen ugljenikom koji može biti stabilni, visoko-obogaćen ugljenikom od 1,8 do 2,2%; i metastabilni, nisko-obogaćen ugljenikom od 1,2 do 1,6%. Izotermno netransformisani i transformisani metastabilni austenit se mogu pod određenim uslovima transformisati u martenzit [40,99].



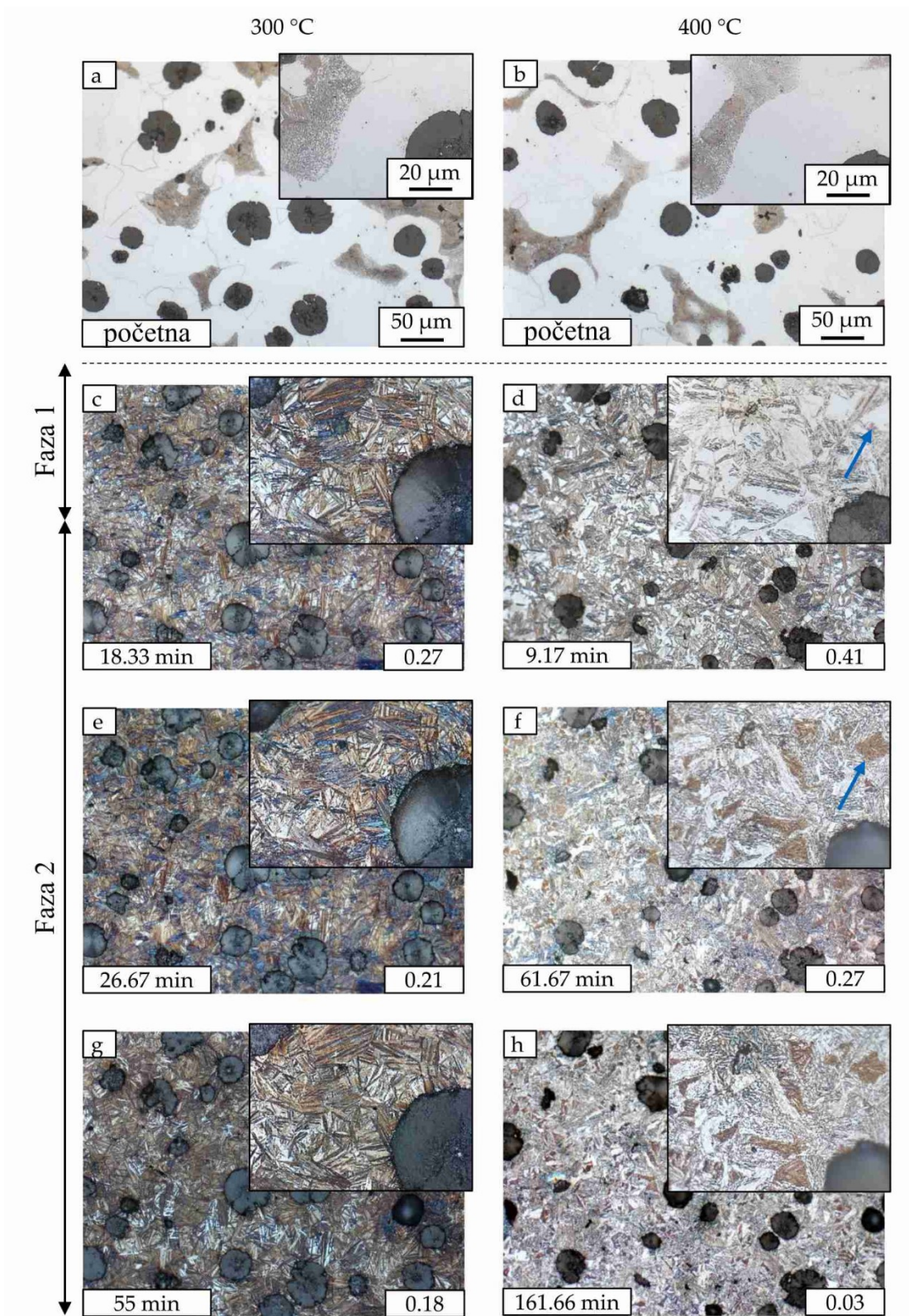


**Slika 1.21** Prikaz morfologije ausferita nastale u: a) gornjem; b) donjem području izotermne transformacije

Netransformisani metastabilni austenit sa sadržajem ugljenika od 0,6 do 1,2% se može lako transformisati u martenzit nakon hlađenja na sobnoj temperaturi [40]. Sa porastom ugljenika stabilnost austenita se povećava pa tako izotermno transformisani metastabilni austenit sa sadržajem ugljenika od 1,2 do 1,6% će se transformisati pri hlađenju ispod sobne temperature ili pri dejstvu sile koja izaziva elastičnu ili plastičnu deformaciju [70].

Karbidi u mikrostrukтури ADI materijala mogu da nastanu razlaganjem zadržanog austenita (metastabilni karbidi) ili da ostanu prisutni od polaznog nodularnog liva (slobodni karbidi). Metastabilni karbidi mogu nastati produženjem vremena izotermne transformacije pri čemu dolazi do razlaganja zadržanog austenita na mešavinu karbida i ferita.

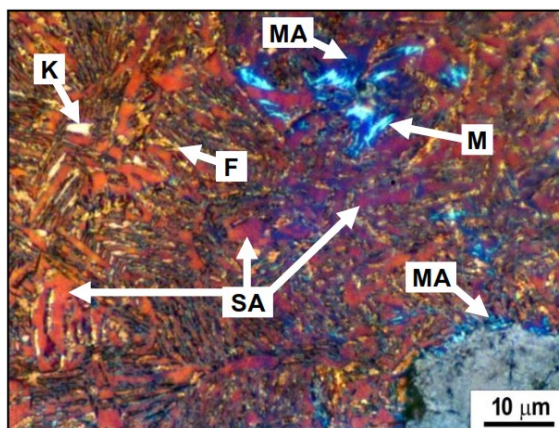
Transformacija ausferitne mikrostrukture tokom vremena na različitim temperaturama izotermne transformacije je prikazana na slici 1.22 [102]. Temperatura austenitizacije je za oba uzorka iznosila 900 °C tokom 2 sata. Na uzorcima su posmatrana uvek ista mesta radi lakšeg praćenja promena tokom vremena izlaganja na temperaturi izotermne transformacije koja je iznosila 300 i 400 °C. Na slici 1.22a i b su prikazane mikrostrukture polaznog nelegiranog nodularnog liva koja se sastoji od nodula grafita okruženih feritom dok se u srednjem delu nalazi perlit koji je nastao nakon očvršćavanja. Na slikama 1.22c-h su prikazane mikrostrukture dobijenih ADI materijala nakon određenog vremena izotermne transformacije (vreme je navedeno u donjem levom uglu slike, dok je sadržaj zadržanog austenita naveden u donjem desnom uglu slike). Mikrostrukture ADI materijala prikazane na slikama 1.22c i d predstavljaju jasno vidljivu razliku u morfologiji između različitih temperatura izotermne transformacije. Veoma fine braon feritne iglice sa malim belim oblastima zadržanog austenita su karakteristične za niže temperature izotermne transformacije (slika 1.22c). Veće podhlađenje na 300 °C dovodi do više tačaka nukleacije ferita i rezultuje finijom mikrostrukturom. Na višim temperaturama (400°C) nastala je pločasta morfologija ausferita sa širim i kraćim snopovima ausferitnog ferita (slika 1.22d). Nakon završetka optimalnog opsega procesiranja zadržani austenit počinje da se razlaže na karbide i ferit. Na prikazanim mikrostrukturama se vide oblasti zadržanog austenita koje prelaze iz bele u braon boju, označene strelicama na slici 1.22d i f. Na ovaj način se stabilnost austenita smanjuje jer deo ugljenika učestvuje u stvaranju karbida. Razlika u udelu zadržanog austenita između mikrostrukture prikazanih na slikama 1.22d i f je 14%.



**Slika 1.22** Prikaz transformacije početne mikrostrukture u ausferritnu za različitu temperaturu i vreme izotermne transformacije: a) i b) početna mikrostruktura; c), e) i g) 300 °C; d), f) i h) 400 °C (vreme izotermne transformacije - donji levi ugao slike, sadržaj zadržanog austenita - donji desni ugao slike) [102]

Za raspoznavanje konstituenata u mikrostrukтури pomoću svetlosnog mikroskopa primenjuju se razne tehnike. Jedna od tehnika koja se zasniva na termičkom bojenju polirane površine uzorka omogućuje razlikovanje morfološki sličnih konstituanata kao što su izotermno

transformisani metastabilni austenit i stabilni austenit [103–105]. Na slici 1.23 prikazana je mikrostruktura ADI materijala nakon termičkog bojenja. Mikrokonstituenti se razlikuju po sledećim bojama: martenzit (M) po izrazito svetlo plavoj boji, ausferitni ferit (F) od bež do oker-žute boje, metastabilni zadržani austenit (MA) od svetlo plave do plave boje i slobodni karbidi (K) po beloj boji. Najširi dijapazon boja ima stabilni zadržani austenit (SA) u zavisnosti od sadržaja ugljenika. Od većeg ka manjem sadržaju ugljenika boje se smenjuju od crvene preko bordo i ljubičaste do plave boje.



**Slika 1.23** Mikrostruktura ADI materijala nakon termičkog bojenja [106]

#### 1.3.4 Mehaničke karakteristike ADI materijala

Mehaničke karakteristike ADI materijala prevashodno zavise od mikrostrukture metalne osnove. Variranjem parametara termičkog tretmana se utiče na morfologiju ausferita što se direktno odražava na mehaničke osobine. Potpuno ausferitna mikrostruktura dobijena u optimalnom opsegu procesiranja ima dobru kombinaciju mehaničkih osobina. U slučaju prekoračenja opsega dolazi do transformacije zadržanog austenita u smešu ferita i karbida, odnosno u beinit, i drastičnog pada mehaničkih osobina [72].

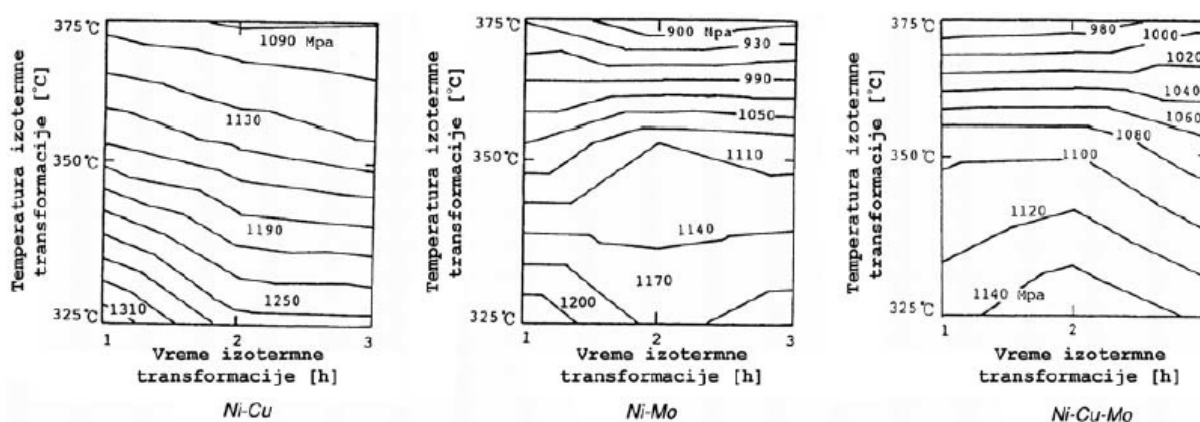
Izotermnom transformacijom na višim temperaturama (330-400°C) postiže se visoka duktilnost i žilavost, ali manja čvrstoća i tvrdoća. Transformacijom na nižim temperaturama (250-330°C) postiže se visoka čvrstoća, tvrdoća i otpornost na habanje, ali manja žilavost [71,107]. Vrednosti mehaničkih karakteristika ADI materijala prema standardu ASTM A897M-06 su date u tabeli 1.4.

**Tabela 1.4** Klase ADI materijala prema ASTM A897M-06

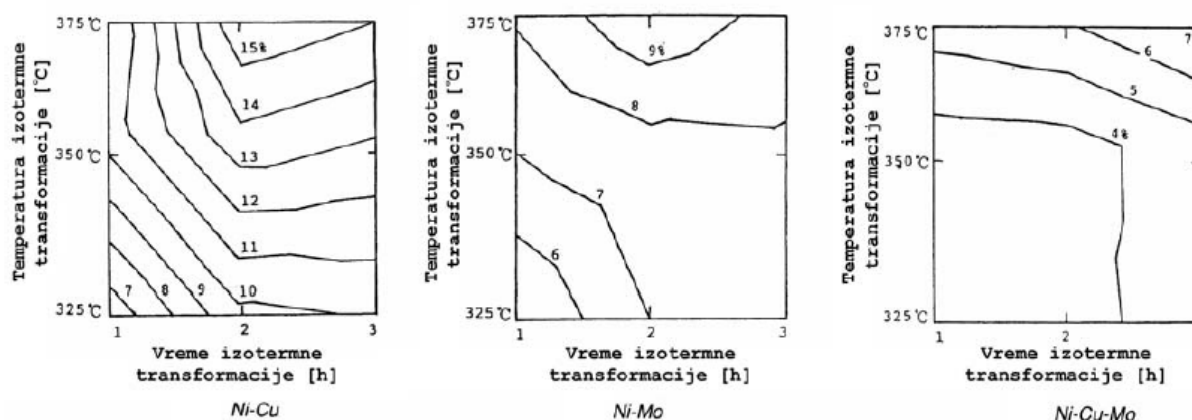
Oznaka materijala		Zatezna čvrstoća $R_m$ [MPa], min.	Napon tečenja $R_{p0.2}$ [MPa], min.	Izduženje A [%], min.	Energija udara K0 [J], min.	Tvrdoća po Brinelu HB
Brojčana	Prethodno uobičajeni naziv					
750/500/11		750	500	11	110	241-302
900/650/09	Grade 1	900	650	9	100	269-341
1050/750/07	Grade 2	1050	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

### Čvrstoća i izduženje

Niže temperature izotermne transformacije obezbeđuju finiju mikrostrukturu, fine iglice ausferitnog ferita koje su gusto složene, što doprinosi čvrstoći ADI materijala [71,72,107]. Zahvaljujući tako formiranoj mikrostrukturi metalne osnove ADI materijali u odnosu na nodularni liv, pri istom izduženju, imaju dvostruko veću čvrstoću. Prema standardu ASTM A897M-06 najveća zatezna čvrstoća ADI materijala iznosi 1600 MPa (minimum) sa najmanje 1% izduženja. Na slici 1.24 i 1.25 su prikazani uticaji temperature i vremena izotermne transformacije na čvrstoću i izduženje legiranih ADI materijala. Sa porastom temperature opadaju napon tečenja i zatezna čvrstoća [108]. Vrednosti izduženja su u suprotnosti sa vrednostima zatezne čvrstoće. Povećanjem izduženja se smanjuje zatezna čvrstoća, odnosno vrednost izduženja je manja pri nižoj temperaturi, dok je veća sa višom temperaturom izotermne transformacije [108].



**Slika 1.24** Konturna mapa zatezne čvrstoće legiranih ADI materijala austemperovanih na 900 °C, 2 časa u zavisnosti od temperature i vremena izotermne transformacije [109]

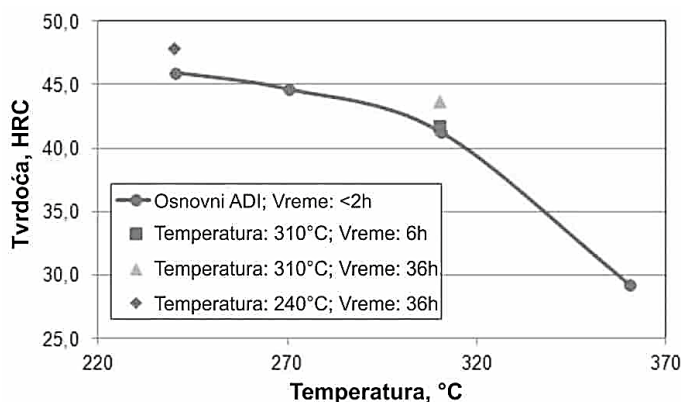


**Slika 1.25** Konturna mapa izduženja legiranih ADI materijala austemperovanih na 900 °C, 2 časa u zavisnosti od temperature i vremena izotermne transformacije [109]

### Tvrdoća

Tvrdoća ADI materijala zavisi od temperature izotermne transformacije. Materijal dobijen u nižem temperaturnom području imaju veću tvrdoću zbog formiranja gusto složenih finih iglica ausferitnog ferita [71,72,110,111]. Formiranje martenzita u metalnoj osnovi takođe doprinosi povećanju tvrdoće što se postiže skraćanjem vremena pri nižim temperaturama izotermne transformacije [72,79,82]. Takođe, dužim vremenom transformacije postepeno se

smanjuje sadržaj austenita u mikrostrukturi metalne osnove livenog gvožđa i povećava se vrednost tvrdoće [112]. Porastom temperature izotermne transformacije vrednosti tvrdoće opadaju. Prema standardu ASTM A897M-06 vrednosti tvrdoće za ADI materijale iznose od 241 do 512 HB.



**Slika 1.26** Dijagram rezultata merenja tvrdoće ADI materijala u zavisnosti od temperature i vremena izotermne transformacije [112]

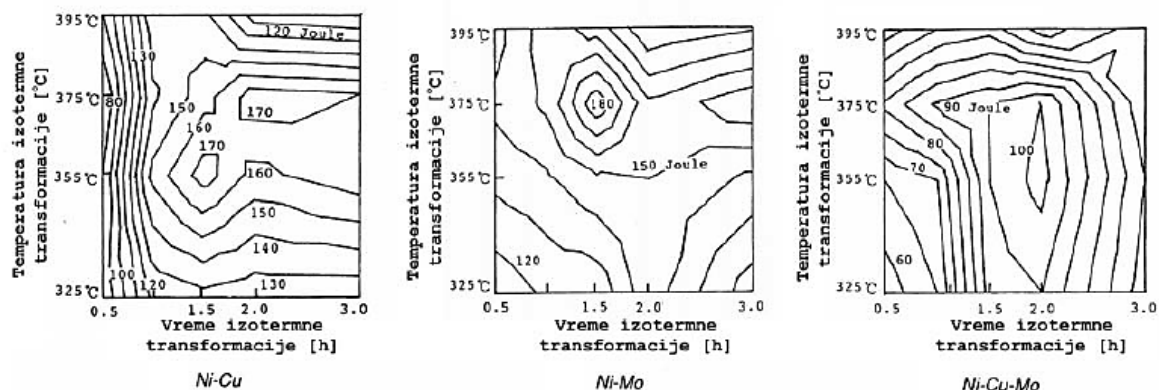
### Habanje

Sa porastom tvrdoće raste i otpornost na habanje ADI materijala što se postiže nižom temperaturom izotermne transformacije [71]. Međutim na višim temperaturama izotermne transformacije tvrdoća opada, ali je otpornost na habanje i dalje visoka. Razlog tome je prisustvo zadržanog metastabilnog austenita [72,113]. Zadržani austenit prelazi u martenzit TRIP (eng. Transformation Induced Plasticity; transformacija usled plastične deformacije) mehanizmom, odnosno SATRAM (eng. Stress Assisted Transformation of Retained Austenite into Martensite) ili SITRAM (eng. Strain Induced Transformation of Retained Austenite into Martensite) efektom u zavisnosti da li je intenzitet opterećenja - napona (SATRAM) ili deformacije (SITRAM) dovoljan da izazove efekat [102,114–116]. Karakteristično za SATRAM ili SITRAM efekat jeste povećanje površinske tvrdoće, dok jezgro ima manju tvrdoću i veću žilavost. Na osnovu prethodno navedenog može se konstatovati da ADI materijali koji su izotermno transformisani na višim temperaturama i pored manje tvrdoće imaju veću otpornost na habanje, jer se zadržani austenit transformisao u martenzit [72,115].

### Žilavost

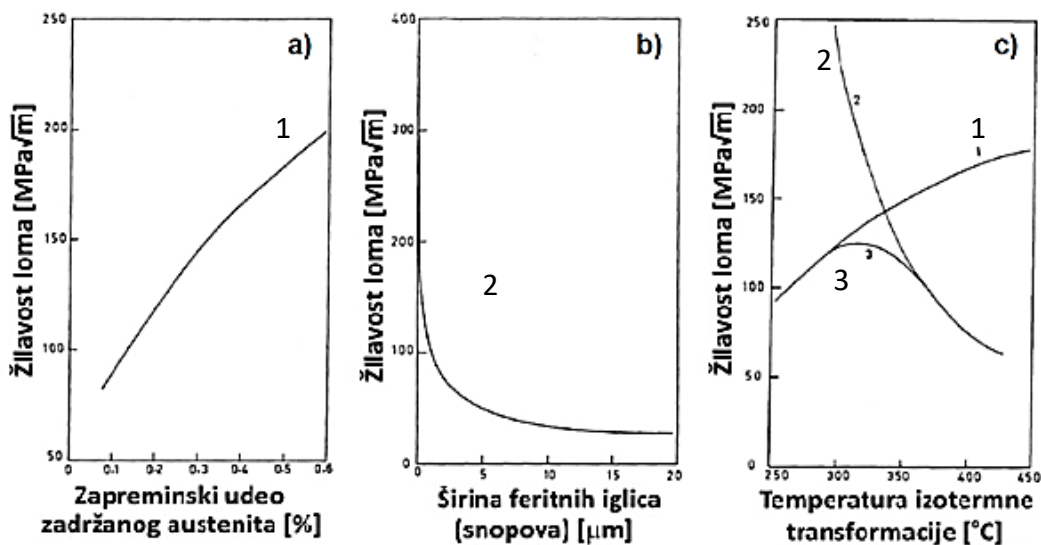
Žilavost se može definisati kao energija koja je potrebna za stvaranje dve nove površine. Ako je taj energetski iznos manji, materijal je krtiji (veća krtost), a ako je veći, materijal je žilaviji (veća žilavost). Žilavost se najčešće posredno određuje testovima za ispitivanje energije udara po Šarpiju (Charpy) i žilavosti loma materijala  $K_{IC}$ .

Za ispitivanje energije udara ADI materijala po Šarpijevoj metodi koristi se epruveta standardnih dimenzija 10x10x55 mm, bez zareza, definisana standardom SRPS EN ISO 148-1:2017. Maksimalna vrednost energije udara se postiže pri odgovarajućem vremenu trajanja i temperaturi izotermne transformacije, slika 1.27. Izlučivanje karbida tokom drugog stadijuma transformacije uzrokuje pad energije udara, zbog čega ADI materijal postaje krtiji [107].



**Slika 1.27** Konturna mapa energije udara legiranih ADI materijala austemperovanih na 900 °C, 2 časa u zavisnosti od temperature i vremena izotermne transformacije [109]

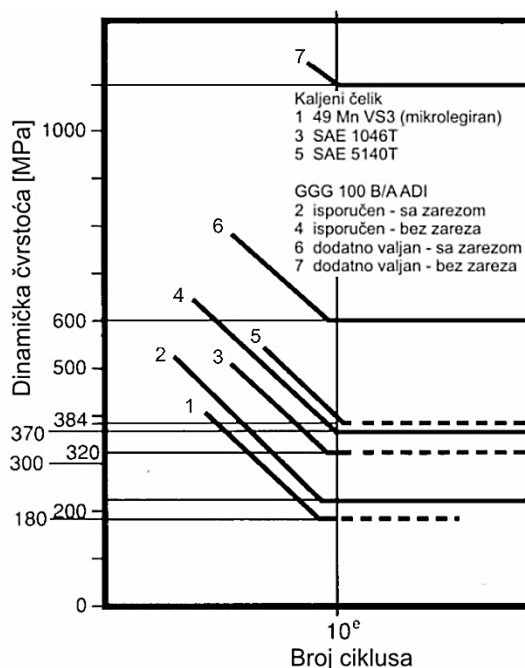
Žilavost loma materijala predstavlja otpornost materijala ka krtom lomu u slučaju kada je u materijalu prisutna prslina. Žilavost loma može dostići vrednost od  $88,1 \text{ MPam}^{-1/2}$ , a obično se kreće od  $60\div 85 \text{ MPam}^{-1/2}$  kod žilavijih ADI materijala. Vrednost  $K_{IC}$  raste sa porastom zadržanog austenita do 25% nakon čega dolazi do stagnacije vrednosti  $K_{IC}$ . Bitno je napomenuti da se najveće vrednosti  $K_{IC}$  dobijaju pri nižim temperaturama izotermne transformacije kada se dobija finija mikrostruktura, dok energija udara i količina zadržanog austenita nemaju maksimalnu vrednost (slika 1.28) [117].



**Slika 1.28** Žilavost loma ADI materijala u zavisnosti od: linija - 1 zapreminskog udela zadržanog austenita; linija - 2 širine feritnih iglica (snopova); linija - 3 temperature izotermne transformacije [117]

### Zamor

Zamor materijala predstavlja proces postepenog razaranja putem nastanka i razvoja prsline do loma dela u eksploataciji pod dejstvom promenljivog opterećenja. U odnosu na kovane čelike, otpornost ADI materijala na dinamičko dejstvo je ista ili viša, slika 1.29. Otpornost prema zamoru je još viša ako se ADI materijal podvrgne valjanju, sačmarenju ili mašinskoj obradi nakon austemperovanja. Odnos dinamičke čvrstoće bez zareza i sa zarezom se kreće od 1,2 do 1,6 što se smatra veoma povoljnim, odnosno ADI materijal nije izražajno osetljiv na zareze [71].



**Slika 1.29** Zamorne karakteristike ADI materijala i različitih kovanih čelika [71]

Najveća dinamička čvrstoća se dostiže pri nižoj zateznoj čvrstoći, koja odgovara temperaturi izotermne transformacije od oko 350 °C, i tada se postiže najviša koncentracija zadržanog austenita u mikrostrukturi. Pojava slobodnih ili eutektičkih karbida u mikrostrukturi ADI materijala smanjuje vreme eksploatacije, broj ciklusa do loma je i do 10 puta manji u odnosu na ADI materijal bez karbida [71].

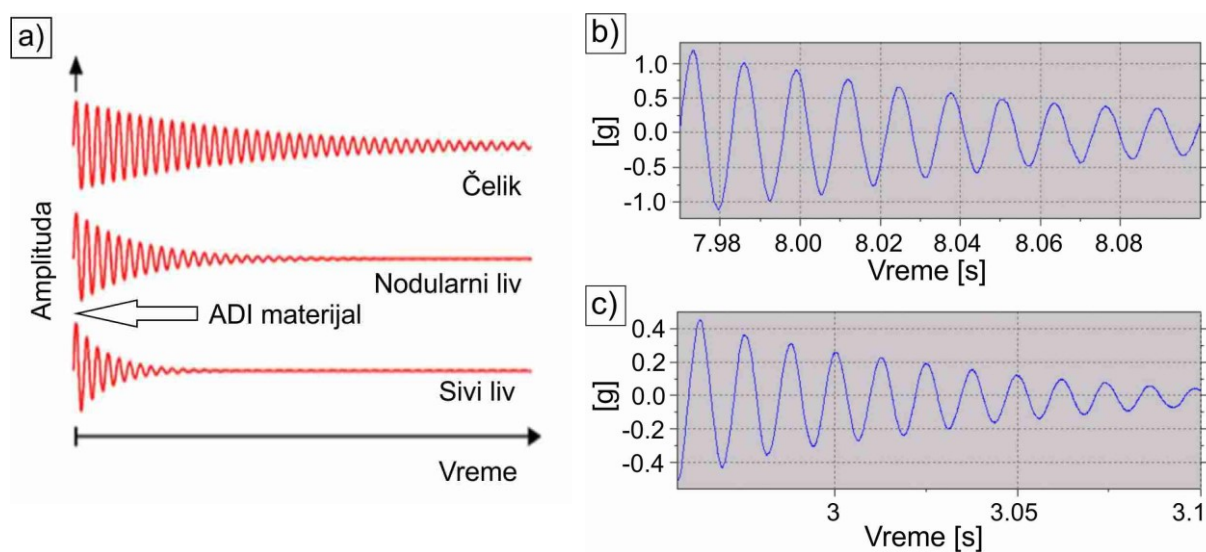
### Prigušivanje vibracija

Vibracije nastaju kao rezultat promenljivih (dinamičkih) sila u mašinama koje imaju pokretne delove, a izazivaju zamor i habanje i često su uzrok otkaza elemenata mašina. Pri konstruisanju mašina kod kojih postoji potencijalni izvor vibracija posebna pažnja se posvećuje odabiru materijala koji imaju sposobnost (kapacitet) prigušenja vibracija. Kapacitet prigušenja je mera sposobnosti materijala da apsorbira elastično naprezanje energije pri mehaničkim vibracijama ili širenju talasa [4]. Elementi napravljeni od materijala sa visokim kapacitetom prigušenja smanjuju amplitudu vibracije, buku i vreme trajanja.

Siva livena gvožđa imaju veći kapacitet prigušenja vibracija i buke od aluminijuma i čelika. Najviše se ističe sivi liv, međutim kada se u obzir uzmu i mehaničke karakteristike i širok dijapazon primene, ADI materijal izaziva mnogo veću pažnju. ADI materijal se po kapacitetu prigušenja nalazi između sivog i nodularnog liva. Na slici 1.30a prikazan je kapacitet prigušivanja vibracija ADI materijala u odnosu na sivi liv, nodularni liv i čelik. ADI materijal ima i niži nivo buke od čelika. U eksploataciji zupčasti par izrađen od ADI materijala ima niži stepen buke pri određenom broju obrtaja od zupčastog para izrađenog od čelika [118].

Kapacitet prigušivanja vibracija kod ADI materijala zavisi od morfologije ausferita. Tako ADI materijali dobijeni na višim temperaturama izotermne transformacije (karakteristična pločasta morfologija ausferita sa širim i kraćim snopovima ausferitnog ferita) odlikuje veći kapacitet prigušenja nego ADI izotermno transformisan na nižim temperaturama izotermne transformacije (igličasta morfologija sa finijim i izduženim snopovima ausferitnog ferita). Na slici 1.30b i c prikazani su ADI materijali istog polaznog materijala sa različitim temperaturama

izotermne transformacije. Materijal izotermno transformisan na 300 °C ima manji kapacitet prigušenja vibracija od materijala izotermno transformisanog na 340 °C. Porastom temperature izotermne transformacije snižava se buka, amplituda i vreme trajanja vibracije [4,118].



**Slika 1.30** Zavisnost amplitude od vremena za a) različite materijale i ADI materijale izotermno transformisane na: b) 300 °C; c) 340 °C [4,118]

### 1.3.5 Primena ADI materijala

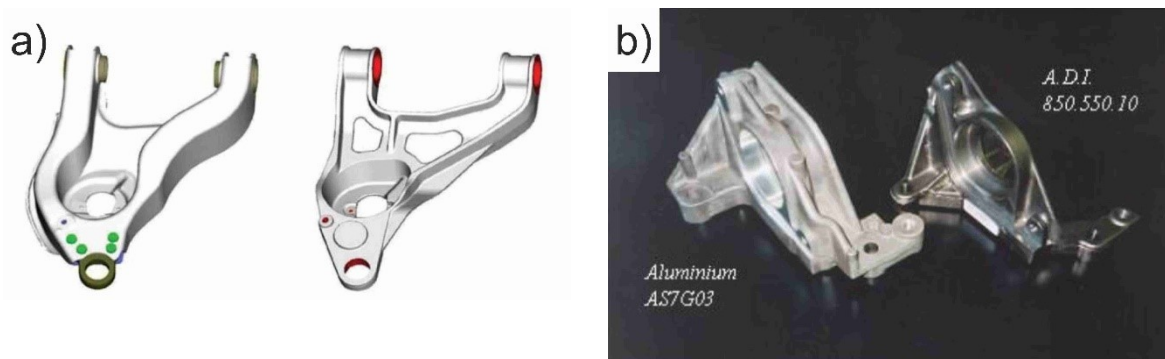
Pre tačno pola veka Američka kompanija Tecumseh Products je prva komercijalizovala primenu austemperovanog nodularnog liva. Izvršeno je austemperovanje kompresorskog kolenastog vratila težine 500 grama. ADI materijal je ubrzo pronašao primenu u proizvodnji delova komercijalnih kamiona u Evropi i vojnih kamiona u Kini. Pored komponenti za teretni saobraćaj krajem 1970-tih godina ADI se počeo primenjivati u Sjedinjenim Američkim državama za delove automobila. Zauzevši mesto u industriji putničkih i teretnih vozila, odnosno industriji masovne proizvodnje, primena ADI materijala je ostvarivala konstantan rast. ADI materijal se koristi za izradu zupčanika, kolenastih i bregastih vratila, nosača motora i poluosovina, kućišta menjača i diferencijala, glavčina, elemenata poljoprivrednih sejalica, zuba kašike bagera itd. [31,71,79,86,113,119–122].

Najveća prednost ADI materijala u odnosu na do tada primenjivane materijale jeste odnos zatezne čvrstoće i plastičnosti uz uštedu mase. Ušteda mase se ogleda kroz manju gustinu u odnosu na čelik (od 10 do 12%) ili redizajniranjem postojeće komponente zbog viših mehaničkih osobina samog ADI materijala [123]. Ušteda u masi se u pojedinim slučajevima ostvaruje i pri zameni komponenti od aluminijuma [116]. Sa ekonomskog aspekta ostvaruje se ušteda u energiji potrebnoj za proizvodnju komponenti od ADI materijala u odnosu na komponente dobijene plastičnom deformacijom, od kovanog čelika ili komponente proizvedene od aluminijuma [72,122,124].

Rame (viljuška) automobila proizvedeno od ADI materijala je teško 14 kg i ukupna utrošena energija iznosi 420 MJ dok je isti deo izrađen tehnologijom plastičnog deformisanja (TPD) težine 15 kg i utrošena energija iznosi 900 MJ. Uz smanjenje mase od 6% ostvarena je i ušteda energije preko 50%, slika 1.31a [121].



Značajna ušteda u energiji je ostvarena i pri proizvodnji nosača poluosovine automobila (slika 1.31b). Nosač proizveden od ADI materijala ima zapreminu  $160 \text{ cm}^3$  i utrošenu energiju 33 MJ za razliku od aluminijumskog nosača čija je zapremina  $370 \text{ cm}^3$  i utrošena energija 58 MJ. Ušteda energije je preko 40% [121]. Navedeni elementi su prikazani na slici 1.31b.



**Slika 1.31** Prikaz: a) ramena (levo - proizvedenog TPD, desno - odlivak ADI materijala); b) nosača poluosovine automobila [121]

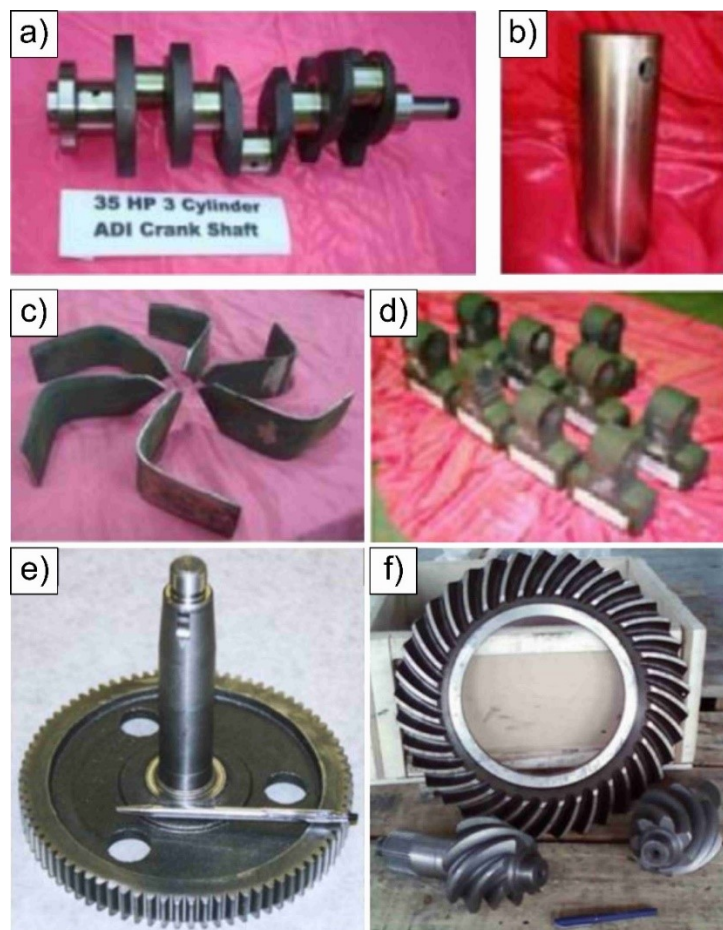
Veliko interesovanje za mogućnosti primene ADI materijala vlada u Indiji. Indijski inženjeri smatraju da ADI materijal predstavlja ekonomski isplativo rešenje za motorizaciju poljoprivrede ruralnih delova zemlje. Centralni institut za mašinsko inženjerstvo u Indiji (CSIR-CMERI) je istražio i uspešno sproveo proizvodnju komponentata od ADI materijala kao što su kolenasta vratila, noževi freze, osovinice klipa i čekići za drobljenje ruda, slika 1.32 [71].

Kolenasto vratilo prikazano na slici 1.32a je ugrađivano u traktorske motore indijskog proizvođača Sonalika snage 35 HP. Eksperimentalno ispitivanje je iznosilo 500 časova čime je dokazano da pravilnom kontrolom procesa ADI komponente mogu zameniti kovano čelično vratilo. Korišćenjem ADI kolenastog vratila postignuta je ušteda u ceni zadržavajući mehaničke osobine kao što su čvrstoća na zamor, izdržljivost na savijanje, torziju i smicanje.

Osovinica klipa je element koji povezuje klip sa klipnjačom. Opterećena je udarnim silama usled eksplozije odnosno promenljivim smicajnim opterećenjem. Istraživanja CSIR-CMERI navode da je osovinica od ADI materijala uspešno testirana 600 radnih časova čime je potvrđena ekvivalentnost čeličnim komponentama, slika 1.32b.

Noževi freze, prikazani na slici 1.32c, su rotirajući radni elementi u kontaktu sa poljoprivrednim zemljištem izloženi abrazivnom habanju. U odnosu na čelična sečiva, sečiva od ADI materijala imaju duži radni vek (u konkretnom primeru 200 radnih časova) i nižu cenu.

Čekići za drobljenje ruda su zbog svojih velikih dimenzija vrlo zahtevni za proizvodnju. Izloženi su habanju i udarnom opterećenju. ADI materijal je pronašao primenu i za ovakav tip proizvoda zahvaljujući jedinstvenoj ausferitnoj mikrostrukturi i povišenoj otpornosti na habanje. Kompanija McNally Bharat Engineering Company Ltd. (MBE), lider u izgradnji postrojenja u rudarskoj i metaloprerađivačkoj industriji, je uspešno praktično testirala čekiće 158 časova čime su se pokazali dugotrajnijim i čvršćim od čeličnih čekića, slika 1.32d [71].



**Slika 1.32** Proizvodi od nodularnog liva: a) kolenasto vratilo; b) osovina klipa; c) noževi freze; d) čekići za drobljenje rude; e) cilindrični zupčanik; f) konusni zupčanik [71,113]

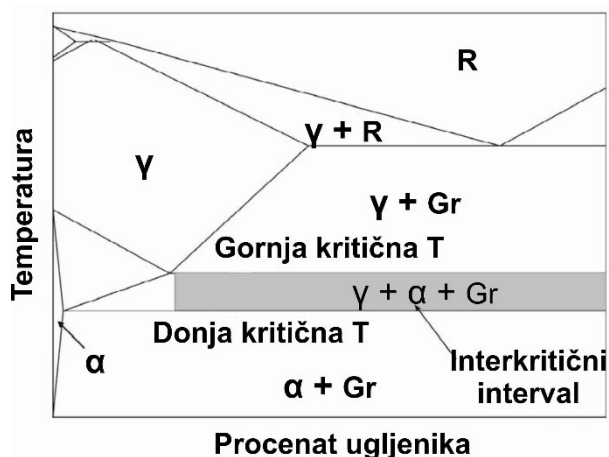
#### 1.4 Dvofazni ADI materijal

Opšte je poznato da se ADI materijal sve više primenjuje za proizvodnju delova visokih mehaničkih performansi u cilju zamene livenog i kovanog čelika. Uprkos svom širokom dijapazonu mehaničkih osobina i primene u mnogim granama industrije ADI materijal ima ograničenu primenu za izradu delova koji zahtevaju kombinaciju veoma visoke čvrstoće, duktilnosti i žilavosti. U navedenim slučajevima čelik, iako skuplji materijal, i dalje predstavlja primarni izbor [125]. Kao rešenje, poslednjih godina razvijan novi tip ADI materijala pod nazivom dvofazni ADI materijal [88,126–131]. U stranoj literaturi dvofazni austemperovani nodularni liv se označava engleskom skraćenicom DP-ADI (Dual Phase Austempered Ductile Iron), koja je opšte prihvaćena i u našoj literaturi. Pобољšanje se ogleda kroz povećanje duktilnosti, a samim tim i žilavosti materijala zahvaljujući formiranju dvofazne mikrostrukture [128,129,132].

Dobijanje dvofaznog ADI materijala se za razliku od postupka dobijanja konvencionalnog ADI materijala vrši na nižim temperaturama austenitizacije, u interkriticnom intervalu gde se vrši delimična austenitizacija (najčešće između 750 i 860 °C), pri čemu nastaje smeša austenita i proeutektoidnog (slobodnog) ferita [132,133]. Variranjem parametara termičkog tretmana postiže se različit procentualni udeo faza što se direktno odražava na mehaničke osobine. Tokom njihovog razvoja u cilju kontrole udela mikrokonstituenata istraživači su razvili različite termičke tretmane [128,134,135].

### 1.4.1 Dobijanje dvofaznog ADI materijala

Dobijanje dvofaznog ADI materijala se najčešće vrši austenitizacijom u temperaturnom opsegu između 750 i 860 °C što zavisi od hemijskog sastava nodularnog liva [84,132,133]. Temperaturni opseg se naziva interkritični interval ( $\alpha+\gamma+\text{Gr}$ ) i ograničen je sa gornjom i donjom interkritičnom temperaturom. U interkritičnom temperaturnom intervalu se vrši delimična austenitizacija i stvaranje proeutektoidnog (slobodnog) ferita [127,129]. Količina ausferita se menja sa porastom nastanka proeutektoidnog ferita. Sa smanjenjem udela ausferita smanjuje se i vrednost zatezne čvrstoće dok se duktilnost povećava. Najbolji odnos zatezna čvrstoće i duktilnosti se postiže pri udelu ausferita oko 80% [128]. Shodno tome, dobra kontrola procesa stvaranja ferita je od presudnog značaja za mehaničke osobine dvofaznih ADI materijala. Na slici 1.33 je prikazan dijagram sa obeleženim interkritičnim intervalom ( $\alpha+\gamma+\text{Gr}$ ) i prisutnim fazama.



**Slika 1.33** Prikaz interkritičnog intervala u pseudo binarnom Fe-C faznom dijagramu sa 2,5% Si [133]

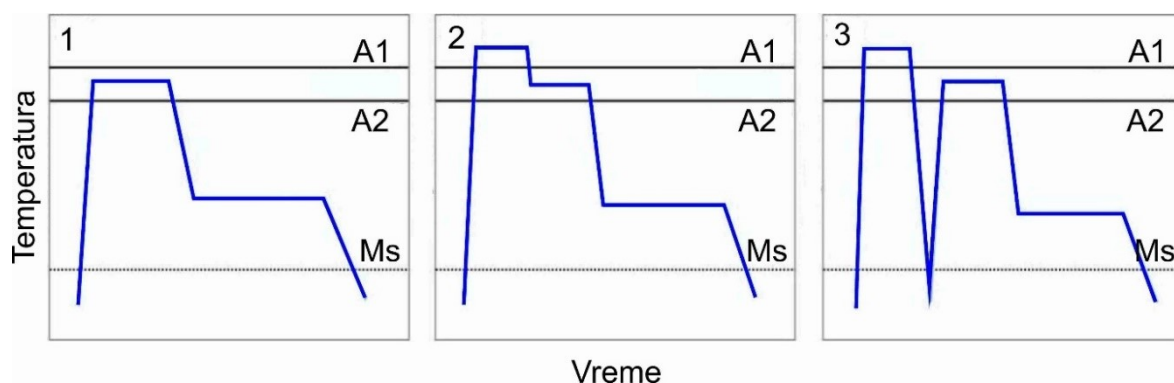
Postoji više načina izvođenja termičkih tretmana za postizanje dvofazne mikrostrukture u ADI materijalima [126,128,132,134–136]. Tri najčešća načina termičkog tretmana su prikazana na slici 1.34 [134].

Prvi način predstavlja postupak termičkog tretmana pri kome se vrši delimična austenitizacija. Austenitizacija se vrši u interkritičnom intervalu, definisan gornjom ( $A_1$  ili  $T_{gk}$ ) i donjom ( $A_2$  ili  $T_{dk}$ ) interkritičnom temperaturom unutar koga se formira i feritna faza. Nakon austenitizacije sledi brzo hlađenje do temperature izotermne transformacije. Poslednji korak nakon izotermne transformacije je hlađenje uzorka do sobne temperature na mirnom vazduhu.

Kod sledećeg načina, proces austenitizacije se sastoji iz dva stepena. Prvi stepen austenitizacije se vrši iznad gornje interkritične temperature u toku koga se odvija potpuna austenitizacija metalne osnove. Drugi stepen austenitizacije podrazumeva sniženje temperature u interkritično područje gde nastaje ferit. Posle određenog vremena vrši se kaljenje na temperaturi izotermne transformacije. Zatim sledi hlađenje opisano kao u prvom dijagramu.

Treći način se u odnosu na prethodna dva tipa sastoji iz dva nezavisna ciklusa. Prvi ciklus podrazumeva zagrevanje do temperature austenitizacije i zatim naglo hlađenje do sobne temperature. Drugi ciklus je u suštini termički tretman prikazan na prvom dijagramu.

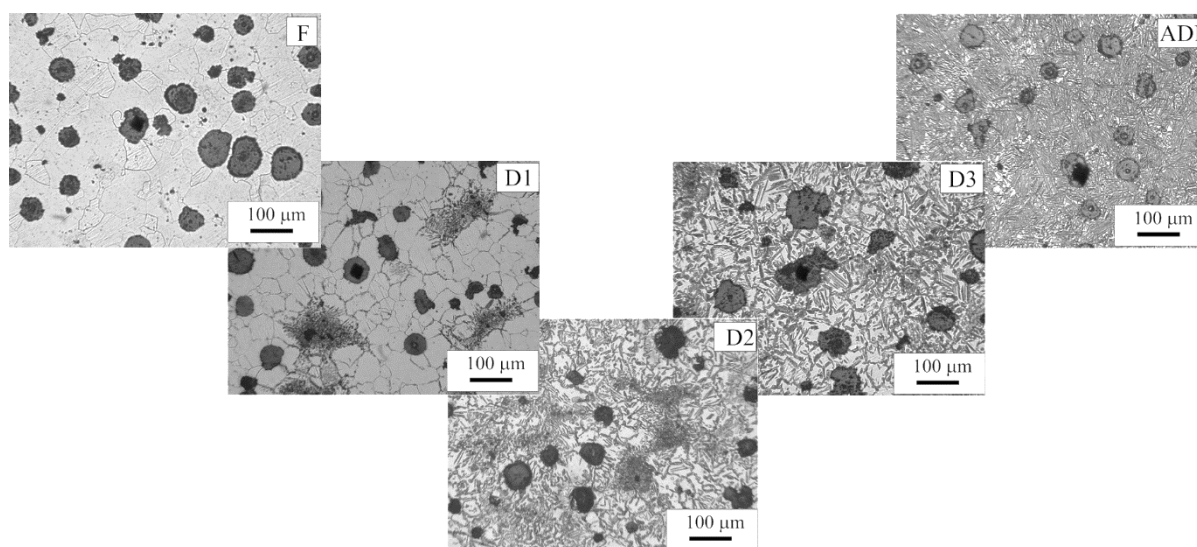
Postoji još mnoštvo drugih načina termičkog tretmana koji u osnovi predstavljaju kombinaciju prethodno navedenih.



**Slika 1.34** Tipovi dijagrama termičkih tretmana za dobijanje DP-ADI materijala [134]

### 1.4.2 Mikrostruktura dvofaznog ADI materijala

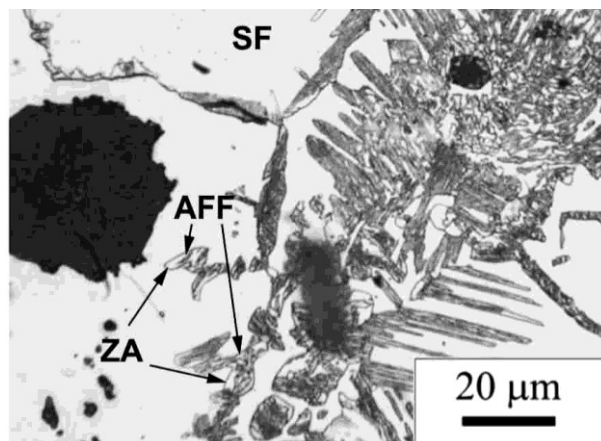
Za razliku od konvencionalnog ADI materijala čija je mikrostruktura metalne osnove ausferitna, mikrostruktura dvofaznog ADI materijala se sastoji iz ausferita i slobodnog (proeutektoidnog ili alotriomornog) ferita [84,125,127–129]. Količina i morfologija navedenih mikrokonstituenata su direktno povezane sa parametrima termičkog tretmana. Količina ausferita i slobodnog ferita zavisi od temperature austenitizacije unutar interkritičnog intervala. Pri nižoj temperaturi austenitizacije dobija se manji procenat ausferita i veći procenat slobodnog ferita [84,88,134]. Povećanjem temperature odnos se menja u korist ausferita. Takođe sa promenom temperature austenitizacije menja se i veličina ausferitnih pločica prvenstveno zbog količine i veličine prethodno nastalih zrna austenita. Na nižim temperaturama austenitizacije, nastala austenitna zrna su manja i ograničena su većom količinom slobodnog ferita, tako da će formirane ausferitno feritne pločice tokom izotermne transformacije biti kraće i nasumično orijentisane. Sa povećanjem temperature austenitizacije, količina ausferita se povećava zbog formiranje veće količine austenita i većih zrna. U ovom slučaju, ausferitno feritne pločice lakše rastu, što rezultuje njihovom većom dužinom i samim tim se dobija više igličasta morfologija ausferita [84,131]. Na slici 1.35 prikazana je transformacija mikrostrukture nodularnog liva (F) u dvofazni (D1, D2, D3) i konvencionalni ADI materijal.



**Slika 1.35** Prikaz transformacije mikrostrukture nodularnog liva (F) u dvofazni (D1, D2, D3) i konvencionalni ADI materijal [125]

Na slici 1.36 prikazana je mikrostruktura dvofaznog ADI materijala. Mikrokonstituenti su prepoznatljivi po ravnim belim površinama koje predstavljaju slobodni ferit (SF), dok se zadržani austenit (ZA) karakteriše više kosim površinama sa izraženijom granicom (zakošena ivica). Takođe, zadržani austenit ima više sivkast izgled u poređenju sa slobodnim feritom. Zadržane ausferitno feritne pločice (AFF) i pločica zadržanog austenita se mogu prepoznati po sivoj pa sve do tamne nijanse [131,137].

Stoga je kod dobijanja DP-ADI materijala visokih performansi fokus na kombinovanju gore pomenutih mešovityh mikrokonstituenata, odnosno kombinovanju ausferita kojeg odlikuje visoka zatezna čvrstoća i žilavost sa feritom koji poseduje veliko izduženje.



*Slika 1.36* Mikrostruktura DP-ADI materijala sa obeleženim mikrokonstituentima [125]

### 1.4.3 Mehaničke osobine dvofaznog ADI materijala

Mehaničke osobine dvofaznih ADI materijala zavise od mikrostrukture metalne osnove i grafitnih nodula [138,139]. Uticaj grafita na osobine je komparativan sa ADI materijalima i nodularnim livovima, te ako se liv proizvodi sa određenim rasporedom i veličinom nodula, može se smatrati da mehaničke osobine DP-ADI materijala tada prvenstveno zavise samo od udela faza (mikrostruktura) u metalnoj osnovi. Količina udela pojedinih faza se projektuje izborom parametara termičkog tretmana. Kao osnovne, referentne vrednosti, sa kojima se poredе poboljšane mehaničke karakteristike DP-ADI materijala, uzimaju se vrednosti nodularnih livova i konvencionalnih (jednofaznih) ADI materijala [140]. Istraživanja su pokazala da pored parametara termičkog tretmana (temperatura, vreme) na projektovanje mehaničkih karakteristika utiče i način sprovođenja termičkog tretmana (videti sliku 1.34).

Razlika između prvog i drugog načina termičkih tretmana, prikazanih na slici 1.34a i b, jeste u načinu nastanka ferita. Kod prvog tipa termičkog tretmana, formirani alotriomorfni ferit se dispergovano stvara unutar metalne osnove, dok se u drugom tipu stvaranje ferita dešava na granicama zrna rekristalizovanog austenita. Pokazalo se da DP-ADI materijal dobijem drugim tipom poseduje bolju kombinaciju čvrstoće i duktilnosti [128,130,134,141]. Međutim, prvi tip postupka je najjednostavniji za praktičnu primenu. U zavisnosti od parametara procesa moguće je postići kombinaciju napona tečenja oko 600 MPa sa izduženjem preko 24% [134]. Ako se povuče paralela između ovako dobijene mikrostrukture i mehaničkih osobine DP-ADI materijala sa višefaznim čelicima onda ferit svakako ima dominantan uticaj. Pored toga, zamena martenzita i/ili beinita kod čelika sa ausferitom kod DP-ADI materijala takođe povoljno utiče

na mehaničke osobine. Međutim, grafit i dalje predstavlja ograničenje DP-ADI materijala u poređenju sa višefaznim čelicima u pogledu nastanka inicijalnih prslina.

Primenom trećeg načina termičkog tretmana postignute osobine DP-ADI materijala ne zavise od mesta nastanka ferita. Martenzitna mikrostruktura nastala kaljenjem obezbeđuje veliki broj mesta za formiranje igličastog ferita, što se odražava na formiranje ujednačene fine ausferitne mikrostrukture [135,141]. Štaviše, stabilnost zadržanog austenita u finalnoj mikrostrukturi je povećana zbog činjenice da se elementi koncentrišu u austenitnoj fazi tokom držanja u ( $\alpha+\gamma$ ) temperaturnom opsegu, takođe nastaje i manja količina karbida u odnosu na druge tretmane.

Doprinos istraživača u poboljšavanju mehaničkih osobine dvofaznih ADI materijala je prikazan u tabeli 1.5 [129]. Iz tabele se vidi da bez obzira na isti udeo ausferita i ferita u mikrostrukturi dva DP-ADI materijala mehaničke osobine se znatno razlikuju, što potvrđuje činjenicu da mehaničke osobine u velikoj meri zavise od legirajućih elemenata, temperature i vremena trajanja termičkog tretmana (austenitizacije i izotermne transformacije).

Grupa autora Baso i ostali [125] su detaljno obrazložili uticaj mikrokonstituenata na mehaničke osobine dvofaznih ADI materijala u poređenju sa nodularnim livom i konvencionalnim ADI materijalom. Hemijski sastav nodularnog liva je: 3,35% C; 3,21% S; 0,46% Mn; 0,94% Cu; 0,04% Mg i manje od 0,02% S i P. Radi ujednačavanja mikrostrukture i stvaranja istih početnih uslova svi uzorci su feritizovani. Termički tretman se sastojao iz austenitizacije na temperaturi 900 °C tokom 3 sata, zatim hlađenjem u peći na 740 °C i držanjem 10 sati, nakon čega su uzorci ostavljeni u peći da se ohlade do sobne temperature. Na ovaj način je dobijen i prvi referentni uzorak za ispitivanje, odnosno nodularni liv sa 100% feritnom mikrostrukturom metalne osnove pod oznakom F. Ostatak termički tretiranih uzoraka nodularnog liva su dalje ponovo podvrgnuti termičkom tretmanu u cilju dobijanja konvencionalnog i dvofaznog ADI materijala. Temperature austenitizacije su iznosile 800, 820, 835 i 910 °C tokom 60 minuta, dok je temperatura izotermne transformacije iznosila 350 °C u trajanju od 90 minuta. U tabeli 1.6 su prikazane oznake uzoraka u zavisnosti od temperature austenitizacije i procentualnog zapreminskog udela mikrokonstituenata. Sa porastom temperature odnos mikrokonstituenata se menjao u korist ausferita što ja dalje uticalo na mehaničke karakteristike. Rezultati ispitivanja zatezne čvrstoće, napona tečenja, izduženja, žilavosti loma i vrednosti kritične dužine prsline su takođe prikazani u tabeli 1.6. Iz tabele se jasno uočava uticaj porasta ausferita na povećanje zatezne čvrstoće, napona tečenja i žilavosti loma, dok se sa porastom udela ferita povećavaju vrednosti izduženja i kritične dužine prsline.

Odnos porasta vrednosti mehaničkih karakteristika nije linearan sa promenom udela mikrokonstituenata. Procentualno gledano najveći uticaj ferita se ogleda na kritičnu dužinu prsline. Pri udelu ferita od 30% vrednost dužine kritične prsline je porasla za približno 120%. Ovaj uticaj ferita treba uzeti sa rezervom kada se radi o materijalu sa ovako kompleksnom mikrostrukturom. Naime, ausferit se uglavnom nalazi u poslednjoj zoni tokom očvršćavanja u kojoj su najčešće prisutni uključci, pore, i/ili karbidi tokom livenja, tako da se u ovom slučaju smatra da ausferit u kombinaciji sa feritom deluje kao ojačavajuća faza najslabijih zona, čime se povećava žilavost loma [140]. Sa porastom udela ausferita vrednost veličine kritične dužine prsline se smanjuje, s obzirom na veće vrednosti napona tečenja.

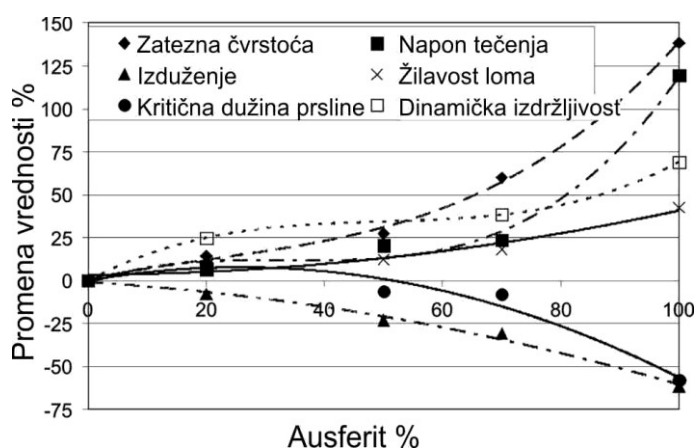
**Tabela 1.5** Prikaz udela mikrokonstituenata i mehaničkih karakteristika u zavisnosti od parametara termičkih tretmana DP-ADI materijala [129]

Author	Temperatura Austenitizacije / Vreme	Temperatura Izotermne transformacije / Vreme	Zapreminski udeo ausferita	Zapreminski udeo ferita	R <sub>m</sub> [MPa]	R <sub>p0,2</sub> [MPa]	A [%]	Tvrdoća po Brinelu [HB]
Aranzabal i ostali	Nije navedeno	Nije navedeno	≈20	≈80	654	539	14	212
Aranzabal i ostali	Nije navedeno	Nije navedeno	≈50	≈50	728	565	16	241
Verdu i ostali	1472 F (800 °C) 120 min	698 F (370 °C) 60 min	≈15	≈85	517	365	20	≈192
Verdu i ostali	1742 F (950 °C) 90 sec	698 F (370 °C) 60 min	≈20	≈80	660	480	17	≈207
Kilicli i ostali	1500 F (815 °C) 20 min	689 F (365 °C) 180 min	≈25	≈75	530	370	23	≈228
Kilicli i ostali	1526 F (830 °C) 20 min	689 F (365 °C) 180 min	≈30	≈270	685	518	15	≈267
Sahin i ostali	1463 F (795 °C) 60 min	689 F (365 °C) 120 min	≈30	≈70	440	306	28	≈180
Sahin i ostali	1500 F (815 °C) 60 min	689 F (365 °C) 120 min	≈70	≈30	529	370	19	≈228
Druschitz i ostali	1460 F (793 °C) 60 min	575 F (300 °C) 90 min	Nije navedeno	Nije navedeno	789	497	20	241
Druschitz i ostali	1500 F (815 °C) 60 min	575 F (300 °C) 90 min	Nije navedeno	Nije navedeno	894	579	17	272
Valdes i ostali	1472 F (800 °C) 90 min	707 F (375 °C) 60 min	≈85	≈15	≈900	≈600	≈7	Nije navedeno
Valdés i ostali	1526 F (830 °C) 90 min.	707 F (375 °C) 60 min	≈90	≈10	≈970	≈700	≈5	Nije navedeno
Basso i ostali	1436 F (780 °C) 60 min	662 F (350 °C) 90 min	≈20	≈80	550	380	24	186
Basso i ostali	1508 F (820 °C) 60 min	662 F (350 °C) 90 min	≈60	≈40	690	550	22	215
Basso i ostali	1544 F (840 °C) 60 min	662 F (350 °C) 90 min	≈80	≈20	800	620	20	250
Basso i ostali	1562 F (850 °C) 60 min	662 F (350 °C) 90 min	≈95	≈5	1150	950	16	325

**Tabela 1.6** Uticaj udela ferita i ausferita na mehaničke karakteristike DP-ADI materijala [125]

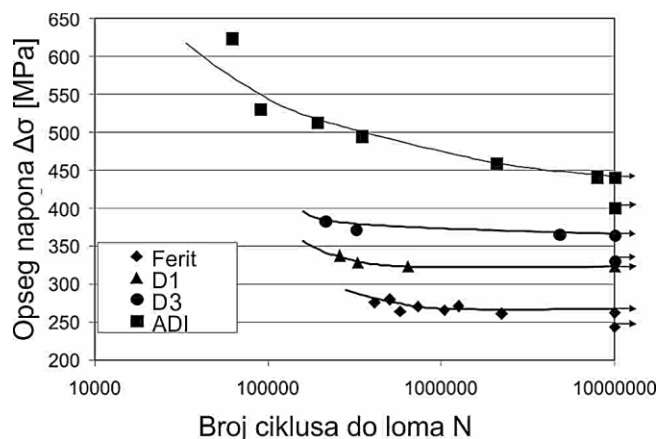
Uzorak	Temperatura austenitizacije T [°C]	Zapreminski udeo mikrokonstituenata [% vol.]	Zatezna čvrstoća $R_m$ [MPa]	Konvencionalni napon tečenja $R_{p0.2}$ [MPa]	Izduženje A [%]	Žilavost loma $K_{IC}$ [MPam <sup>1/2</sup> ]	Kritična dužina prsline $(K_{IC}/R_{p0.2})^2$ [mm <sup>2</sup> ]
F	-	100% ferit	455	332	26	43,6	17,2
D1	800	80% ferit – 20% ausferit	521	354	24	48,6	18,8
D2	820	50% ferit – 50% ausferit	580	400	20	49,0	16,0
D3	835	30% ferit – 70% ausferit	728	410	18	51,6	15,8
ADI	910	100% ausferit	1085	729	10	62,2	7,2

Na slici 1.37 prikazan je dijagram zavisnosti mehaničkih karakteristika od procenta ausferita u metalnoj osnovi. Na dijagramu se vidi ustaljen, stabilan, porast zatezne čvrstoće, napona tečenja, dinamičke čvrstoće za određen broj ciklusa i žilavosti loma do 70% ausferita u metalnoj osnovi u odnosu na potpuno feritni nodularni liv. Ovo povećanje se objašnjava višim mehaničkim karakteristikama samog ausferita u poređenju sa alotriomorfim feritom. Međutim, ako se govori o mehaničkim karakteristikama ausferita onda treba spomenuti i uticaj segregacije legirajućih elemenata tokom austenitizacije, odabir temperature unutar interkritičnog intervala i procenat obogaćivanja austenita ugljenikom. Ipak, trend porasta vrednosti se ne odnosi ni na izduženje i meru kritične dužinu prsline. Ako se posmatra samo izduženje do pucanja, primećeno je da sa porastom udela ausferita vrednosti izduženja opadaju. Promenljiv trend, blagi porast i zatim pad vrednosti je zabeležen kod mere kritične dužine prsline. Blagi porast je ostvaren pri 20% ausferita, a zatim je usledio ustaljen pad do 70% i nagli pad do 100% udela ausferita.

**Slika 1.37** Dijagram zavisnosti vrednosti mehaničkih osobina od udela ausferita [125]

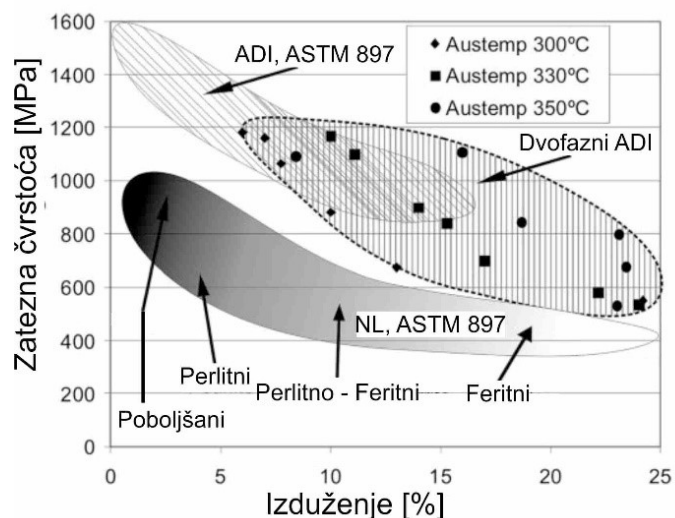


Rezultati ispitivanja na zamor su izvršeni na uzorcima F, D1, D3 i ADI. Konstatovano je da su pri istom broju ciklusa najniže vrednosti zateznog promenljivog napona zabeležene kod nodularnog liva (čisto feritna mikrostruktura), a najviše vrednosti kod ADI materijala sa 100% ausferitnom mikrostrukturom [125,142]. Vrednosti dinamičke čvrstoće za uzorke D1 i D3 respektivno raste sa porastom količine ausferita u mikrostrukтури metalne osnove. Na slici 1.38 prikazan je dijagram otpora na zamor ( $N$  – broj ciklusa do loma) u funkciji primenjenog zateznog promenljivog napona ( $\Delta\sigma$ ).



**Slika 1.38** Dijagram zavisnosti broja ciklusa do loma i primenjenog opsega zateznog napona [125]

Dvofazni ADI materijal prevazilazi mehaničke i zamorne osobine nodularnog liva uz zadržavanje visokih vrednosti izduženja [125,140]. U odnosu na nodularni liv i ADI materijal, dvofazni ADI materijal nudi širok spektar mehaničkih karakteristika s obzirom na relativni procenat mikrokonstituenata prisutnih u metalnoj osnovi. Navedene karakteristike su izuzetno poželjne za izradu odgovornih mašinskih elemenata. Odgovarajućim odnosom feritne i ausferitne mikrostrukture omogućuje se primena dvofaznog ADI materijal za zamenu konvencionalnog nodularnog liva sa feritnom, feritno-perlitnom, perlitnom ili martenzitnom mikrostrukturom [129]. Na slici 1.39 prikazan je odnos zatezne čvrstoće i izduženja za nodularni liv sa različitim mikrostrukturama.

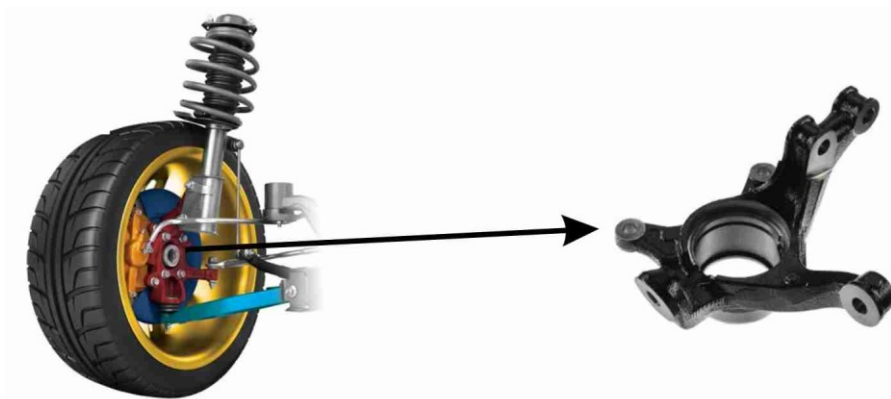


**Slika 1.39** Dijagram odnosa zatezne čvrstoće i izduženja za različite mikrostrukture nodularnog liva i ADI materijala

#### 1.4.4 Primena dvofaznog ADI materijala

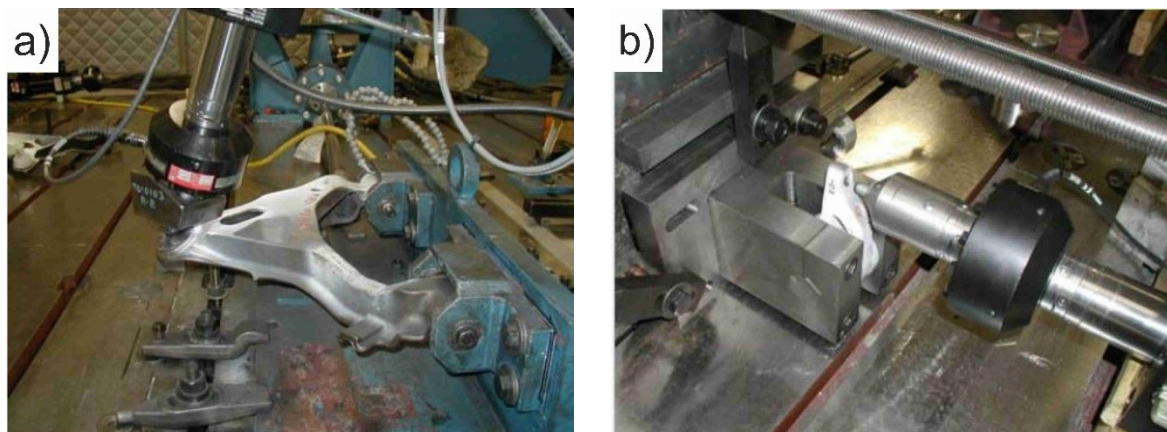
Smanjenje težine je od velikog značaja u automobilskoj industriji. Ušteda u masi se postiže zamenom postojećih delova od aluminijuma ili kovanog čelika ADI materijalom [143]. Međutim, mehaničke osobine ADI materijala sa čisto ausferitnom mikrostrukturom ne zadovoljavaju sve radne zahteve (uslove) eksploatacije komponenti. Pojedini delovi pored visokih zateznih osobina zahtevaju i visoke vrednosti izduženja i energije udara. Takođe, materijali visoke čvrstoće nisu pogodni za mašinsku obradu što iziskuje dodatne troškove i odražava se na finalnu cenu proizvoda. Izradom komponenti od dvofaznog ADI materijala popunjava se dijapazon mehaničkih karakteristika između nodularnog liva i konvencionalnog ADI materijala. Širi dijapazon mehaničkih osobina i niži troškovi mašinske obrade povećavaju primenu DP-ADI materijala za izradu odgovornih (kritičnih) delova u autoindustriji [134,143–145].

Grupa autora Aranzabal i ostali [143] su vršili istraživanja razvoja DP-ADI materijala za izradu delove jednog od najbitnijih sistema automobila iz perspektive bezbednosti, sistema upravljanja. Konkretno, istraživane su mogućnosti primene DP-ADI materijala za izradu upravljačkog zgloba automobila. Upravljački zglob ostvaruje direktnu vezu između upravljačkog sistema i sistema oslanjanja automobila. Ustanovljeno je da je cena dobijanja dvofaznog ADI materijala veća za 7-12% od proizvodnje konvencionalnog ADI materijala zbog parametara termičkog tretmana. Međutim, povećani troškovi termičkog tretmana, gledajući finalnu cenu proizvoda, se kompenzuju sa manjim troškovima mašinske obrade. Primenjeni DP-ADI materijal ima 33% manju tvrdoću od konvencionalnog ADI materijala što ga čini pogodnijim za mašinsku obradu. Na slici 1.40 je prikazan upravljački zglob i njegov položaj u sistemu upravljanja.



**Slika 1.40** Prikaz dela sistema upravljanja sa izdvojenim upravljačkim zglobom

Dalja istraživanja mogućnosti primene DP-ADI materijala su nastavljena od strane Druschitz-a i ostalih [146]. Istraživanja su takođe vršena na polju primene u autoindustriji. U ovom slučaju ispitani su delovi sistema oslanjanja, odnosno donje rame (viljuška) i podešavač torziona šipke, slika 1.41. Na osnovu uspešnih istraživanja registrovan je patent u Sjedinjenim Američkim Državama pod brojem US 7,070,666 B2, 2006 godine koji definiše izradu navedenih delova od DP-ADI materijala [145].



**Slika 1.41** Prikaz ispitivanja na zamor: a) ramena automobila;  
b) podešavača torziona šipke [146]

DP-ADI se pored upravljačkog zgloba, donjeg ramena i podešavača torziona šipke koristi i za izradu kolenastih vratila, gornjeg ramena, kućišta dizel pumpe i kotrljajućih elemenata [144]. Koristi se i za izradu specifičnih delova sportskih automobila kao što su prednji šuplji stubovi korišćeni tokom prvenstva u Argentini 2001. godine [146].

Ispitivanje uticaja parametara mašinske obrade kao što su pomak, dubina i brzina rezanja na kvalitet i hrapavost obrađene površine, habanje alata, temperaturne zona i otpor rezanja u zavisnosti od udela mikrokonstituenata DP-ADI materijala su bila predmet mnogih istraživanja [146–149]. DP-ADI materijal je pogodniji za obradu od konvencionalnog ADI materijala. Pogodnosti se ogledaju kroz uštedu troškova u toku obrade. Autori Ovali i Mali [147] su tokom istraživanja parametara mašinske obrade i postignutog kvaliteta površine obrade DP-ADI materijala konstatovali da kvalitet obrađene površine zavisi od udela mikrokonstituenata. Povećanjem udela ferita potrebna je manja sila rezanja, ali je kvalitet obrađene površine niži. Temperatura izotermne transformacije takođe utiče na kvalitet obrađene površine. Uzorci tretirani na višim temperaturama izotermne transformacije imaju manju hrapavost od uzoraka tretiranih na nižim temperaturama izotermne transformacije. Habanje alata pri obradi dvofaznog ADI materijala je manje za 15% nego pri obradi perlitnog nodularnog liva iste tvrdoće i pri istim režimima obrade [148]. Optimizacijom parametara obrade habanje reznih alata se smanjuje za 77%.

## **1.5 Ponašanje ADI materijala u tečnostima**

Konvencionalni i dvofazni ADI materijali imaju široku primenu u mnogim granama industrije. Kao delovi raznih mašina, ADI materijali u toku eksploatacije dolaze u kontakt sa raznim radnim fluidima ili su izloženi direktnim atmosferskim uticajima.

Primećeno je da u kontaktu sa tečnostima, pri opterećenju ADI materijala, dolazi do pojave iznenadne krtosti. U kontaktu sa vodom pojava krtosti je veoma izražena, dok u kontaktu sa drugim tečnostima efekat je manje izražen [150–154]. Takođe, različite klase ADI materijala se različito ponašaju u istim uslovima okoline.

Fenomen uticaja raznih tečnosti i uslova okoline na ponašanje ADI materijala izaziva veliku pažnju i interesovanje istraživača u svetu. Iako je ovaj fenomen prepoznat i u nekoj meri istražen, nije u potpunosti objašnjen. Trenutno, postoji nekoliko nepotpunih teorija o fizičko-hemijskom karakteru pojave krtosti ADI materijala u kontaktu sa tečnostima.

### **1.5.1 Pregled dosadašnjih teorijskih saznanja o pojavi krtosti ADI materijala**

Postoji sličnost između krtosti ADI materijala u kontaktu sa tečnostima i drugih fenomena pojave krtosti kao što su: vodonična krtost, krtost usled naponske korozije i krtost pri kontaktu sa tečnim metalom. Sva tri tipa su rezultat promena koje nastaju interakcijom između metala i njegovog okruženja [155].

#### **Vodonična krtost**

Najčešće se smatra da smanjenje zateznih karakteristika, odnosno krtost ADI materijala, izaziva pojava krtosti usled prisustva vodonika (vodonična krtost) [156–158]. Međutim, u čelicima, vodonična krtost je najizraženija kod feritne i martenzitne mikrostrukture i spori je difuzioni proces koji se javlja pri malim brzinama deformacije [159,160]. Suprotno čelicima kod ADI materijala krtost nastala u kontaktu sa tečnostima je brz proces koji se dešava za nekoliko sekundi i nije izražen u feritnoj mikrostrukтури [150,157]. Procenjuje se da je brzina širenja prsline kod materijala koji je u kontaktu sa tečnostima 10-100 cm/s [161]. Caballero i ostali [162] su objavili da vodonik ne utiče na krtost ADI materijala već voda kao jedinjenje ( $H_2O$ ). Martinez i ostali [151] takođe smatraju da na krtost ne utiče vodonik. Njihove konstatacije su se zasnivale na rezultatima ispitivanja uzoraka u vodi koja je imala različitu pH vrednost. Ustanovljeno je da krtost ne zavisi od pH vrednosti vode za interval od 5,5 do 11,9. Slična istraživanja su izvedena i od grupe istraživača Masud i ostali [155] koji su izvršili ispitivanja zatezanjem u kontrolisanim uslovima elektrohemijjskog potencijala, sprečavajući ili podstičući stvaranje vodonika na površini epruvete. Njihovi zaključci su takođe da vodonik ne podstiče krtost ADI materijala i da lom nastao u kontaktu sa vodom nije posledica elektrohemijjskog fenomena. Predložili su alternativni model koji se zasniva na principu hemisorpcije malih atoma sa površine ispitnog uzorka u atomske veze metalne osnove. Na taj način dolazi do slabljenja atomskih veza i stvaranja prsline pod kritičnim naprezanjem, što dalje uzrokuje krti lom i smanjenje vrednosti zateznih osobina. Suprotno stavovima Masuda [155], Caballera [162] i Martinez [151] istraživanje grupe autora Rajnović i ostali [163] pokazuje da vodonik kao gas utiče na smanjenje zateznih osobina. Takođe je ustanovljeno da na pojavu krtosti i promenu vrednosti zateznih osobina ne utiče mala veličina atoma koji su u kontaktu sa površinom uzorka. Konkretno u eksperimentu su korišćeni pojedinačno gasovi helijum (mali atom) i argon (veliki atom), sa istim efektom. Sa konstatacijom da vodonik ne utiče na pojavu

krtog loma ne slaže se ni grupa autora Komatsu i ostali [157] koji su predložili da bez obzira na pH vrednost, efekat krtosti je uzrokovan disocijacijom molekula vode na kiseonik i vodonik, i delovanjem lokalnih ćelija formiranih na površini uzorka izloženih plastičnom naprezanju.

### **Krtost usled naponske korozije**

Krti lom usled naponske korozije predstavlja kombinovani uticaj korozivne sredine i delovanja statičkog zateznog napona [164]. Hemijsko okruženje ne mora da stvara hemijsku koroziju materijala u velikoj meri da bi se izazvao lom. Dovoljno je formiranje i pucanje pasivnog sloja na vrhu buduće prsline. Štaviše, smatra se da elektrohemijsko rastvaranje glavni uzrok pokretanja i širenja prsline. Postoji mogućnost adsorpcije štetnih jona koji slabe atomsku vezu na vrhu prsline. Ako se kao rezultat korozije stvara vodonik, tada je u stanju da uđe u metal, difunduje do vrha prsline i uzrokuje njeno širenje. Dangtim i ostali [165] su sprovedli istraživanje gde su ispitivali zatezne karakteristike ADI materijala tako što su epruvete ispitivane nakon 15 i 30 dana provedenih u slanoj vodi. Najveći pad izduženja je nastao odmah nakon 15 dana dok su vrednosti napona tečenja i zatezne čvrstoće drastično pale nakon 30 dana. Podaci za ADI pokazuju konzistentno smanjenje izduženja u rasponu od 14,80 do 10,88%. Smatra se da je do ovakvog smanjenja došlo usled postepenog smanjenja broja nodula na kontaktnoj površini (istiskivanje grafitnih nodula iz metalne osnove) izazvano stvaranjem vodonika tokom reakcije korozije.

Međutim, kao što je prikazano u radu Dangtim i ostali [165], pojava naponske korozije je dugotrajan proces, dok se krtost ADI materijala u kontaktu sa tečnostima odvija trenutno [157].

### **Krtost nastala usled kontakta sa tečnim metalom (LME)**

Krtost nastaje kada je površina čvrstog metala u kontaktu sa tečnim metalom koji ima nižu tačku topljenja (LME - Liquid Metal Embrittlement). Rezultat je direktni uticaj atoma tečnog metala na smanjenje energije veze atoma na mestu inicijacije buduće prsline [152,155,164]. Preduslov za nastanak LME su:

- 1) visok stepen adsorpcije tečnog metala na površini čvrstog metala,
- 2) izloženost naprezanju ili zaostali naponi,
- 3) određen nivo plastičnog tečenja (deformacije)
- 4) postojanje prepreka za kretanje dislokacije (plastično tečenje) na graničnoj površini čvrste faze i tečnosti.

Ostali faktori koji podstiču LME su prisustvo koncentratora napona, visok stepen naprezanja, velika zrna i temperatura.

### **Specifičnosti pojave krtosti kod ADI materijala**

U slučaju ADI materijala, u radovima [164,165] je ustanovljeno da je neophodno prisustvo tri faktora kako bi sredina (okolina) eksploatacije potpomogla nastanak krtosti ADI materijala:

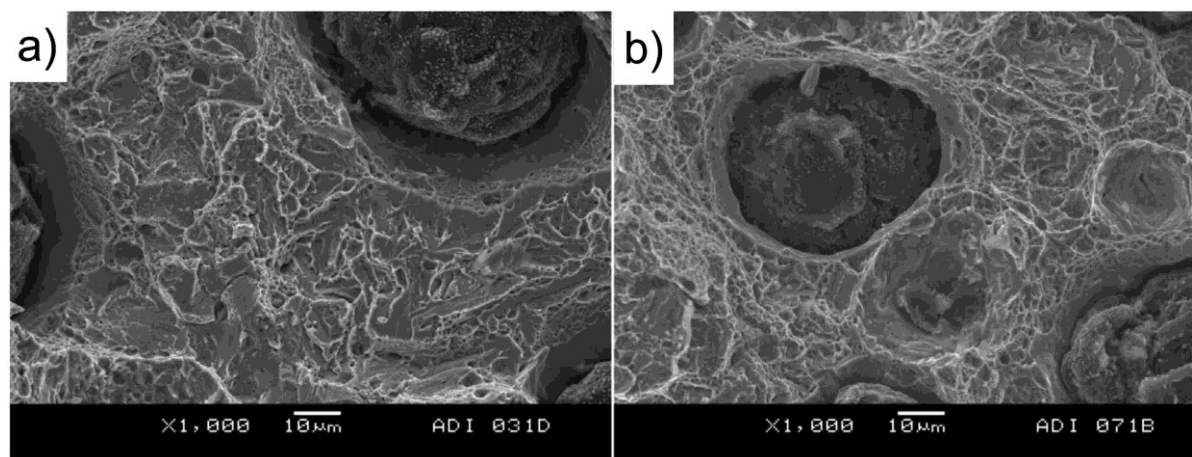
- 1) prisustvo tečnosti u kontaktu sa materijalom,
- 2) primenjeni napon koji je približan granici tečenja materijala i
- 3) mala brzina deformacije.

Nekoliko autora [155,157] je navelo da je pojava uticaja vode na ADI materijal reverzibilna, odnosno nakon sušenja, uzorci zadržavaju svoje prvobitne mehaničke karakteristike. Takođe, pojava krtosti ne zavisi od vremena izlaganja tečnosti, tj. krtost nastaje skoro trenutno [157].

### 1.5.2 Morfologija površine loma ADI-a u kontaktu sa tečnostima

#### Uobičajena morfologija loma ADI materijala

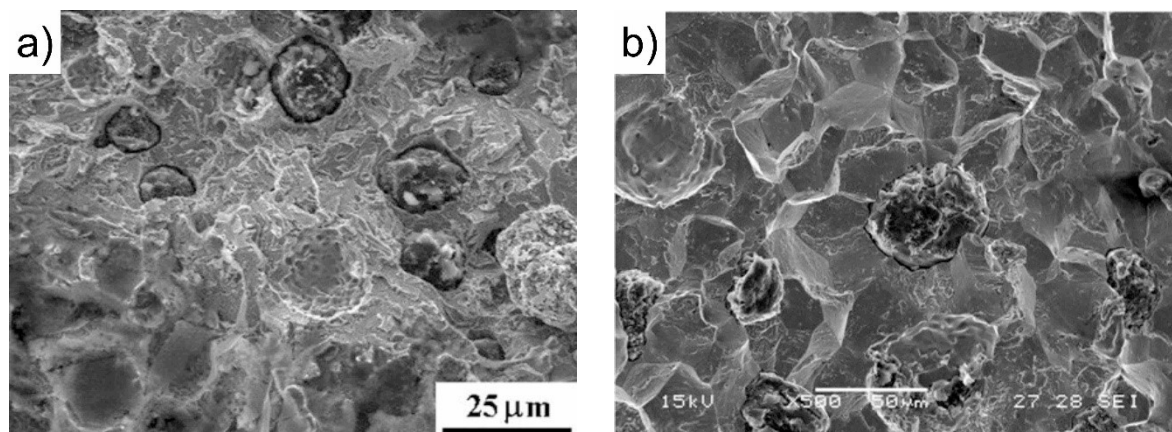
Izgled morfologije površine loma kod ADI materijala se dovodi u vezu sa zapreminskim udelom zadržanog austenita i morfologijom ausferita odnosno zavisi od temperature izotermne transformacije. Kod ADI materijala austemperovanih na nižim temperaturama, koji imaju manji sadržaj zadržanog austenita, površina loma je mešovita. Sastoji se iz jamica, što je odlika duktilnih lomova, i ravnomerno raspoređenih ravni cepanja, karakteristično za krte lomove. Ovako mešoviti mehanizam loma se naziva kvazi cepanje [166]. ADI materijali austemperovani na višim temperaturama su više duktilni i samim tim ih odlikuje veće prisustvo jamica po površini loma dok su ravni cepanja izolovane [111,150]. Karakteristično je i to da su zidovi udubljenja nodula grafita bez karakteristika duktilnog ili krtog loma, iako se samo udubljenje može izrazito deformisati [163]. Na slici 1.42 prikazane su morfologije površine loma uzoraka od ADI materijala ispitanih u suvom stanju. Uzorci su izotermno transformisani na 300 i 400 °C.



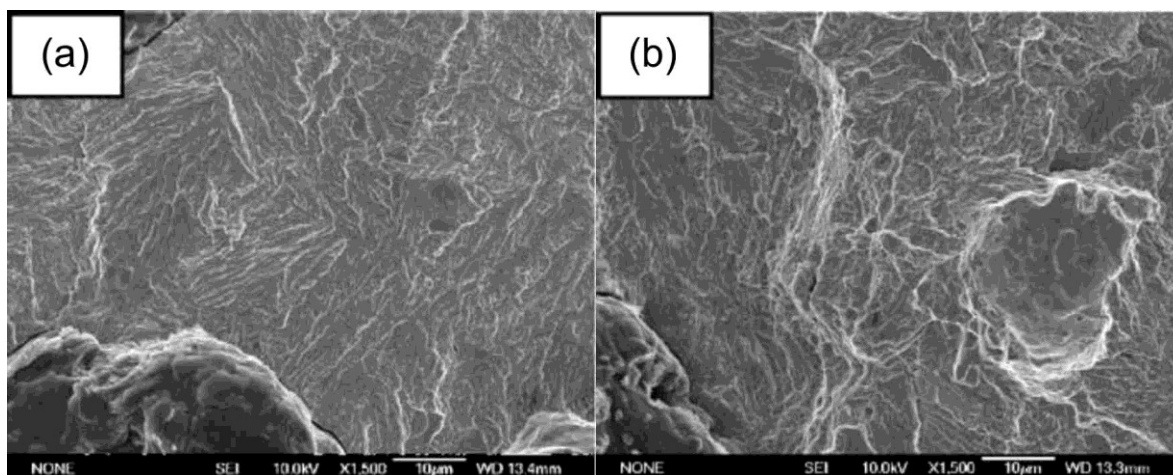
**Slika 1.42** Prikaz površine loma uzoraka ADI materijala izotermno transformisanih na: a) 300 °C; b) 400 °C [163]

Pored toga, u određenim uslovima ispitivanja, poput niskih temperatura ili ako su prisutne inicijalne prsline, površina loma može biti i potpuno krta. Krta lom je kod ADI materijala uobičajeno transkristalnog karaktera, ali može biti i interkristalni. U radu [167] ispitivan je ADI materijal izotermno transformisan na 360 °C koji se pri ispitivanju na sobnoj temperaturi ponaša duktilno. Međutim pri ispitivanju na niskim temperaturama (-40 °C) površina loma postaje ravna i ravni cepanja su raspoređene skoro po celoj površini loma što su odlike krtog loma, transkristalnog karaktera. Interkristalni krta lom je zastupljen u slučaju ispitivanja ADI materijala sa prisutnom martenzitnom mikrostrukturom. Na slici 1.43 prikazane su morfologije površine loma za transkristalni i interkristalni karakter krtog loma ADI materijala.

Površina loma nastala usled zamornog opterećenja je prikazana na slici 1.44. Na površini loma su prisutne morfološki karakteristične uske nazubljene brazdice koje formiraju stepenice i grebene odnosno nasumično orijentisane stepenaste ravne površine [73,167]. Istraživanja Stokes-a i ostalih [73] pokazala su da morfologija preloma, za isti ADI materijal, zavisi od vrednosti faktora intenziteta napona. Pri nižim vrednostima površina preloma je ravnija i manje hrapava, dok je pri većim vrednostima površina više hrapava.



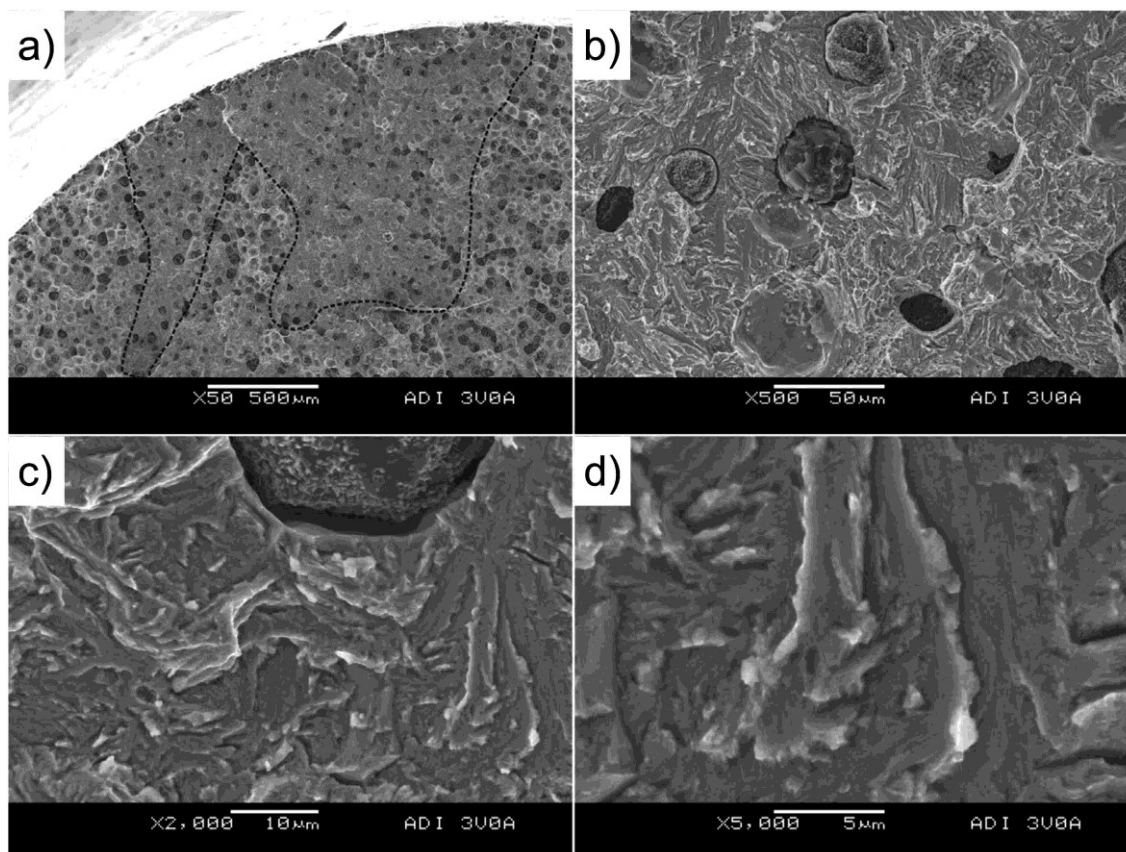
**Slika 1.43** Prikaz morfologije površine loma nastalih: a) transkristalnim; b) interkristalnim mehanizmom [167]



**Slika 1.44** Prikaz površine zamornog loma pri različitom faktoru intenziteta napona  $\Delta K$  koji iznosi: a) 8 MPam<sup>1/2</sup>; b) 25 MPam<sup>1/2</sup> [73]

### Specifična morfologija loma ADI materijala u kontaktu sa tečnostima

Za razliku od epruveta ispitanih u suvom stanju površina loma kod epruveta ispitanih u tečnostima poseduje dve jasno uočljive zone, slika 1.45. Dakle, na površini loma se graniče svetla ravna zona loma u blizini površine uzorka (ograničena isprekidanom linijom) i tamna zona sa ravnomerno raspoređenim jamicama u ostatku površine loma, slika 1.45a. Većim uvećanjem ravne i svetle zone preloma ustanovljeno je da je lom krtoog karaktera nastao transkristalnim mehanizmom cepanja, slike 1.45b-d. Takođe, površina preloma sadrži nasumično orijentisane fasete (stepenaste ravne površine male širine omeđene granicama faza), koje su morfološki karakteristične samo za slučaj loma u tečnostima, i donekle podsećaju na brazdice zamaranja. Slučajna orijentacija faseta se dovodi u vezu sa orijentacijom pločica ausferitnog ferita i zadržanog austenita, slika 1.45c. Fasete su u obliku uskih nazubljenih brazdica koje formiraju stepenice i grebene, slika 1.45d. Druga, veća zona površine loma, koju karakteriše tamnija boja i ravnomerno raspoređene jamice, ima uobičajeni karakter loma ADI materijala koji nastaje pri ispitivanju u suvom stanju (najčešće duktilni ili mešoviti karakter loma) [163].



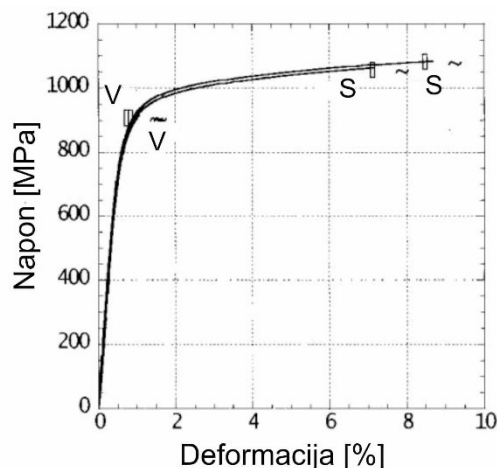
**Slika 1.45** Prikaz zone krtosti, nastale pri ispitivanju u vodi, obeležene isprekidanom linijom i njena morfologija pri različitim uvećanjima [163]

### 1.5.3 Mehaničke karakteristike u kontaktu sa tečnostima

Nesporna činjenica je da je za uzorke ispitivane u vodi potreban dosta manji napon za formiranje i propagiranje prsline, nego za uzorke ispitivane u suvom stanju. Grupa autora Komatsu i ostali [157] su ispitivali dve grupe uzoraka koje su se razlikovale po hemijskom sastavu, ali je termički tretman bio isti. Hemijski sastav prve grupe uzoraka (oznaka A) je bio 3,69% C; 2,71% Si; 0,34% Mn; 0,023% P; 0,013% S; 0,055% Mg, a druge (oznaka B) 3,78% C; 2,44% Si; 0,28% Mn; 0,021% P; 0,007% S i 0,059% Mg. Austenitizacija je izvršena na 850 °C/2h, a izotermna transformacija na 375 °C/1,5h. Rezultati ispitivanja na zatezanje su prikazani na slici 1.46. Na prikazanom dijagramu slovo S označava ispitivanje u suvom stanju, dok je ispitivanje izvršeno u kontaktu sa vodom označeno slovom V. Ispitivanje u kontaktu sa vodom je izvršeno tako što je paralelni deo epruvete bio zamotan u papirnu maramicu natopljenu vodom, tokom 3 do 5 minuta. Nakon ispitivanja ustanovljen je evidentan uticaj vode na zatezne karakteristike oba ADI materijala. Uzorci ispitani u suvom stanju pokazuju karakteristike duktilnog loma dok uzorke ispitivane u kontaktu sa vodom odlikuje krti lom, odnosno do trenutka pucanja epruvete dolazi u znatno ranijoj fazi deformacije. Na slici 1.46 se takođe vidi da se linije napon-deformacija za isti materijal ispitivan u suvom stanju i u kontaktu sa vodom poklapaju čitavom dužinom sve do tačke pucanja. To implicira da voda ne menja naponsko-deformaciono ponašanje materijala do trenutka nastanka loma. Vreme zadržavanja epruvete koja je u kontaktu sa vodom u elastičnoj oblasti ne utiče na brzinu nastanka loma. Veličina zone kvašenja vodom ima mali uticaj na vrednost napona koji uzrokuje pojavu krtog loma. Autori smatraju da se sa povećanjem kontaktne površine samo povećava verovatnoća



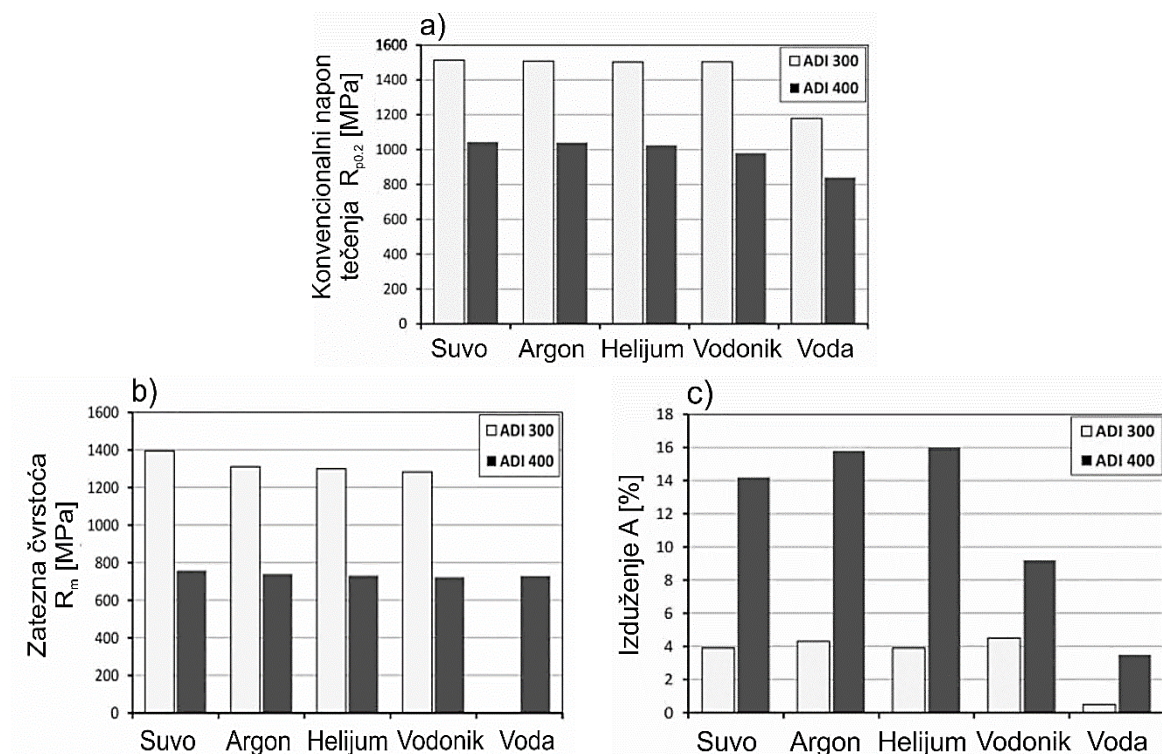
pogodnih uslova za nastanak krtog loma. Prisustvo zarez povećava efekat krtosti pri ispitivanju u kontaktu sa vodom, što je zarez oštiji to je veći efekat krtosti. Autori su ustanovili da do pucanja epruvete ne dolazi u elastičnoj oblasti već na početku plastične deformacije posle dostignute vrednosti od 0,2%.



**Slika 1.46** Dijagram napon-deformacija za ADI uzorke ispitivane u vodi (V) i suvom (S) stanju [157]

Istraživanje sprovedeno od strane autora Rajnović i ostalih [163] o poređenju uticaju gasova i vode na mehaničke osobine ADI materijala predstavlja značajan doprinos zbog jedinstvenog primera kako uticaj čistih gasova doprinosi razumevanju uticaja mehanizma nastanka krtog loma. Ispitivana su dva ADI materijala dobijena različitim temperaturama izotermne transformacije. Termički tretman uzoraka se sastojao iz austenitizacije na 900 °C/2h i izotermne transformacije na 300 ili 400 °C/1h (ADI 300 i ADI 400). Ispitivanja su izvršena u sledećim gasovitim sredinama: argonu, helijumu i vodoniku. Rezultati ispitivanja napona tečenja, zatezne čvrstoće i izduženja su prikazani na slici 1.47.

Vrednosti napona tečenja (slika 1.47a), oba materijala ispitana u gasovima i vodi, su bile niže u odnosu na vrednosti ispitanih uzoraka u suvom stanju. Međutim, ta vidna razlika u vrednostima nije uvek bila dovoljna da bi predstavljala statistički (ANOVA test) značajnu razliku u odnosu na ispitivanje u suvom stanju. Statistički značajnu razliku za materijal ADI 300 su imali uzorci ispitani samo u vodi, dok za ADI 400 uzorci ispitani u vodoniku i vodi. Napon tečenja za ADI 300 ispitivan u vodi nije izmeren, jer je do pucanja došlo pre dostizanja napona tečenja u oblasti elastičnih deformacija, isti slučaj kao i u istraživanju Komats-a [157]. Vrednosti napona tečenja za uzorke ADI 400 ispitane u vodoniku i vodi su bile za 4%, odnosno za 5% manje nego vrednosti izmerene pri ispitivanju uzoraka u suvom stanju. Uticaj gasa vodonika je manje izražen na vrednostima zatezne čvrstoće, osim kod ADI 400 gde je zatezna čvrstoća opala za 6%, slika 1.47b. Uticaj vode je i dalje bio dominantan kod oba materijala pri čijem uticaju je pad vrednosti iznosio 22% za ADI 300 i 20% za ADI 400. Za razliku od napona tečenja i zatezne čvrstoće kod kojih je u svim sredinama ispitivanja beležen pad vrednosti u odnosu na ispitivanje uzoraka u suvom stanju, izduženje ima porast vrednosti pri ispitivanju u argonu i helijumu, slika 1.47c. Izmerene vrednosti pri ispitivanju u argonu ili helijumu nisu dovoljne da bi predstavljale statistički značajnu razliku. Znatno pad izduženja je izmeren pri ispitivanju ADI 300 u vodi od 87%, dok je za ADI 400 pad iznosio 75%. Uticaj vodonika na pad izduženja za ADI 400 je bio 35%.

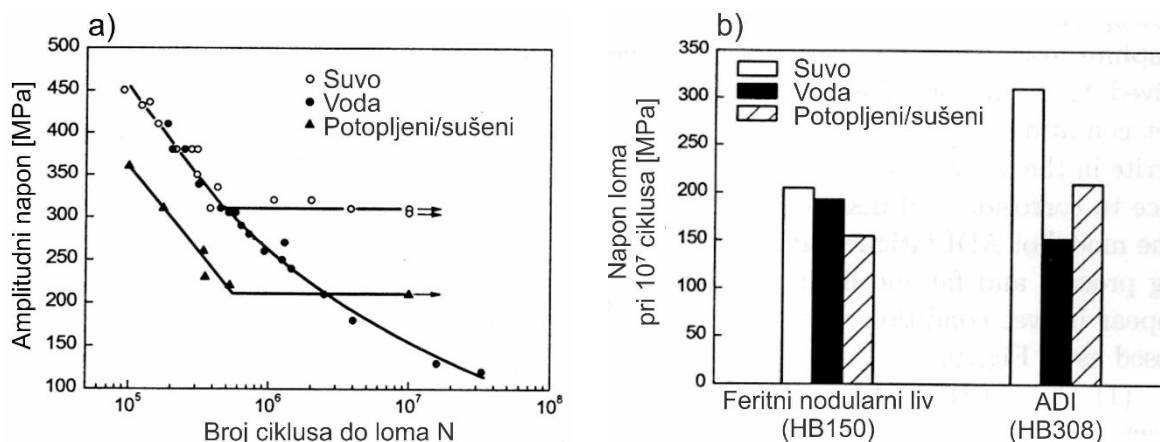


**Slika 1.47** Dijagrami: a) konvencionalnog napona tečenja; b) zatezne čvrstoće; c) izduženja ADI materijala ispitanih u različitim sredinama [163]

Uticaj vode na zamor ADI materijala su istražili autori Cai i Wei [168]. Hemijski sastav polaznog materijala je 3,76% C; 2,54% Si; 0,32% Mn; 0,031% P; 0,076% Cu i 0,031% Mg. Termički tretman za dobijanje ADI materijala se sastojao iz austenitizacije na 900 °C/2h i izotermne transformacije na 375 °C/1,5h. Uzorci su ispitani u suvom stanju, kontaktu sa vodom i sa površinskom korozijom. Površinska korozija je nastala tako što su uzorci bili potopljeni 480 sati u aerisanu vodu iz česme, nakon čega su sušeni 24 sata na temperaturi 100 °C. Uslovi ispitivanja su za sve uzorke bili isti.

Na slici 1.48a prikazan je dijagram sa rezultatima ispitivanja. Dinamička izdržljivost ADI materijala iznosi 310 MPa. Istu tendenciju pada imaju i uzorci sa površinskom korozijom s tim da su vrednosti dinamičke izdržljivosti manje za 32%. Uzorci ispitani u kontaktu sa vodom imaju drastično manju vrednost dinamičke izdržljivosti u odnosu na uzorke ispitane u suvom stanju za oko 48%.

Isto istraživanje je sprovedeno i za feritni nodularni liv. Na slici 1.48b prikazan je uticaj mikrostrukture na dinamička izdržljivost. U poređenju sa ADI materijalom, feritni nodularni liv je manje osetljiv na ispitivanje u kontaktu sa vodom. Uzorci ADI materijala i nodularnog liva ispitani u kontaktu sa vodom imaju 50 odnosno 10% manje vrednosti dinamičke izdržljivosti u odnosu na ispitivanje u suvom stanju.



**Slika 1.48** Prikaz dijagrama: a) dinamičke izdržljivosti za ADI materijal; b) uticaja mikrostrukture na dinamičku izdržljivost feritne i ausferitne mikrostrukture ispitivane u različitim sredinama [168]

Grupa autora Boeri i Martinez [161] su istraživali uticaj LTF (Last to Freeze) zona (poslednje “zamrznute“ zone) na pojavu krtosti ADI materijala u vodi, odnosno uslove formiranja početnih, inicijalnih prslina kod uzoraka različitih hemijskih sastava. Polazna pretpostavka je zasnovana na analizi mehaničkih karakteristika nodularnog liva i njihove povezanosti sa procesom očvršćavanja. Tokom očvršćavanja grafit i austenit nezavisno nastaju u rastopu pri čemu austenit raste dendritski. Dendriti austenita rastu i opkoljavaju nodule grafita. Kao rezultat ovog procesa, jedan dendrit sadrži nekoliko nodula. Između dendrita austenita ostaju izolovane tečne zone koje poslednje očvršćavaju, LTF zone, i one mogu da sadrže veću koncentraciju legirajućih elemenata ili nečistoća [169]. Dakle hemijski sastav metalne osnove nije homogen, dolazi do segregacije legirajućih elemenata. Segregacija legirajućih elemenata se ne može izbeći, ali se može kontrolisati. Poznato je da je u poslednjim zonama očvršćavanja može biti prisutna mikroporoznost, defekti livenja, nemetalni uključci (pesak iz kalupa), zadržani austenit ili karbidi. Ove zone imaju negativan uticaj na mehaničke karakteristike i one su glavno mesto stvaranja inicijalnih prslina. Hemijski sastav nelegiranog polaznog nodularnog liva se sastojao iz 3,45% C; 2,3% Si; 0,25% Mn i 0,065% Mg dok je legirani nodularni liv imao hemijski sastav 3,35% C; 2,74% Si; 0,32% Mn; 0,062% Mg; 1,05% Cu i 0,44% Ni. Termički tretman je za obe grupe uzoraka bio isti i sastojao se iz austenitizacije na 910 °C tokom 1h i izotermne transformacije na 360 °C tokom 1,5h. Istraživanjem je ustanovljeno da količina legirajućih elemenata prisutnih u materijalu ne utiče na stepen krtosti uzoraka, odnosno veća mikrosegregacija u poslednjim zonama očvršćavanja ne utiče na stepen krtosti. Nelegirani ADI materijal ima iste karakteristike površine loma kao i legirani. Mehanizam loma se zasniva na činjenici da voda slabi međuatomske veze na vrhu prslina gde nastaje lokalizovani proces spajanja mikropraznina. U takvim uslovima nukleacija dislokacija je olakšana, izazivajući brži rast prslina.

Iako je poznato da se osobine ADI materijala snižavaju u kontaktu sa vodom, oblast razvoja i primene sredstava zaštite od uticaja vode još uvek nije dovoljno istražena. Osnovni pristup rešavanju problema je farbanje, odnosno nanošenje raznih metalnih, polimernih ili kompozitnih prevlaka i premaza na delove izložene uticaju fluida. Autori Boeri i Martinez [161] su istraživali uticaj vode na mehaničke karakteristike ADI materijala, odnosno epruvete za zatezanje na koje je prethodno nanet zaštitni sloj. Kao sredstva zaštite površine korišćena su akrilna vlakna, WD 40 sprej (odstranjivač vode), poliester-uretana, poliester, elektrolitički nanet kalaj, toplo i samo-očvršćavajući epoksi, elektrolitičko i toplo cinkovanje, tabela 1.7.

**Tabela 1.7** Prikaz promene mehaničkih karakteristika ADI materijala ispitanih u vodi u zavisnosti od sredstva zaštite površine epruvete [161]

	Zatezna čvrstoća $R_m$ [MPa]	Napon tečenja $R_{p0,2}$ [MPa]	Izduženje A [%]
<b>ADI u suvom stanju</b>	1050	700	14,8
<b>ASTM A897M-06</b>	900	650	9,0
<b>ADI u vodi</b>	843	705	1,2
<b>Akril (vlakna)</b>	1010	696	13,8
<b>WD 40</b>	1040	705	14,6
<b>Poliester-Uretan</b>	807	688	4,0
<b>Poliester</b>	823	707	3,4
<b>Kalaj (elektrolitički)</b>	795	685	3,3
<b>Epoksi (toplo)</b>	873	668	3,0
<b>Cink (toplo)</b>	833	688	2,8
<b>Epoksi (samo)</b>	838	724	1,9
<b>Cink (elektrolitički)</b>	817	698	1,3

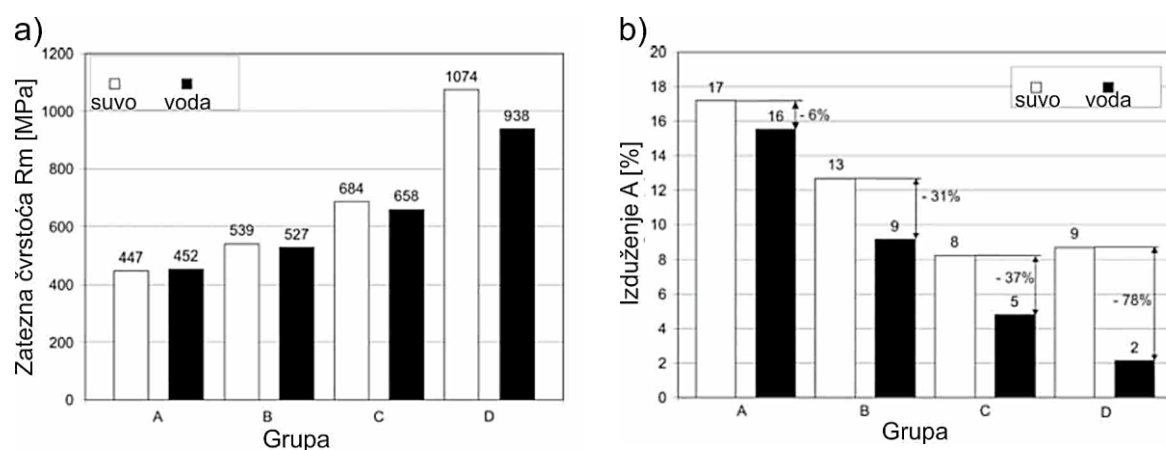
Većina navedenih načina zaštite nisu obezbedila zadržavanje vrednosti zateznih osobina tokom ispitivanja u vodi. Kao najefikasnije sredstvo zaštite pokazao se WD 40 sprej. WD 40 sprej predstavlja penetrirajući uljani sprej koji se koristi kao univerzalno sredstvo za odstranjivanje i zaštitu od vlage, uklanjanje korozije, prljavštine i masnoće. Odnosno, WD 40 sprej sprečava kontakt površine uzorka sa vodom i istiskuje vodu iz pukotina nastalih u ranim fazama plastične deformacije, čime se sprečava proces krtog loma pod uticajem vode. Sledeće manje efikasno sredstvo, ali dominantno u odnosu na ostale jeste osnovni premaz na bazi akrilnih vlakana. Pri korišćenju ostalih zaštita epruvete su pucale pri izduženju od 1,3 do 4%. Ranija istraživanja su pokazala da je iznenadni kontakt vode sa površinom uzoraka, opterećenim iznad napona tečenja, izaziva skoro trenutni lom na mestu dodira. Očigledno je da bi premaz bio efikasan, mora biti u stanju da izdrži relativno velike deformacije, veće od ADI materijala na koje je nanet [161].

Uticaj vode na krtost nodularnih livova je najmanje izražena u slučaju čisto feritne mikrostrukture, dok je najviše izražena kod austemperovanih nodularnih livova sa ausferitnom mikrostrukturom [150]. Takođe je ustanovljeno da je uticaj različit i u zavisnosti od morfologije ausferita. Postavlja se pitanje kako će voda uticati na mehaničke karakteristike DP-ADI materijala čija se mikrostruktura sastoji iz slobodnog ferita i ausferita i u zavisnosti od udela navedenih mikrokonstituenata. Grupa autora Caldera i ostali [150] su upoređivali uticaj vode na zatezne osobine nodularnog liva sa 100% feritnom mikrostrukturom, dvofaznog i konvencionalnog ADI materijala. Hemijski sastav nodularnog liva je 3,2% C; 2,37% Si; 0,7% Cu; 0,5% Ni; 0,04% Mg i 0,22% Mn. Prethodno je kod svih uzoraka izvršena feritizacija na 920 °C tokom 4h, a zatim su austemperovanjem dobijena dva DP-ADI materijala i jedan konvencionalni ADI materijal. Parametri austemperovanja i udeo mikrokonstituenata su dati u tabeli 1.8.

**Tabela 1.8** Prikaz udela mikrokonstituenata u zavisnosti od parametara termičkog tretmana nodularnog liva [150]

Grupa uzoraka	Temperatura austenitizacije tokom 1h [°C]	Temperatura izotermne transformacije tokom 1,5h [°C]	Udeo ferita [%]	Udeo ausferita [%]
A	-		100	0
B	780	360	77	23
C	810	360	25	75
D	880	360	0	100

Rezultati ispitivanja epruveta zatezanjem u suvom stanju i u kontaktu sa vodom prikazani su na slici 1.49. Vrednosti dobijene pri ispitivanju epruveta u suvom stanju pokazuju da se sa povećanjem količine ausferita u metalnoj osnovi povećavaju vrednosti zatezne čvrstoće i snižavaju vrednosti izduženja. Grupe uzoraka B i C pokazuju tipično ponašanje DP-ADI materijala, koji nudi dobre kombinacije čvrstoće i izduženja. Vrednosti zatezne čvrstoće ispitanih epruveta u kontaktu sa vodom su kod grupa B, C i D niže nego pri ispitivanju u suvom stanju. Pad vrednosti zatezne čvrstoće je manje izražen kod dvofaznog ADI materijala nego kod konvencionalnog. Konstatuje se da su dvofazni i konvencionalni ADI materijali podložni krtom lomu u kontaktu sa vodom, međutim uticaj krtosti je manje izražen kod dvofaznih ADI materijal. Kod A grupe uzoraka (100% feritna mikrostruktura) primetan je mali porast vrednosti pri ispitivanju u kontaktu sa vodom međutim ovo povećanje vrednosti se smatra statistički irelevantnim. Vrednosti izduženja beleže još izraženiji trend pada pri čemu je najveći pad zabeležen pri ispitivanju konvencionalnog ADI materijala, a najmanji pri ispitivanju nodularnog liva. Vrednosti pada izduženja za DP-ADI materijal su za grupu B 31%, grupu C 37% dok je za konvencionalni ADI pad vrednosti 78%. Ovo ukazuje da je sa povećanjem procenta slobodnog ferita u metalnoj osnovi efekat krtosti usled kontakta sa vodom manje izražen. Površina loma DP-ADI i konvencionalnog ADI materijala ispitanih u vodi imaju iste karakteristike.

**Slika 1.49** Ispitivanje u suvom stanju i u vodi: a) zatezna čvrstoća; b) izduženje [150]

Zbog velike primene ADI materijala u automobilskoj industriji i poznatog fenomena uticaja vode na mehaničke karakteristike neophodno je ispitati i uticaj tečnosti koje se koriste za rad automobila. Autori Druschitz i Tenpas [154] su istraživali uticaj radnih tečnosti automobila na mehaničke karakteristike nodularnog liva i njegovih termičkim tretmanom dobijenih materijala, tabela 1.9.

**Tabela 1.9** Uticaj radnih tečnosti automobila na mehaničke karakteristike nodularnog liva i njegovih termičkim tretmanom dobijenih materijala [154]

Materijal	Zatezna čvrstoća Rm [MPa]	Napon tečenja Re [MPa]	Izduženje A [%]
<b>D-4512</b>			
Suvo stanje	508	315	14,2
Mineralno ulje	500	312	14,9
Motorno ulje	512	316	13,7
Ulje za menjač	508	316	14,8
Tečnost za servo volan	500	311	13,7
Kočiona tečnost	502	314	14,3
Dizel gorivo	500	312	13,7
<b>MADI (247BHN)</b>			
Suvo stanje	758	488	18,5
Mineralno ulje	806	506	18,3
Motorno ulje	787	490	18,1
Ulje za menjač	805	508	18,1
Tečnost za servo volan	792	495	17,8
Kočiona tečnost	778	489	16,8
Dizel gorivo	777	491	18,1
<b>MADI (263 BHN)</b>			
Suvo stanje	860	533	17,6
Mineralno ulje	865	541	17,2
Motorno ulje	854	535	15,8
Ulje za menjač	854	536	16,2
Tečnost za servo volan	842	526	18,4
Kočiona tečnost	857	538	16,1
Dizel gorivo	858	538	17,5
<b>MADI (292 BHN)</b>			
Suvo stanje	966	625	14,1
Mineralno ulje	972	640	13,3
Motorno ulje	927	606	12,7
Ulje za menjač	936	600	14,6
Tečnost za servo volan	974	639	13,9
Kočiona tečnost	960	632	12,9
Dizel gorivo	946	614	14,0
<b>GRADE 1 ADI (298 BHN)</b>			
Suvo stanje	1081	682	16,2
Mineralno ulje	935	674	7,1
Motorno ulje	936	684	7,7
Ulje za menjač	918	683	6,6
Tečnost za servo volan	936	680	7,6
Kočiona tečnost	960	678	8,6
Dizel gorivo	935	678	7,7
<b>N&amp;T (315 BHN)</b>			
Suvo stanje	1000	652	7,5
Mineralno ulje	1002	653	6,9
Motorno ulje	1009	651	7,3
Ulje za menjač	1002	651	7,4
Tečnost za servo volan	1012	662	8,0
Kočiona tečnost	1003	650	7,4
Dizel gorivo	1010	660	7,2
<b>Q&amp;T (316 BHN)</b>			
Suvo stanje	1003	842	5,1
Mineralno ulje	995	841	5,1
Motorno ulje	1014	848	5,6
Ulje za menjač	1012	844	5,5
Tečnost za servo volan	1029	854	6,1
Kočiona tečnost	982	830	5,6
Dizel gorivo	1003	839	6,1

Kao sredstvo ispitivanja korišćeno je mineralno, motorno i kočiono ulje, zatim ulje za menjače i servo pumpe volana i dizel gorivo. Pored navedenih tečnosti uzorci su ispitani u suvom stanju i u kontaktu sa vodom. Ispitani materijali su nodularni liv oznake D4512 (SAE standard), zatim kombinacijom različitih termičkih tretmana (austenitizacija, normalizacija, temperovanje i kaljenje) dobijeni su uzorci N&T, K&T, ADI i MADI.

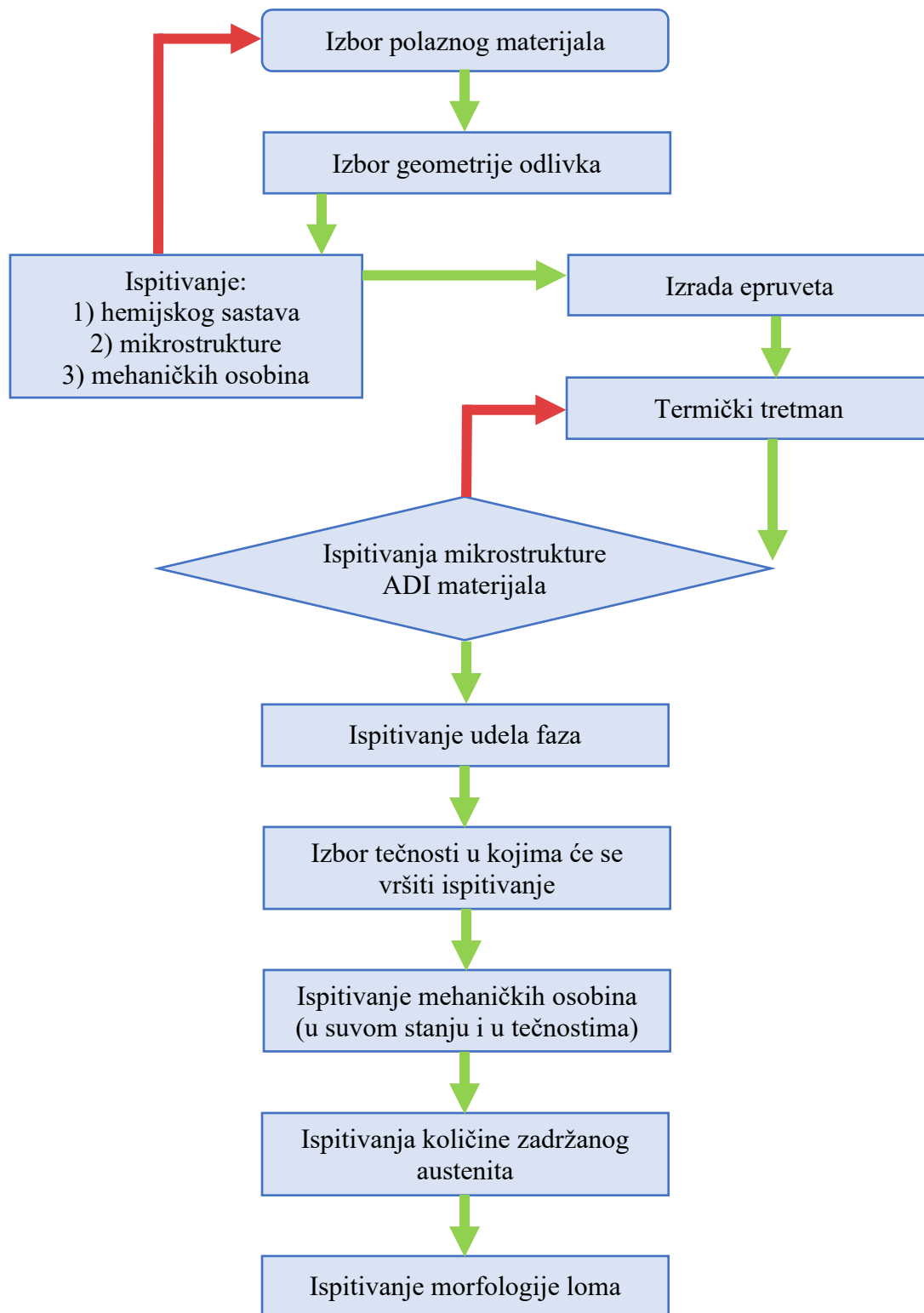
Nodularni liv D4512 je ekvivalentan EN-GJS-450-10. Mikrostruktura metalne osnove je feritna dok su minimalne vrednosti zateznih osobina  $R_m=450$  MPa,  $R_{p0,2\%}=310$  MPa i  $A=10\%$ . Uzorci N&T su normalizovani i zatim temperovani. Normalizacija je izvršena na 899 °C tokom 2 sata, a zatim su na mirnom vazduhu uzorci ohlađeni do sobne temperature. Temperovanje je vršeno na 566 °C tokom 2 sata. Dobijena je fina perlitna mikrostruktura. Termički tretman za dobijanje K&T uzoraka se sastojao iz kaljenja i dvostrukog temperovanja. Uzorci su progrevani 2 sata na 899 °C da bi zatim bili naglo ohlađeni u rastopljenoj soli na temperaturi 343 °C tokom jedne minute i naknadno u vodi do sobne temperature. Ovakav način kaljenja je primenjen zbog eliminisanja nastanka prslina. Uzorci su zatim dvostruko temperovani na 522 i 566 °C po 2 sata. Ovako dobijeni uzorci su imali martenzitnu mikrostrukturu sa mogućnošću prisustva zadržanog austenita. ADI materijal je dobijen austemperovanjem koje se sastojalo iz austenitizacije na 899 °C tokom 2 sata i izotermne transformacije u rastopljenoj soli na 385 °C tokom 90 minuta. Dobijena mikrostruktura je u potpunosti ausferitna.

## **2 EKSPERIMENTALNA PROCEDURA**



## 2.1 Plan istraživanja

Plan za sprovođenje istraživanja odnosno eksperimentalnog rada prikazan je šematski na slici 2.1



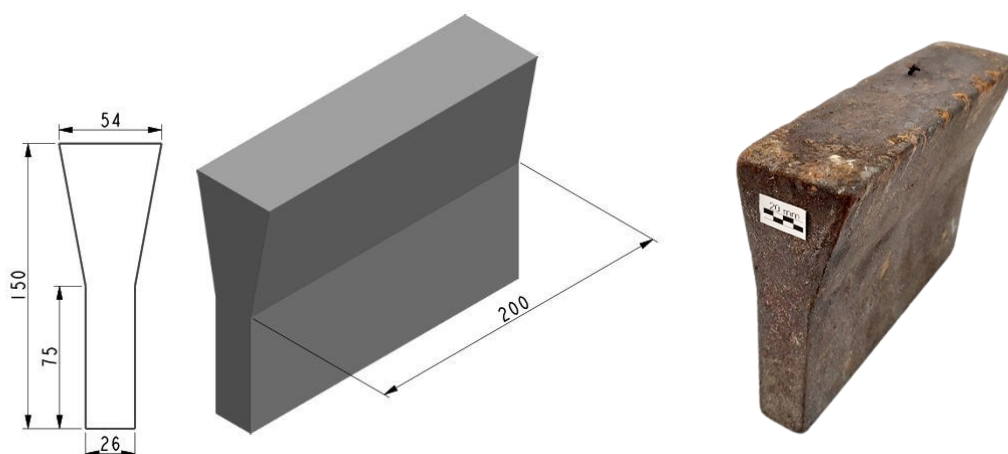
**Slika 2.1** Šematski prikaz plana eksperimenta

## 2.2 Izbor polaznog materijala

Na osnovu pregleda aktuelne literature i dosadašnjih eksperimentalnih istraživanja odlučeno je da se kao polazni materijal izabere nelegirani nodularni liv. Na taj način se izbegavaju različiti i kompleksni uticaji legirajućih elemenata na osobine i ponašanje ADI materijala, posebno s obzirom na dimenzije uzoraka i njihovog ispitivanja u različitim odnosima tečnosti. Pored toga, izborom nelegiranog polaznog materijala definišu se polazne referentne vrednosti koje se u daljem radu mogu koristiti za istraživanja legiranih ADI materijala.

## 2.3 Izbor geometrije odlivka

Za izradu odlivaka od nodularnog liva za potrebe eksperimentalnog ispitivanja korišćene su preporuke definisane standardom ASTM A897M-06. Nodularni liv je odliven u vidu Y probe, debljine osnove (paralelnog dela) 25 mm, u otvorenom peščanom kalupu korišćenjem srednje frekventne indukcione peći u Industrijskom Kombinat Livnica Guča. Na slici 2.2 su prikazane standardne dimenzije Y probe.



Slika 2.2 Skica sa dimenzijama standardne Y probe i izgled odlivaka

## 2.4 Ispitivanja hemijskog sastava, mikrostrukture i mehaničkih osobina polaznog materijala

Ispitivanje hemijskog sastava je izvršeno u Metalurško hemijskoj laboratoriji u Livnici Kikinda A.i. CIMOS, Kikinda, pomoću optičko emisionog spektrometra ARL-3460, na uzorcima belih proba koje su odlivene prilikom livenja Y proba.

U Laboratoriji za ispitivanje materijala, Departman za proizvodno mašinstvo na Fakultetu tehničkih nauka u Novom Sadu, izvršena je kvantitativna i komparativna analiza mikrostrukture nodularnog liva. Analizi su prethodila standardna ispitivanja koja su se sastojala iz:

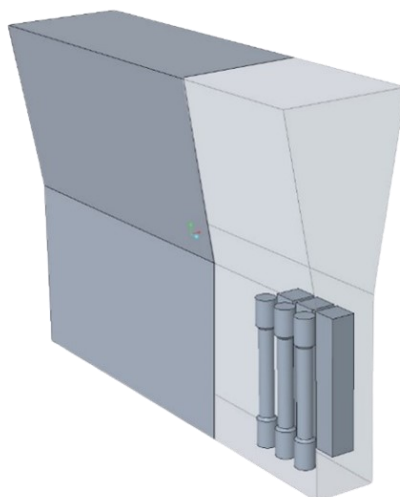
1. metalografske pripreme uzoraka,
2. ispitivanja svetlosnim mikroskopom i
3. analize slike primenom računarskog programa.

Priprema uzoraka za ispitivanje svetlosnim mikroskopom je podrazumevala standardnu metalografsku pripremu. Uzorak je isečen iz paralelnog dela Y probe. Isecanje je izvršeno točilom sa vodenim hlađenjem na uređaju „Diskotom“, Struers. Isečeni uzorci su toplo zatopljeni u polimer radi lakše manipulacije i očuvanja ivica na presi „Prontopres“, Struers. Brušenje je izvedeno silicijum-karbidnim vodobrusnim papirom u više koraka počevši sa granulacijom P150 (82  $\mu\text{m}$ ) da bi na kraju brušenje bilo završeno sa granulacijom P2500 (8,4  $\mu\text{m}$ ). Za potrebe brušenja korišćena je mašina „Knuth Rotor“ takođe proizvođača Struers. Poliranje je isto vršeno postepeno počevši sa suspenzijom koja sadrži dijamantske čestice granulacije 6  $\mu\text{m}$ , potom sa česticama 3  $\mu\text{m}$ , 1  $\mu\text{m}$  i na kraju  $\frac{1}{4}$   $\mu\text{m}$  na uređaju „DP-U2“, Struers. Nakon poliranja izvršeno je ispitivanje grafitna na svetlosnom mikroskopu „Orthoplan“, Leitz. Ispitivanje u poliranom stanju je za cilj imalo klasifikaciju grafitna i proveru da li u metalnoj osnovi ima prisustva nemetalnih uključaka ili grešaka u vidu pora. Obradom dobijenih fotografija u programu za kvantitativnu analizu slike JMicroVision 1.2.7. određen je oblik, veličina, zapreminski udeo i gustina grafitnih nodula. Klasifikacija grafitna je urađena i vizuelnom analizom odnosno komparativnom metodom prema standardu SRPS EN ISO 945-1:2019.

Nagrizanje metalne osnove izvršeno je primenom hemijskog rastvora „nital“ (3% rastvor azotne kiseline u etil alkoholu) radi razvijanja mikrostrukture nodularnog liva. Mikrostruktura je potom ispitivana opremom i postupcima kao u slučaju polirane površine.

## 2.5 Izrada epruveta

Epruvete za ispitivanje zatezanjem i energije udara se izrađuju isključivo iz paralelnog dela Y probe. Konusni deo se odbacuje zbog mogućih grešaka u materijalu koje nastaju u postupku livenja kao što su poroznost, usahlina i uključci šljake ili peska. Položaj epruveta za zatezanje i energiju udara koje se izrađuju iz paralelnog dela Y probe je prikazan na slici 2.3.



**Slika 2.3** 3D model Y probe sa prikazanim položajem epruveta za ispitivanje

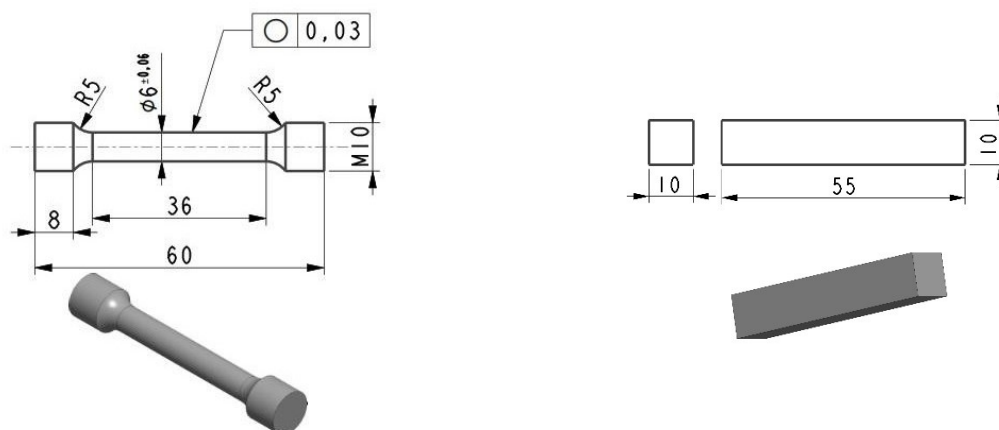
Epruvete za zatezanje su izrađene u skladu sa standardom SRPS EN ISO 6892-1:2020. Napravljeno je po 15 epruveta kružnog poprečnog preseka za svaki konvencionalni ADI materijal i po 6 epruveta za svaki DP-ADI materijal, prečnika 6 mm, početne merne dužine

30 mm i paralelne dužine 36 mm. Na prihvatnom delu epruvete je narezan navoj zbog lakše montaže na kidalicu.

Epruvete za ispitivanje energije udara su izrađene u skladu sa standardom za ispitivanje materijala po Šarpijevoj metodi SRPS EN ISO 148-1:2017. Izrađeno je ukupno 36 epruveta, bez zarezeta.

Na slici 2.4 je prikazan izgled i dimenzije epruveta.

Epruvete su izrađene u Laboratoriji za tehnološke procese, tehnoekonomsku optimizaciju i virtuelno projektovanje, Departman za proizvodno mašinstvo na Fakultetu tehničkih nauka u Novom Sadu.



**Slika 2.4** Skica i dimenzije epruveta za ispitivanje zatezanjem i energije udara

## 2.6 Termički tretman

Nakon mašinske obrade epruveta za ispitivanje zatezanjem i energije udara pristupilo se termičkom tretmanu - austemperovanju. Austemperovanje ima za cilj transformaciju nodularnog liva u ADI materijal i sastoji se iz austenitizacije i izotermne transformacije. Na slici 2.5 prikazan je dijagram termičkog tretmana sa parametrima austenitizacije i izotermne transformacije za dobijanje konvencionalnog i dvofaznog ADI materijala.

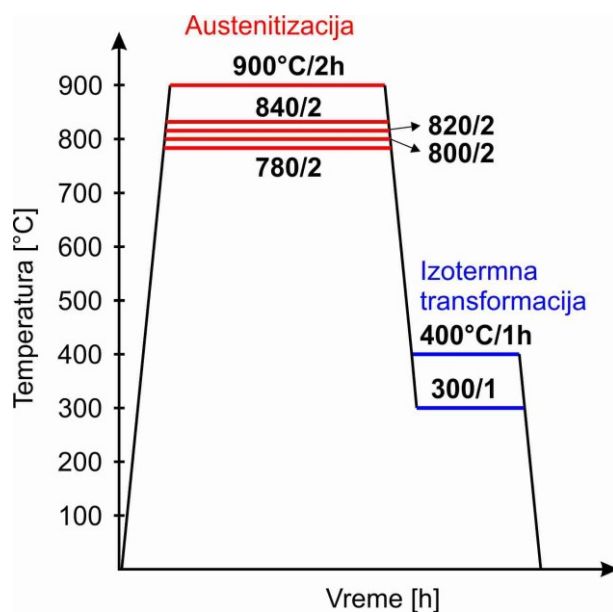
Austenitizacija je izvršena na temperaturi od 780, 800, 820, 840 i 900 °C u trajanju od 2 sata. Temperature austenitizacije u opsegu od 780 do 840 °C su izabrane zbog postizanja različitog udela slobodnog ferita i ausferita, u cilju proizvodnje dvofaznog ADI materijala. Temperatura 900 °C je izabrana kako bi se ostvarila potpuna austenitizacija početnog materijala i potom njegova transformacija u konvencionalni ADI materijal. Vreme austenitizacije od 2 sata je usvojeno kako bi se postiglo potpuno zasićenje austenita ugljenikom i ujednačenje hemijskog sastava metalne osnove.

Korišćena je komorna izvedba laboratorijske peći sa PID kontrolerom temperature i zaštitnom atmosferom argona. Tip peći je MP3, maksimalne radne temperature 1150 °C, snage 4,5 kW proizvođača Grejač komerc, Novi Bečej. Protok gasa argona 4,6 (čistoće 99,996%) je iznosio 3 litre u minuti i koristio se tokom čitavog procesa termičkog tretmana šarže kako bi sprečilo razugljeničenje površine uzoraka.

Izotermna transformacija je obavljena na temperaturi 300 ili 400 °C u trajanju od 1 sata u sonom kupatilu. Temperatura i vreme su izabrani kako bi se dobila različita morfologija ausferita odnosno postigle različite mehaničke osobine. Na 300 °C očekuje se igličasta morfologija ausferita sa visokom čvrstoćom i tvrdoćom, ali niže žilavosti, dok se na 400 °C

dobija pločasta morfologija ausferita niže čvrstoće ali više žilavosti. Nakon jednog časa uzorci su izvađeni iz rastopljene soli i ostavljeni da se ohlade do sobne temperature na mirnom vazduhu. Nakon hlađenja ostaci soli sa uzoraka su uklonjeni vodom, a zatim su oprani u etil alkoholu kako bi se uklonili i tragovi masnoće i na kraju osušeni u struji toplog vazduha. Kao sredstvo za izotermnu transformaciju korišćena je so za otpuštanje „AS 135“ (smeša 50%  $\text{NaNO}_2$  i  $\text{KNO}_3$ ) proizvođača Alkaloid, Skoplje. Vreme prenosa šarže iz komorne peći u sono kupatilo je bilo izuzetno kratko, do 3 sekunde. Korišćeno je sono kupatilo, snage 3 kW, maksimalna radne temperatura 500 °C proizvođača Grejač komerc, Novi Bečej.

Termički tretman je izvršen u Laboratoriji za ispitivanje materijala, Departman za proizvodno mašinstvo na Fakultetu tehničkih nauka u Novom Sadu.



**Slika 2.5** Dijagram termičkog tretmana sa parametrima za dobijanje konvencionalnog i dvofaznog ADI materijala

Za potrebe eksperimenta ukupno je termički tretirano 78 epruveta za zatezanje i 36 za energiju udara. Epruvete za zatezanje su nakon termičkog tretmana brušene brusnim papirom oznake P500 (srednja veličina abrazivnih čestica iznosi 30,2  $\mu\text{m}$ ) zbog ujednačavanja površine epruveta, slika 2.6.



**Slika 2.6** Prikaz epruveta nakon termičkog tretmana za ispitivanje zatezanjem i energije udara

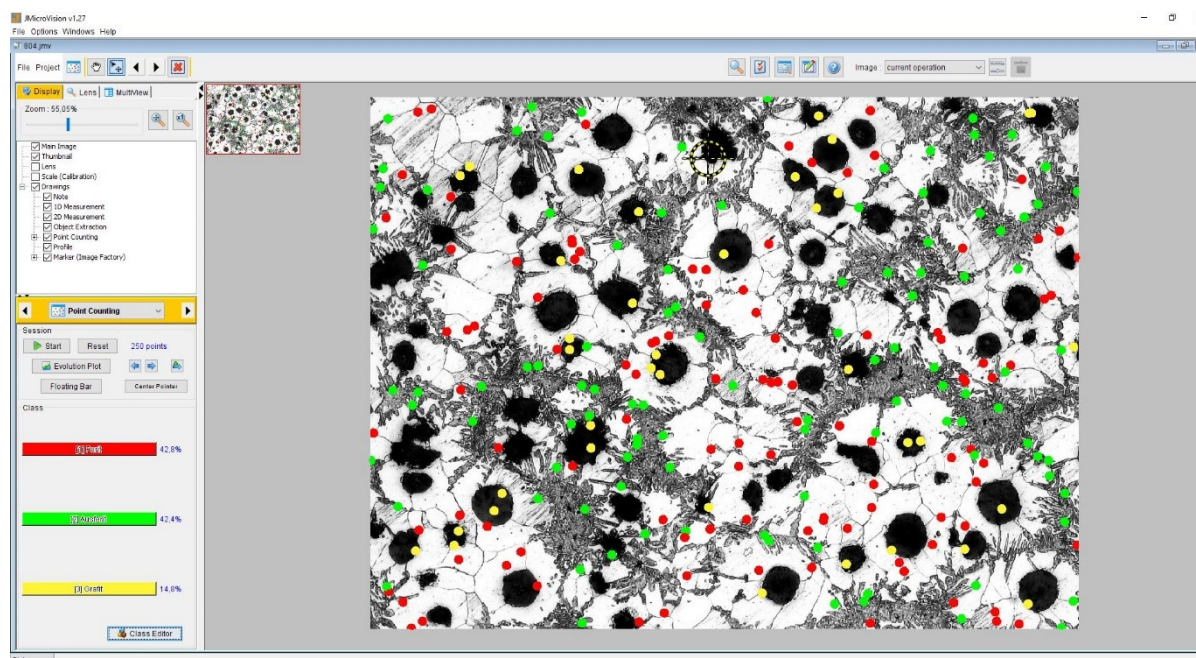
## 2.7 Ispitivanje mikrostrukture ADI materijala

Ispitivanje mikrostrukture nakon austemperovanja podrazumeva istu proceduru i opremu koja je opisana u tački 2.4 za ispitivanje mikrostrukture polaznog materijala.

## 2.8 Ispitivanje udela faza

Pomoću programa za kvantitativnu analizu slike (verzija 1.2.7, <http://jmicrovision.com/>) izvršeno je određivanje zapreminskog udela faza i mikrokonstituenata. Merenje za svaki ADI materijal je vršeno na 5 vidnih polja (fotografija) pri uvećanju od 100 puta. Pomoću komande „point counting“ i nasumičnog odabira 200 tačaka, manuelnim načinom rada su određivani mikrokonstituenti za svaku tačku.

Primer mikrostrukture na kojoj je vršeno određivanje zapreminskog udela faza i mikrokonstituenata je dat na slici 2.7.



*Slika 2.7* Primer određivanja zapreminskog udela faza i mikrokonstituenata pomoću programa JMicroVision

## 2.9 Ispitivanje količine zadržanog austenita

Određivanje zapreminskog udela zadržanog austenita u konvencionalnom i dvofaznom ADI materijalu je izvršeno rendgenostrukturalnim ispitivanjem primenom difrakcije x-zraka na osnovu merenja integrisanog intenziteta feritne i austenitne faze, odnosno intenziteta difrakcionih pikova prema Cullity [170]. Karakteristični pikovi za feritnu fazu su dobijeni od difrakcionih ravnih (110), (200), (211) i (220), dok su za određivanje austenita korišćeni pikovi od ravni (111), (200), (220) i (311). Konačni udeo faza je izračunat na osnovu jednačine (2.1) koja uzima u obzir i udeo grafita u mikrostrukтури.

$$V_{\gamma} + V_{\alpha} + V_{g} = 1 \quad (2.1)$$

gde je:

$V_{\gamma}$  – zapreminski udeo zadržanog austenita,

$V_{\alpha}$  - zapreminski udeo ausferitnog ferita i

$V_{g}$  – zapreminski udeo grafita

Ispitivanje je vršeno na difraktometru „D500“ Simens korišćenjem monohromatskog zračenja Cu K $\alpha$  zračenja pri 35kV i 20mA. Intenzitet zračenja je registrovan u funkciji ugla 2 $\theta$  od 30 do 100° sa korakom od 0,02° i vremenom merenja dve sekunde. Uzorci za rendgenostruktorno ispitivanje difrakcijom x-zraka su isečeni iz krajeva ispitanih Šarpijevih epruveta, dela koji nije plastično deformisan. Uzorci su ispitani u poliranom stanju pripremljeni standardnom metalografskom pripremom.

Ispitivanje je izvršeno u Laboratoriji za Materijale na institutu Vinča u Beogradu.

## 2.10 Ispitivanje u vodi

### 2.10.1 Tečnosti u kojima će se vršiti ispitivanje

Ispitivanje ADI materijala je izvršeno u sledećim tečnostima:

- destilovana voda,
- apsolutni etanol 99,8% vol.,
- rastvor 4% vol. destilovane vode i 96% vol. etanola i
- rastvor 10% vol. destilovane vode i 90% vol. etanola.

U toku ispitivanja, epruveta za zatezanje se nalazila u transparentnoj polimernoj cevi (polietilen tereftalat - PET) u koju je sipana ispitna tečnost. Cev je preko navojnog spoja pričvršćena za donji nosač epruvete. Između gornjeg nosača epruvete i cevi postoji zazor tako da tokom ispitivanja nema uticaja na očitavane rezultate. Na slici 2.8 je prikazan sklop za ispitivanje zatezanjem.



**Slika 2.8** Prikaz montiranog sklopa za ispitivanje u tečnostima

Radi lakšeg razumevanja rezultata ispitivanja u tabeli 2.1 su date oznake uzoraka u zavisnosti od temperature austemperovanja i sredine u kojoj je epruveta za zatezanje ispitana.

**Tabela 2.1** Oznake epruveta

Temperatura austenitizacije /izotermne transformacije	Ispitivanje u suvom stanju	Etanol 99,8% vol.	Rastvor 4% vol. destilovane vode i 96% vol. etanola	Rastvor 10% vol. destilovane vode i 90% vol. etanola	Destilovana voda
Skraćeni naziv	Suvo	0,2% Voda	4% Voda	10% Voda	Voda
780/300 °C	783 S				783 V
800/300 °C	803 S				803 V
820/300 °C	823 S				823 V
840/300 °C	843 S				843 V
900/300 °C	903 S	903 V0,2	903 V4	903 V10	903 V
780/400 °C	784 S				784 V
800/400 °C	804 S				804 V
820/400 °C	820 S				820 V
840/400 °C	840 S				840 V
900/400 °C	904 S	904 V0,2	904 V4	904 V10	904 V

## 2.11 Ispitivanje mehaničkih osobina

Ispitivanje mehaničkih osobina izvršeno je na uzorcima pre i nakon termičkog tretmana odnosno na uzorcima nodularnog liva i ADI materijala. Mehanička ispitivanja su obuhvatila ispitivanje tvrdoće, ispitivanje zatezanjem i ispitivanje energije udara.

Statistička obrada rezultata mehaničkih ispitivanja, u cilju određivanja signifikantnog uticaja vode na promenu osobina je izvršena jednofaktorskom analizom varijanse (ANOVA test, eng. Analysis of Variance) [171]. ANOVA test se bazira na F-raspodeli gde se u jednofaktornoj analizi testira uticaj jednog faktora (vode) na pojavu značajne promene jedne odgovarajuće mehaničke osobine u odnosu na suvo stanje (tvrdoća, napone tečenja, zatezna čvrstoća, izduženje, energija udara). Za usvojeni nivo pouzdanosti od 95%, kako bi voda imala značajan uticaj na promenu osobina, potrebno je da statistički parametar F-testa, P-vrednost bude manja od 0,05. ANOVA test je sproveden pomoću programa Excel 365 upotrebom funkcije Anova: Single Factor.

Mehanička ispitivanja u suvom stanju i u tečnostima su izvršena u Laboratoriji za ispitivanje materijala, Departman za proizvodno mašinstvo na Fakultetu tehničkih nauka u Novom Sadu.

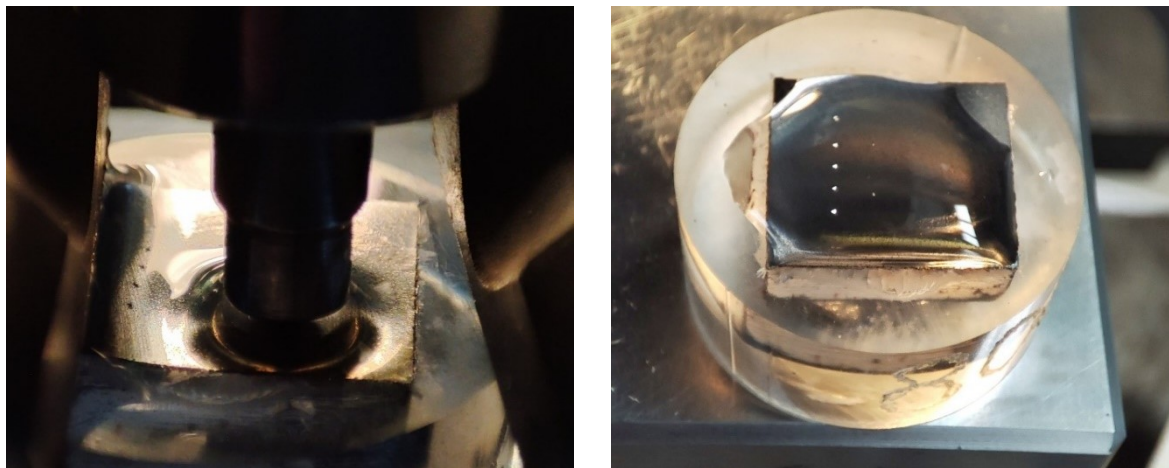
### 2.11.1 Ispitivanje tvrdoće

Tvrdoća je ispitana metodom po Brinelu i Vikersu. Uzorci nodularnog liva su ispitani metodom po Brinelu u skladu sa standardom SRPS EN ISO 6506-1:2016 na uređaju „HPO 250“, WEB Leipzig. Kao utiskivač korišćena je čelična kuglica prečnika 2,5 mm, sila utiskivanja je iznosila 62,5 kgf odnosno 612,9 N, a vreme zadržavanja utiskivača 15 s. Pored Brinelove metode uzorci od nodularnog liva su zajedno sa ADI materijalom ispitani i Vikersovom metodom radi poređenja vrednosti tvrdoće pre i posle termičkog tretman. Tvrdoća po Vikersu je merena u skladu sa standardom SRPS EN ISO 6507-1:2018 takođe na uređaju



„HPO 250“, WEB Leipzig, Nemačka. Sila utiskivanja je iznosila 10 kgf odnosno 98.1 N, a vreme utiskivanja 15 s. Na svim uzorcima je mereno najmanje 5 otisaka.

Ispitivanja tvrdoće konvencionalnih i dvofaznih ADI materijala je takođe izvršeno i u destilovanoj vodi metodom po Vikersu. Voda je naneta na površinu ispitivanja u vidu sloja debljine jedan do dva milimetra. Ispitivanje tvrdoće u vodi po Vikersu je prikazano na slici 2.9.



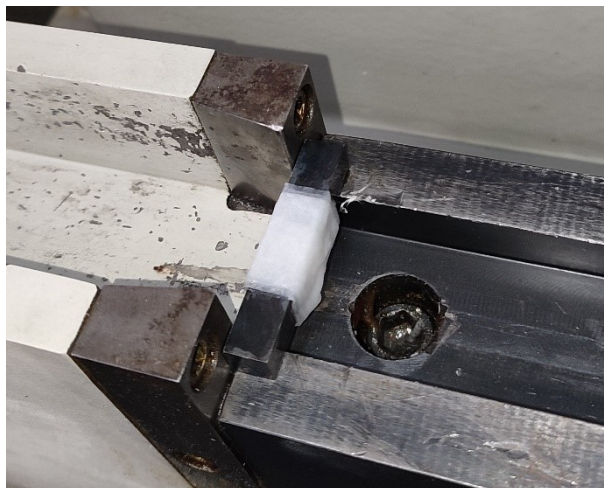
*Slika 2.9* Merenje tvrdoće metodom po Vikersu u destilovanoj vodi

### 2.11.2 Ispitivanje zatezanjem

Ispitivanje zatezanjem nodularnog liva i ADI materijala je obuhvatilo određivanje zatezne čvrstoće, konvencionalnog napona tečenja i izduženja. Ispitivanje je izvršeno na sobnoj temperaturi u skladu sa standardom SRPS EN ISO 6892-1:2020. Korišćena je univerzalna mehanička kidalica „ZDM 5/91“, WEB Leipzig. Radi preciznijeg očitavanja ispitnih vrednosti kidalica je za potrebe ispitivanja modernizovana mernom ćelijom S tipa (RCS) u radnom opsegu 0-50 kN tačnosti i induktivnim davačem pomeranja (LVDT) mernog opsega od  $\pm 1$  do  $\pm 250$  mm tačnosti. Senzori su povezani sa računarom preko Spider 8 odnosno akvizicionog uređaja koji uz upotrebu programskog paketa „catman“ obrađuje prikupljene podatke. Svi senzori kao i akvizicioni uređaj su proizvođača HBM (Hottinger Baldwin Messtechnik) iz Darmstadt, Nemačka. Merna ćelija, davač pomeranja i akvizicioni uređaj pripadaju Laboratoriji za deformisanje, dok se mehanička kidalica nalazi u Laboratoriji za ispitivanje materijala, Departman za proizvodno mašinstvo na Fakultetu tehničkih nauka u Novom Sadu.

### 2.11.3 Ispitivanje energije udara

Energija udara je ispitana prema Šarpiju u skladu sa standardom SRPS EN ISO 148-1:2017 i SRPS EN ISO 14556:2016. Za ispitivanje je korišćeno instrumentirano Šarpijevo klatno „JWT 450I“ Jinan Testing Equipment IE Corporation, Kina, sa maksimalnom energijom od 450 J. Ispitivanje je vršeno na sobnoj temperaturi. Korištene su epruvete bez zareza dimenzija 10×10×55 mm. Epruvete su ispitane u suvom stanju i u tečnosti – destilovanoj vodi. Ispitivanje u destilovanoj vodi je izvršeno tako što su epruvete u predelu udara klatna bile obmotane papirnim ubrusom i potopljene u vodu. Nakon jednog minuta epruvete su zajedno sa vlažnim papirnim ubrusom postavljene na nosače i ispitivane, slika 2.10.



**Slika 2.10** Prikaz postavljene epruvete za ispitivanje energije udara po Šarpiju u kontaktu sa vodom

### ***2.12 Ispitivanje morfologije loma.***

Nakon ispitivanja zatezanjem prelomljene površine su oprane u etil alkoholu i osušene u struji toplog vazduha. Na taj način se sprečila oksidacija površine preloma i uklonile eventualne nečistoće poput prašine i obezbedili uslovi za morfološka ispitivanja.

Površine loma su analizirane skenirajućim elektronskim mikroskopom (SEM) JEOL JSM 6460LV, JEOL, Japan, sa radnim naponom 25 kV. Mikroskop se nalazi u Univerzitetском centru za elektronsku mikroskopiju na Prirodno matematičkom fakultetu u Novom Sadu.

### **3 REZULTATI**

### 3.1 Hemijski sastav nodularnog liva

Rezultat ispitivanja hemijskog sastava odlivenih Y proba polaznog nodularnog liva su dati u tabeli 3.1.

**Tabela 3.1** Hemijski sastav nodularnog liva [mas.%]

C	Si	Mn	Ni	Cr	Mg	P	S	Fe
3,50	2,50	0,35	0,05	0,06	0,031	0,018	0,015	osnova

### 3.2 Mikrostruktura

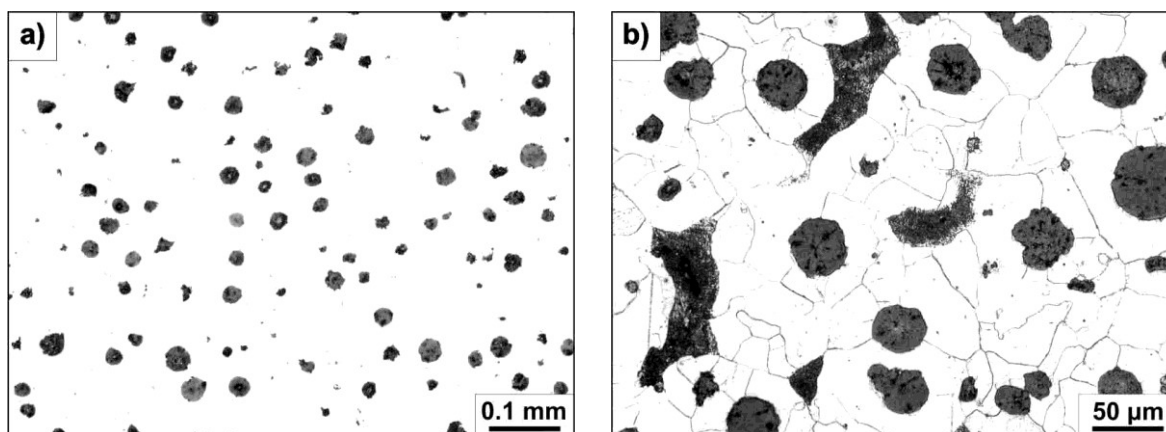
#### 3.2.1 Mikrostruktura nodularnog liva

Mikrostruktura nodularnog liva ispitivana je u poliranom stanju i posle nagrivanja.

Ispitivanjem u poliranom stanju izvršena je karakterizacija grafitnih nodula, slika 3.1a. Ustanovljeno je da je stepen sferoidizacije preko 90%. Prosečan udeo grafita u zapremini je  $12\pm 1,6\%$ . Nodule su ravnomerno raspoređene, sa gustinom od 125 do 175 nodula po  $\text{mm}^2$  i veličinom nodula od 15 do 30  $\mu\text{m}$ .

U metalnoj osnovi nema nemetalnih uključaka niti grešaka u vidu pora.

Mikrostruktura nodularnog liva u nagrivenom stanju je prikazana na slici 3.1b. Nagrivanjem je razvijena mikrostruktura metalne osnove i ustanovljena je feritno-perlitna mikrostruktura sa udelom lamelarnog perlita od  $10\pm 1,6\%$ .



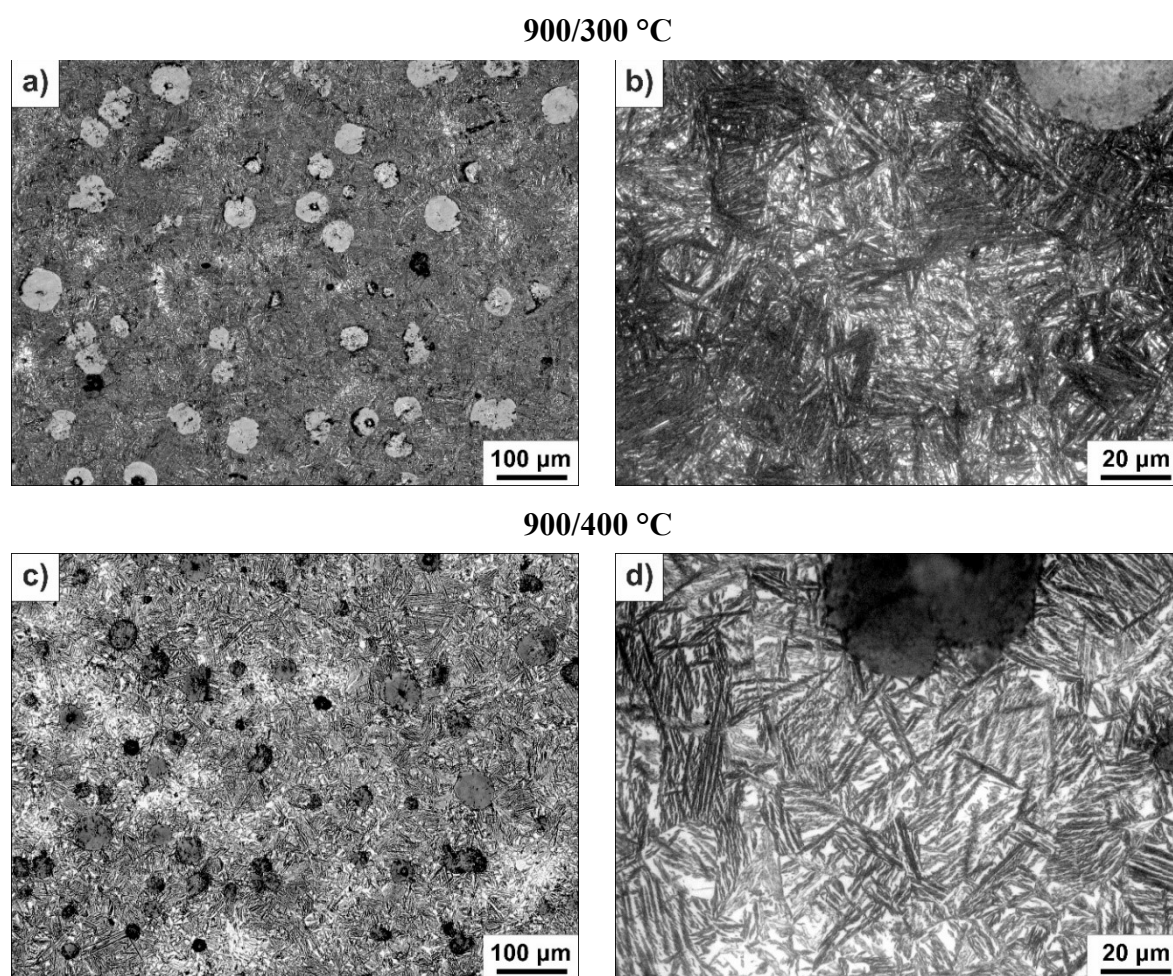
**Slika 3.1** Prikaz mikrostrukture nodularnog liva u: a) poliranom; b) nagrivenom stanju

### 3.2.2 Mikrostruktura konvencionalnog ADI materijala

Izgled mikrostrukture ADI materijala nakon nagrizanja je prikazan na slici 3.2.

Mikrostrukture kod uzoraka izotermno tretiranih na 300 i 400 °C su u potpunosti ausferitne. Međutim, morfologija mikrostrukture je različita. Razlikuju se mikrostrukture nastale u donjem i gornjem području izotermne transformacije. U donjem području na 300 °C nastala acikularna odnosno igličasta morfologija ausferita sa finijim i izduženim snopovima ausferitnog ferita, slika 3.2a-b. U gornjem području na 400 °C nastala pločasta morfologija ausferita sa širim i kraćim snopovima ausferitnog ferita, slika 3.2c-d.

Zapreminski udeo zadržanog austenita kod uzoraka izotermno transformisanih na 300 °C iznosi  $14,4 \pm 1,8\%$ , dok je kod uzoraka izotermno transformisanih na 400 °C količina zadržanog austenita  $29,6 \pm 2,1\%$ .



**Slika 3.2** Prikaz mikrostrukture uzoraka konvencionalnih ADI materijala izotermno transformisanih na: a) 300 °C; b) 400 °C

### 3.2.3 Mikrostruktura dvofaznog ADI materijala

Mikrostrukture uzoraka dvofaznih ADI materijala dobijenih termičkim tretmanima koji su se sastojali iz austenitizacije na 780, 800, 820 i 840 °C i izotermne transformacije na 300 ili 400 °C su prikazane na slikama 3.3 i 3.4 (opšti pregled mikrostrukture svih uzoraka) i na slici 3.5 (detaljan prikaz karakterističnih mikrokonstituenata).

Mikrostruktura kod svih uzoraka se sastoji iz ausferita i slobodnog (proeutektoidnog) ferita. Karakteristično za obe grupe uzoraka, odnosno grupe uzoraka izotermno transformisanih na 300 i 400 °C, je da imaju različitu morfologiju i udeo mikrokonstituenata.

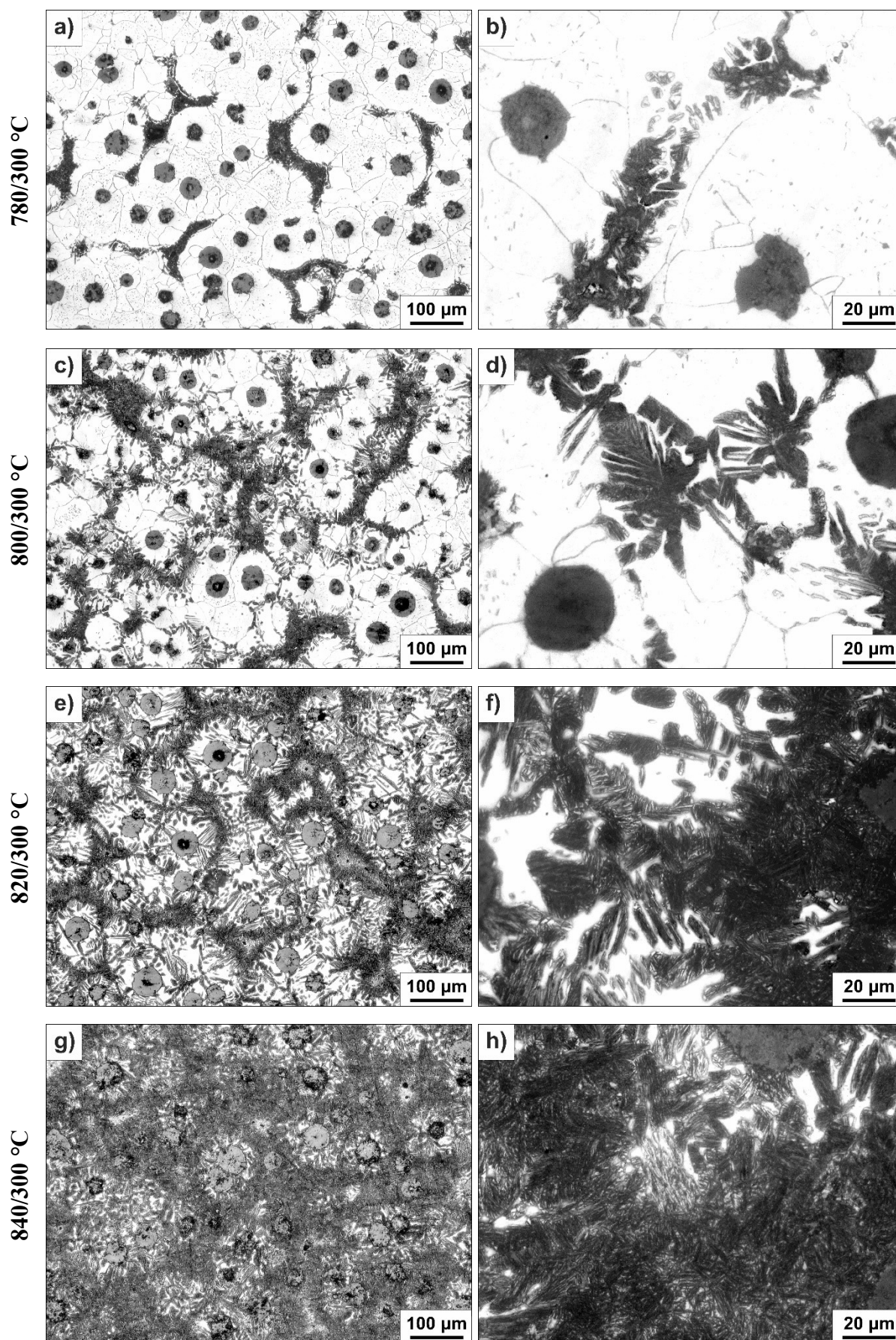
#### *Morfologija mikrostrukture*

Detaljan prikaz karakterističnih mikrokonstituenata dvofaznog ADI materijala, ispitanih na svetlosnom mikroskopu, je dat na slici 3.5. Mikrokonstituenti se međusobno razlikuju po morfologiji i nijansi. Slobodni ferit (SF) se uočava kao ravne bele površine, grafit (GR) kao tamni krugovi, dok ostatak predstavlja ausferit (AF) sa sivim nijansama. Na slici 3.5a se vidi da se ausferitna mikrostruktura sastoji iz zadržanog austenita (ZA) i ausferitnog ferita (AFF). Zadržani austenit karakterišu zakošene svetlo sive površine sa izraženim granicama. Unutar granica zadržanog austenita se jasno opaža izdvojeni ausferitno feritni snopovi sa karakterističnim nijansama od sive do tamno sive boje. Iglice i pločice koje čine ausferitno feritne snopove su kod uzoraka austenitizovani na 780 °C kratke i nasumično orjentisane (slika 3.5a), dok su na višim temperaturama austenitizacije 840 °C duže i šire (slika 3.5b). Posmatrajući grupu uzoraka izotermno transformisanih na istoj temperaturi uočava se da je širina ausferitno feritnih iglica i pločica unutar snopova približno ista, odnosno temperature austenitizacije (780 do 840 °C) imaju mali uticaj na njihovu širinu. S druge strane, temperature izotermne transformacije (300 ili 400 °C) imaju znatan uticaj, gde se pri višim temperaturama dobijaju šire pločice, a na nižim uže.

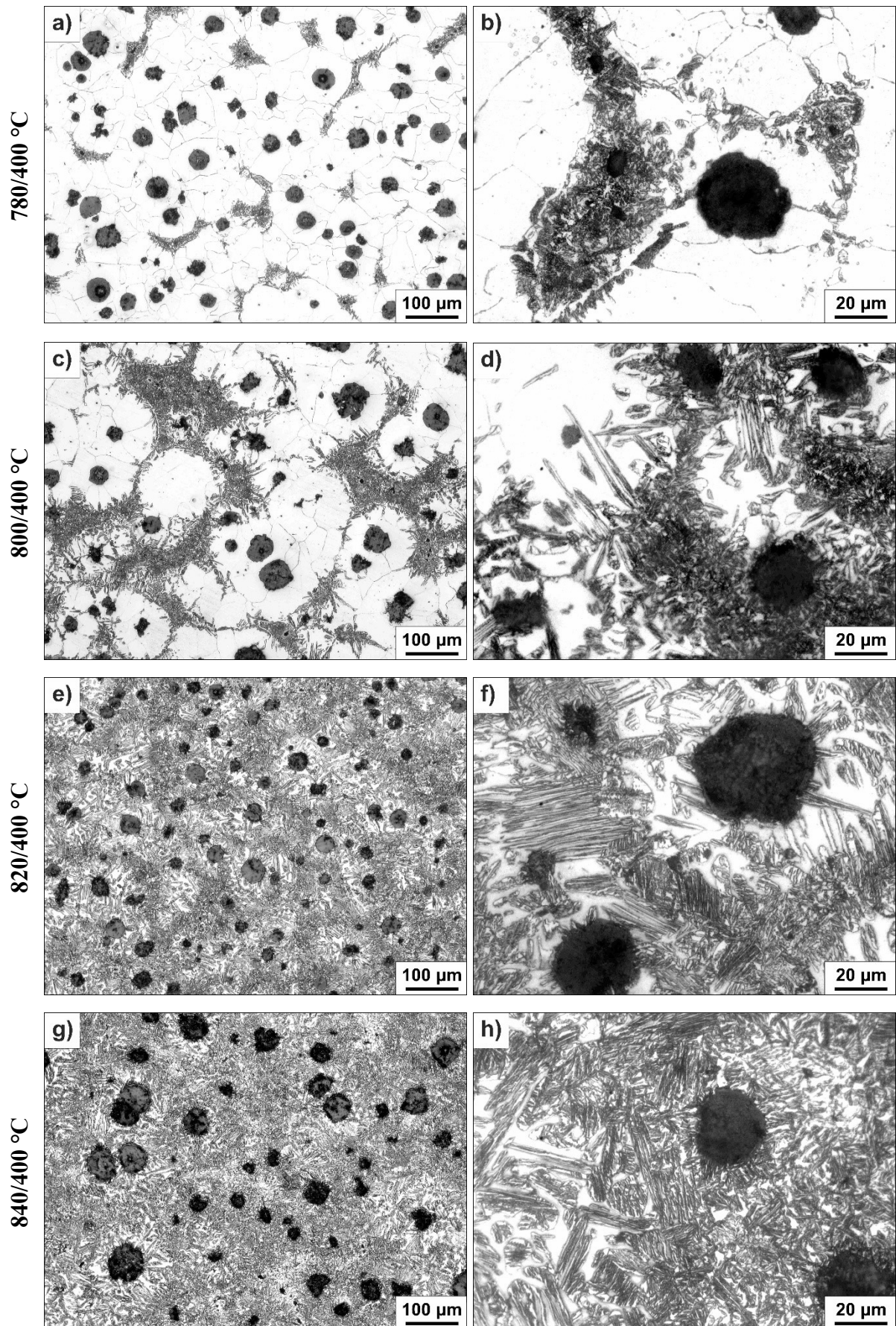
Morfološki posmatrano ferit je na nižim temperaturama austenitizacije, 780 °C, raspoređen oko nodula, odnosno predstavlja zonu razdvajanja ausferita od grafitnih nodula. Morfologija ausferita je slična kod obe grupe uzoraka i čine je mali nasumično orjentisani snopovi, izuzetno fine strukture, pretežno raspoređeni duž granica feritnih zrna, slike 3.3a, b i 3.4a, b. Porastom temperature austenitizacije raste i veličina ausferitnih snopova. Ausferit sve više prožima ferit da bi na višim temperaturama došao u kontakt sa nodulama (jasno uočljivo na slikama 3.3g i 3.4g). Takođe, na višim temperaturama, počevši od 800 °C, morfologija ausferita se sve više razlikuje u zavisnosti od temperature izotermne transformacije.

Na slici 3.3d prikazana je mikrostruktura uzorka 800/300 °C gde se vide počeci intenzivnog prodiranja ausferita u ferit u vidu izduženih poligonalnih površina. Ausferit se na datoj temperaturi izotermne transformacije odlikuje igličastom morfologijom sa finim izduženim snopovima ausferitnog ferita.

Uzorak 800/400 °C prikazan na slici 3.4d takođe prikazuje još radikalnije prodiranje ausferita u ferit u vidu traka koje mogu biti veoma dugačke u odnosu na svoju širinu. Trake nisu gusto pakovane snopovima ausferita kao kod uzorka 800/300 °C i prisustvo zadržanog austenita unutar traka je više izraženo. Uopšteno, morfologija ausferita kod uzoraka izotermno transformisanih na 400 °C je više pločasta sa širim i kraćim snopovima ausferitnog ferita.

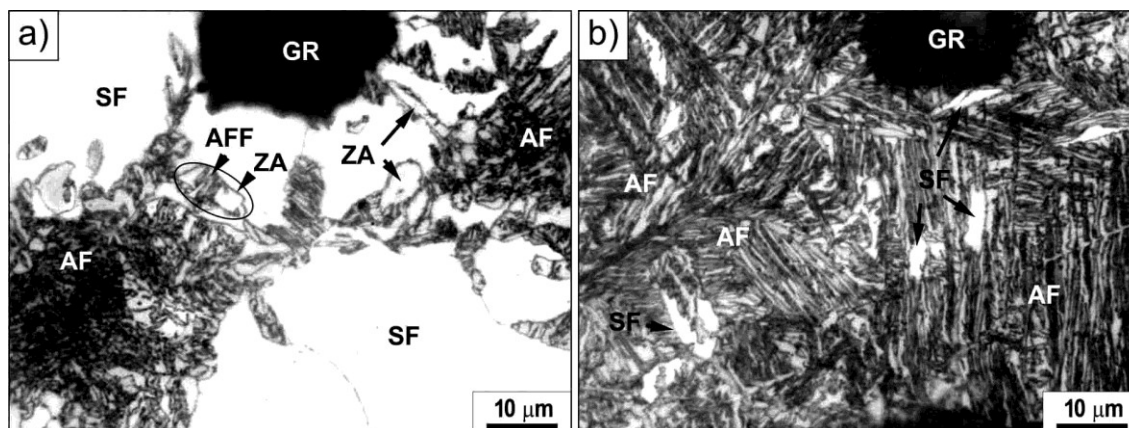


**Slika 3.3** Mikrostruktura uzoraka dvofaznog ADI materijala izotermno transformisanog na 300 °C nakon austenitizacije na: a) i b) 780 °C; c) i d) 800 °C; e) i f) 820 °C; g) i h) 840 °C



**Slika 3.4** Mikrostruktura uzoraka dvofaznog ADI materijala izotermno transformisanog na 400 °C nakon austenitizacije na: a) i b) 780 °C; c) i d) 800 °C; e) i f) 820 °C; g) i h) 840 °C





**Slika 3.5** Mikrokonstituenti kod uzoraka dvofaznog ADI materijala izotermno transformisanog na 400 °C nakon austenitizacije na: a) 780 °C; b) 840 °C.

### ***Udeo faza u mikrostrukturi***

Rezultati merenja udela faza dvofaznog ADI materijala su dati u tabelama 3.2 i 3.3. Udeo faza je različit pri različitim temperaturama austenitizacije. Na temperaturi 780 °C udeo ferita je najveći dok je udeo ausferita najmanji. Daljim porastom temperature austenitizacije količina ferita opada dok se udeo ausferita povećava. Trend smanjenja ferita i porasta ausferita važi za obe temperature izotermne transformacije.

U tabelama su pored srednjih vrednosti date i vrednosti standardne devijacije radi lakšeg pregleda rasipanja rezultata merenja. Ponovljivost rezultata merenja faza za svih pet ispitivanja po uzorku je u većini slučajeva veoma slična. Najveća odstupanja ferita i ausferita od srednjih vrednosti zabeležena su kod uzoraka austenitizovanih na 800 °C i izotermno transformisanih na 300 i 400 °C. Za uzorak 800/300 °C relativno procentualno odstupanje ferita u odnosu na srednju vrednost iznosi 7,04%, a ausferita 8,85%. Relativno odstupanje ferita kod uzorka 800/400 °C iznosi 7,3%, a ausferita 12,6%.

Značajniji uticaj temperatura termičkog tretmana na promenu udela grafita nije uočen. Udeo grafita kreće od 9,3 do 12,2% i komparativan je sa vrednošću određenom za početni materijal  $10 \pm 1,6\%$ .

**Tabela 3.2** Udeo faza kod dvofaznog ADI materijala izotermno transformisanog na 300 °C nakon austenitizacije na 780, 800, 820 i 840 °C

<b>780/300 °C</b>		<b>Uzorak</b>	<b>Udeo %</b>		
			<b>Ferit</b>	<b>Ausferit</b>	<b>Grafit</b>
		1	80	10,5	9,5
		2	78,5	12	9,5
		3	85,5	7	7,5
		4	77	12,5	10,5
		5	81	9	10
		<b>Sr. vred.</b>	<b>80,4</b>	<b>10,2</b>	<b>9,4</b>
<b>SD</b>	2,89	2,01	1,02		
<b>800/300 °C</b>		<b>Uzorak</b>	<b>Udeo %</b>		
			<b>Ferit</b>	<b>Ausferit</b>	<b>Grafit</b>
		1	55	35	10
		2	46	45,5	8,5
		3	45,5	44	10,5
		4	48,5	42	9,5
		5	50,5	40	9,5
		<b>Sr. vred.</b>	<b>49,1</b>	<b>41,3</b>	<b>9,6</b>
<b>SD</b>	3,46	3,66	0,66		
<b>820/300 °C</b>		<b>Uzorak</b>	<b>Udeo %</b>		
			<b>Ferit</b>	<b>Ausferit</b>	<b>Grafit</b>
		1	22,5	65,5	12
		2	21	69,5	9,5
		3	20	68	12
		4	21	67	12
		5	18,5	71,5	10
		<b>Sr. vred.</b>	<b>20,6</b>	<b>68,3</b>	<b>11,1</b>
<b>SD</b>	1,32	2,06	1,11		
<b>840/300 °C</b>		<b>Uzorak</b>	<b>Udeo %</b>		
			<b>Ferit</b>	<b>Ausferit</b>	<b>Grafit</b>
		1	4,5	87	8,5
		2	5,5	82	12,5
		3	5,5	84,5	10
		4	7	82,5	10,5
		5	6	82	12
		<b>Sr. vred.</b>	<b>5,7</b>	<b>83,6</b>	<b>10,7</b>
<b>SD</b>	0,81	1,93	1,44		

Napomena: stvarna veličina vidnog polja 0,6×0,8 mm (uvećanje 100 puta) za merenje udela faza;  
SD - standardna devijacija

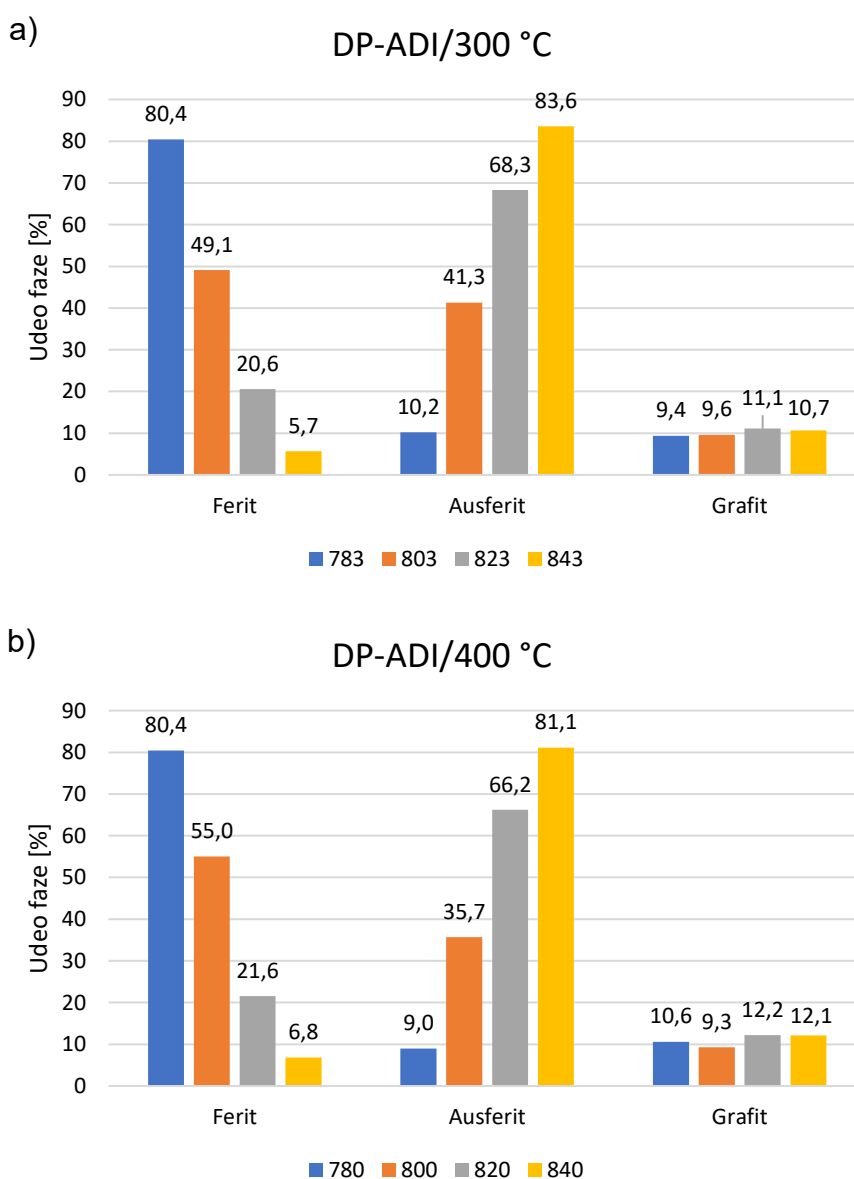
**Tabela 3.3** Udeo faza kod dvofaznog ADI materijala izotermno transformisanog na 400 °C nakon austenitizacije na 780, 800, 820 i 840 °C

780/400 °C		<b>Uzorak</b>	<b>Udeo %</b>		
			<b>Ferit</b>	<b>Ausferit</b>	<b>Grafit</b>
		1	78	10,5	11,5
		2	83	6,5	10,5
		3	79,5	13,5	7
		4	82	8	10
		5	79,5	6,5	14
		<b>Sr. vred.</b>	<b>80,4</b>	<b>9,0</b>	<b>10,6</b>
<b>SD</b>	1,83	2,68	2,27		
800/400 °C		<b>Uzorak</b>	<b>Udeo %</b>		
			<b>Ferit</b>	<b>Ausferit</b>	<b>Grafit</b>
		1	55,5	32,5	12
		2	62,5	28,5	9
		3	53	38,5	8,5
		4	53	38,5	8,5
		5	51	40,5	8,5
		<b>Sr. vred.</b>	<b>55,0</b>	<b>35,7</b>	<b>9,3</b>
<b>SD</b>	4,01	4,49	1,36		
820/400 °C		<b>Uzorak</b>	<b>Udeo %</b>		
			<b>Ferit</b>	<b>Ausferit</b>	<b>Grafit</b>
		1	20,5	69,5	10
		2	22	66	12
		3	21	66	13
		4	24	61,5	14,5
		5	20,5	68	11,5
		<b>Sr. vred.</b>	<b>21,6</b>	<b>66,2</b>	<b>12,2</b>
<b>SD</b>	1,32	2,69	1,50		
840/400 °C		<b>Uzorak</b>	<b>Udeo %</b>		
			<b>Ferit</b>	<b>Ausferit</b>	<b>Grafit</b>
		1	10,5	77	12,5
		2	6	83	11
		3	5,5	83,5	11
		4	7	79	14
		5	5	83	12
		<b>Sr. vred.</b>	<b>6,8</b>	<b>81,1</b>	<b>12,1</b>
<b>SD</b>	1,96	2,62	1,11		

Napomena: stvarna veličina vidnog polja 0,6×0,8 mm (uvećanje 100 puta) za merenje udela faza; SD - standardna devijacija

Na slici 3.6a i b su prikazani dijagrami rezultata srednjih vrednosti udela faza izotermno transformisanih uzoraka na 300 i 400 °C. Povećanje temperature austenitizacije kod obe grupe ADI materijala (300 i 400 °C) ima konstantan porast od 20 °C, odnosno porast temperature se može predstaviti linearnom funkcijom. Međutim, izmereni rezultati udela ferita i ausferita nemaju izrazitu linearnu zavisnost, ali prate tendenciju pada i porasta navedenih faza u zavisnosti od temperature austenitizacije.

Međusobne promene udela ferita i ausferita za iste temperature austenitizacije kod obe grupe uzoraka su slične. Izmerena promena udela faza je najviše izražena kod povećanja temperature sa 800 na 820 °C. Pad udela ferita za navedenu promenu iznosi preko 58 rel.% (relativni procenti) pri temperaturi austenitizacije 300 °C i preko 61 rel.% pri temperaturi 400 °C. Porast udela ausferita je nešto manja i iznosi 66 rel.% pri temperaturi austenitizacije 300 °C i 85% pri temperaturi 400 °C.



**Slika 3.6** Grafički prikaz rezultata merenja udela faza za uzorke izotermno transformisane na: a) 300 °C; b) 400 °C

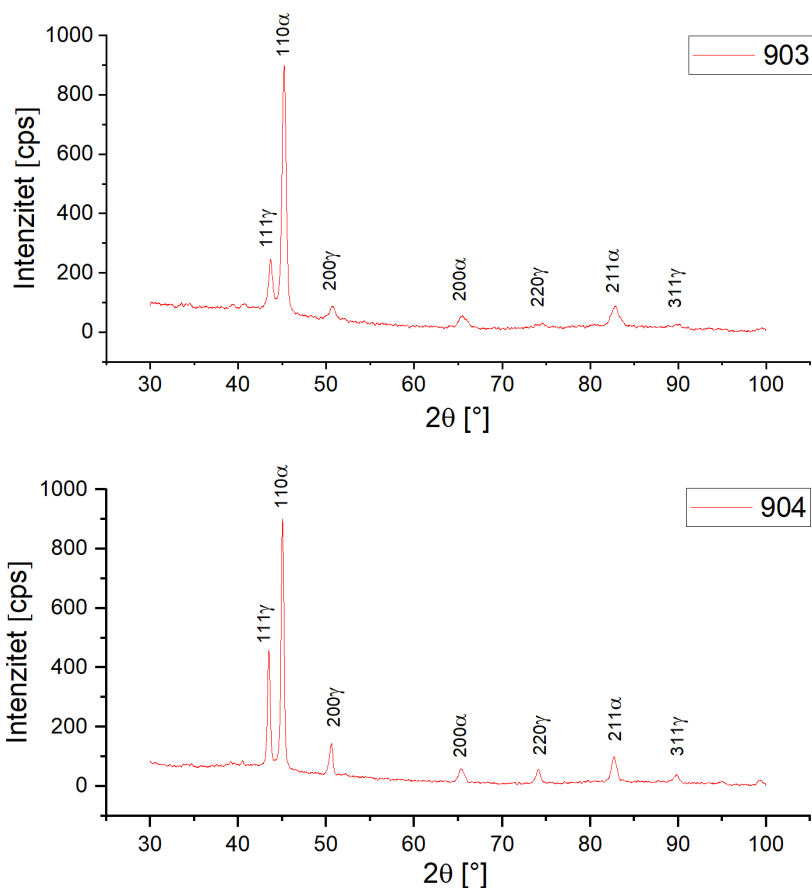
### 3.2.4 Rendgenostrukturna analiza

Rezultati rendgenostruktorne analize su prikazani u vidu XRD difraktograma, tabelarno i grafički. Difraktogrami konvencionalnih i dvofaznih ADI materijala su prikazani na slikama 3.7 do 3.9.

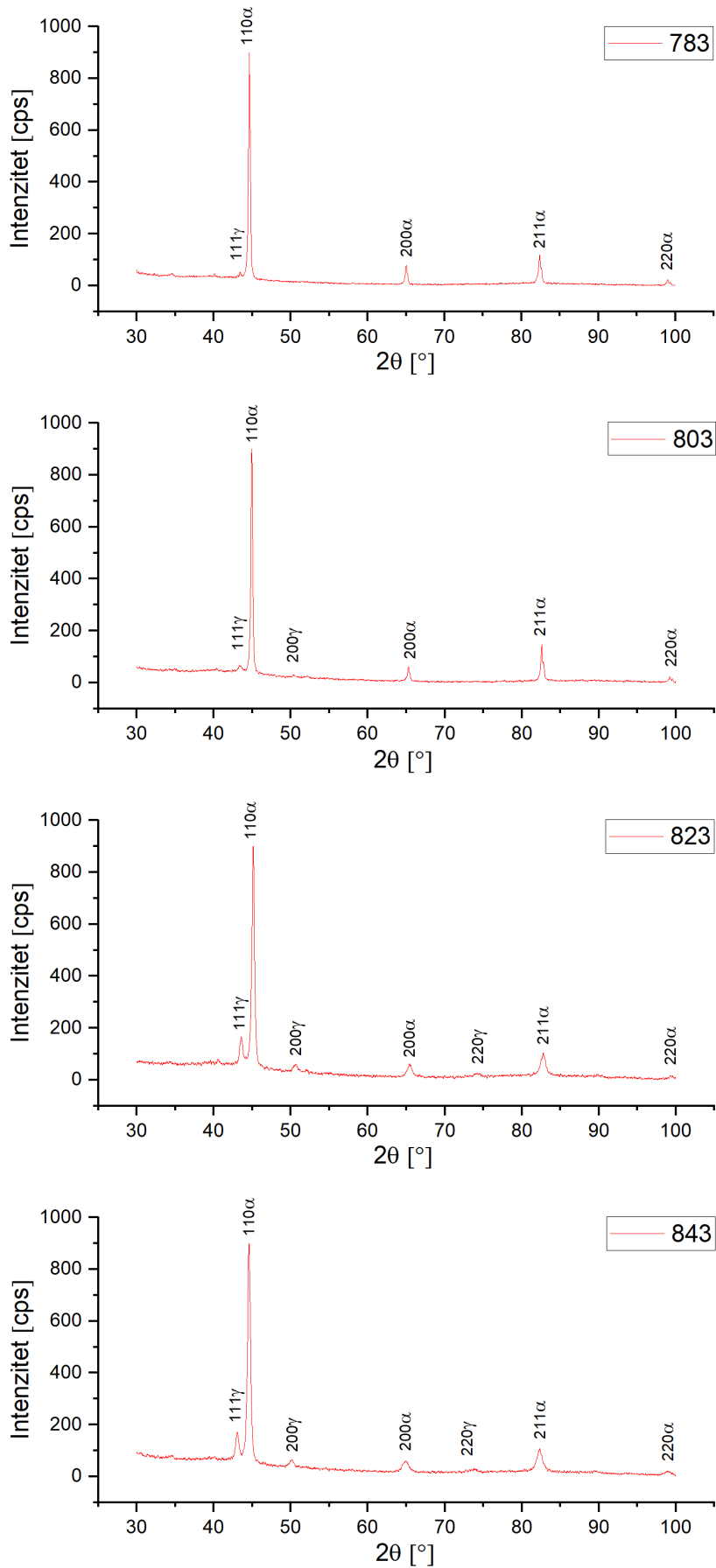
Na osnovu prikazanih XRD difraktograma za svaki ADI materijal je izračunata vrednost zapreminskog udela zadržanog austenita  $V_{\gamma}$  [%], sadržaja ugljenika u zadržanom austenitu  $C_{\gamma}$  [%] i zapreminski udeo austenitnog ugljenika  $V_{\gamma}C_{\gamma}$  [%] u mikrostrukturi [170], tabela 3.4.

**Tabela 3.4** Prikaz rezultata XRD merenja ADI materijala

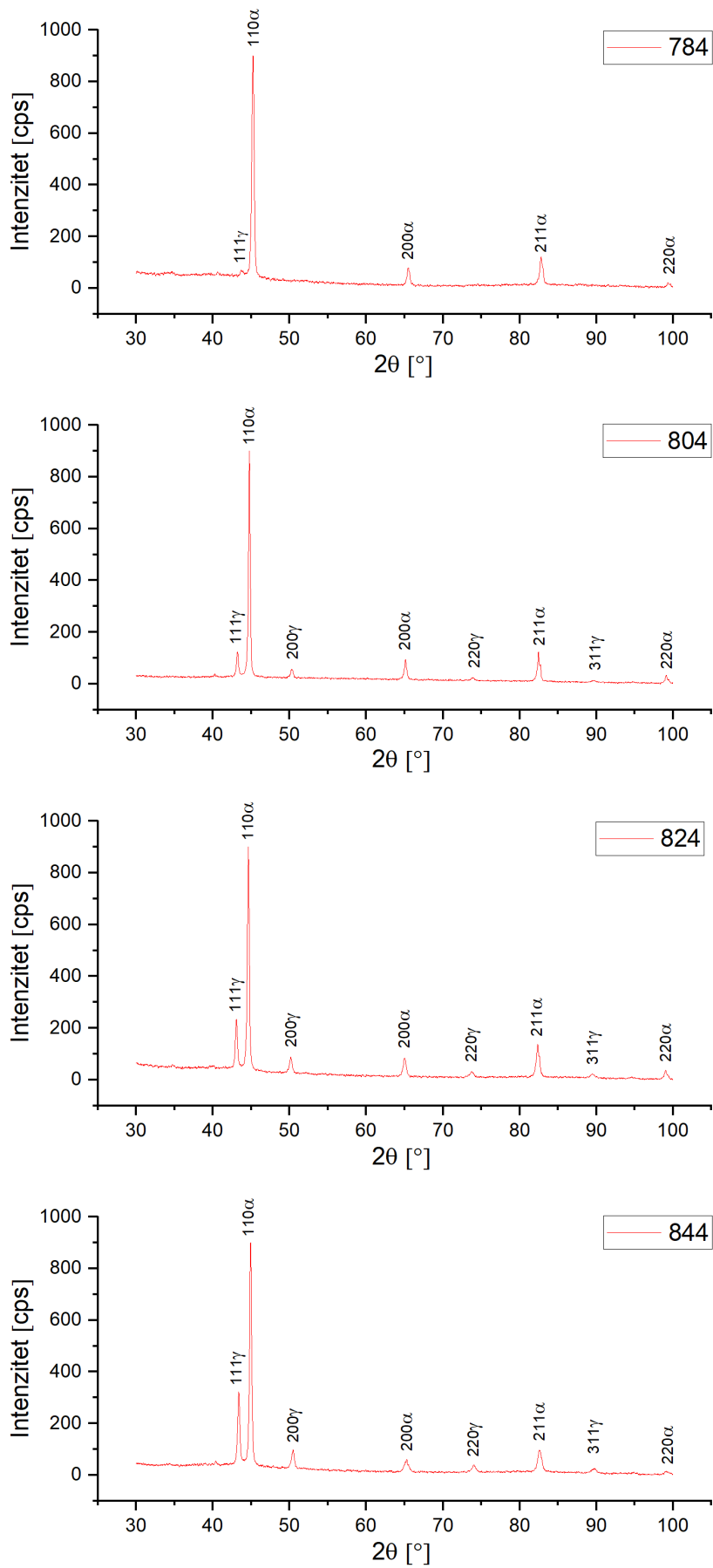
Uzorak	Zapreminski udeo zadržanog austenita, $V_{\gamma}$ [%]	Sadržaj ugljenika u zadržanom austenitu, $C_{\gamma}$ [%]	Zapreminski udeo austenitnog ugljenika, $V_{\gamma}C_{\gamma}$ [%]
903	18,73	2,091	0,392
843	9,47	2,045	0,194
823	7,82	2,002	0,157
803	3,75	1,964	0,074
783	1,98	1,864	0,037
904	31,80	1,864	0,593
844	27,18	1,827	0,497
824	21,51	1,716	0,369
804	10,86	1,752	0,190
784	4,12	1,636	0,067



**Slika 3.7** Difraktogrami za konvencionalne ADI materijale izotermno transformisane na 300 i 400 °C



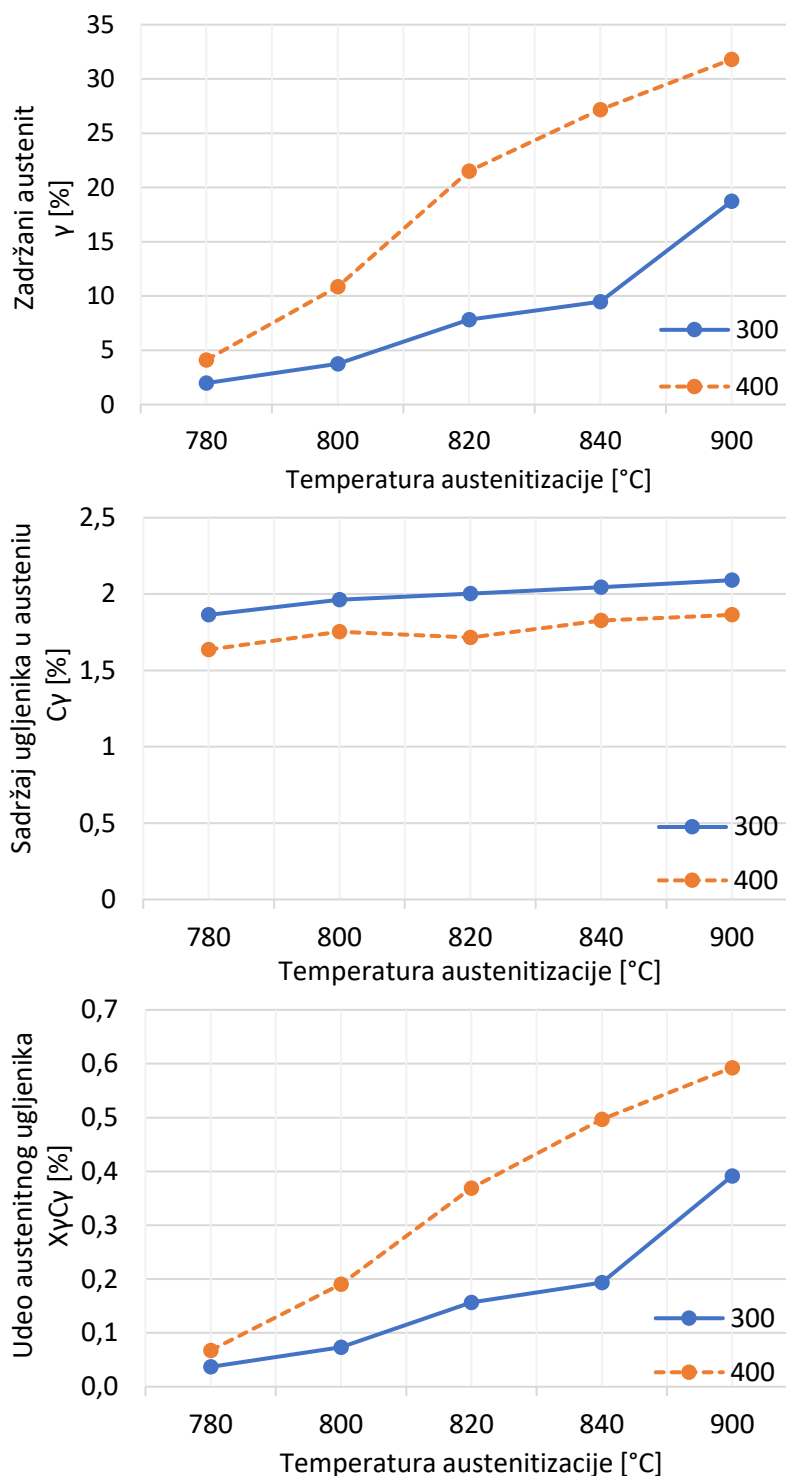
**Slika 3.8** Difraktogrami za DP-ADI materijale izotermno transformisane na 300 °C



**Slika 3.9** Difraktogrami za DP-ADI materijale izotermno transformisane na 400 °C

### Poređenje rezultata rendgenostrukturne analize

Promena količine zadržanog austenita  $V_\gamma$ , sadržaja ugljenika u zadržanom austenitu  $C_\gamma$ , i zapreminskog udela austenitnog ugljenika  $X_\gamma C_\gamma$  u metalnoj osnovi u zavisnosti od temperature austenitizacije i izotermne transformacije data je tabelarno (tabela 3.4) i prikazana u vidu dijagrama (slika 3.10).



**Slika 3.10** Promena količine zadržanog austenita, sadržaja ugljenika u zadržanom austenitu, i zapreminskog udela austenitnog ugljenika u zavisnosti od temperature termičkog tretmana



### 3.3 Mehaničke osobine

#### 3.3.1 Tvrdóća

##### *Tvrdoća nodularnog liva*

Rezultati ispitivanja tvrdoće polaznog materijala, odnosno nodularnog liva su dati u tabeli 3.5. Vrednosti rezultata tvrdoće su približno iste, a rasipanje rezultata je malo.

**Tabela 3.5** Rezultati ispitivanja tvrdoće nodularnog liva

Materijal	Uzorak	Tvrdoća HV10	HB2,5/187,5
Nodularni liv	1	151	149
	2	149	154
	3	152	151
	4	150	153
	5	151	152
	<b>Srednja vrednost</b>	<b>151</b>	<b>152</b>
	<b>Standardna devijacija</b>	<b>1,0</b>	<b>1,7</b>

##### *Tvrdoća konvencionalnog ADI materijala*

Rezultati ispitivanja tvrdoće konvencionalnih ADI materijala austenitizovanih na 900 °C i izotermno transformisanih na 300 i 400 °C su dati u tabeli 3.6. Prikazani rezultati se odnose na uslove ispitivanja u suvom stanju i u vodi.

**Tabela 3.6** Rezultati ispitivanja tvrdoće konvencionalnog ADI materijala

Materijal	Uzorak	Tvrdoća HV10	
		U suvom stanju	U vodi
ADI 903	1	399	396
	2	401	398
	3	397	396
	4	404	393
	5	401	393
	<b>Srednja vrednost</b>	<b>400</b>	<b>395</b>
	<b>Standardna devijacija</b>	<b>2,3</b>	<b>1,8</b>
<b>P parametar</b>	<b>0,009 *</b>		
ADI 904	1	357	358
	2	357	357
	3	359	357
	4	360	357
	5	357	355
	<b>Srednja vrednost</b>	<b>357</b>	<b>357</b>
	<b>Standardna devijacija</b>	<b>1,5</b>	<b>0,9</b>
<b>P parametar</b>	<b>0,185</b>		

\*  $P < 0,05$  označava statistički značajnu razliku u odnosu na rezultate ispitivanja u suvom stanju

U svakoj grupi uzoraka vrednosti rezultata su ujednačene uz malo rasipanje. Ipak, kod uzorka ADI 903, utvrđena je vrednost P parametra ANOVA testa koja ukazuje signifikantan uticaj vode na pad tvrdoće.

### **Tvrdoća dvofaznog ADI materijala**

U tabeli 3.7 prikazani su rezultatu merenja tvrdoće dvofaznog ADI materijala izotermno transformisanog na 300 °C. Rezultati ispitivanja uzoraka u suvom stanju i u vodi su približno iste. Vrednost P parametra ANOVA testa ne ukazuje na značajan uticaj vode na tvrdoću dvofaznog ADI materijala. Najmanje vrednosti tvrdoće kao i najmanje rasipanje rezultata merenja imaju uzorci austenitizovani na 780 °C. Daljim povećanjem temperature austenitizacije tvrdoća se povećava da bi se najviše vrednosti dostigle na 840 °C. Takođe sa porastom temperature austenitizacije, odnosno tvrdoće, postoji i blagi trend povećanja rasipanja rezultata merenja koji iznose do  $\pm 1,26\%$  ( $\pm 4,9$  HV10).

**Tabela 3.7** Rezultati ispitivanja tvrdoće dvofaznog ADI materijala izotermno transformisanog na 300 °C

Materijal	Uzorak	Tvrdoća HV10	
		U suvom stanju	U vodi
783	1	323	320
	2	322	322
	3	318	321
	4	318	316
	5	322	315
	<b>Srednja vrednost</b>	<b>320</b>	<b>319</b>
	<b>Standardna devijacija</b>	2,1	2,6
	<b>P parametar</b>	0,349	
803	1	339	347
	2	334	343
	3	341	337
	4	339	342
	5	347	343
	<b>Srednja vrednost</b>	<b>340</b>	<b>343</b>
	<b>Standardna devijacija</b>	4,2	3,5
	<b>P parametar</b>	0,364	
823	1	365	374
	2	359	368
	3	367	370
	4	355	367
	5	367	360
	<b>Srednja vrednost</b>	<b>363</b>	<b>368</b>
	<b>Standardna devijacija</b>	4,5	4,4
	<b>P parametar</b>	0,142	
843	1	391	390
	2	388	390
	3	379	398
	4	391	386
	5	390	383
	<b>Srednja vrednost</b>	<b>388</b>	<b>389</b>
	<b>Standardna devijacija</b>	4,5	4,9
	<b>P parametar</b>	0,678	

Rezultati ispitivanja tvrdoće dvofaznog ADI materijala u suvom stanju i u vodi izotermno transformisanog na 400 °C su prikazani u tabeli 3.8. Kao i kod uzoraka izotermno transformisanih na 300 °C vrednosti tvrdoće su najniže na temperaturi austenitizacije 780 °C. Porastom temperature austenitizacije povećavaju se i vrednosti tvrdoće. Vrednosti izmerenih tvrdoća za svaku grupu uzoraka su dosta ujednačene. Najmanje rasipanje rezultata je uočeno kod uzorka 844, a najveće kod 804 i iznosi manje od  $\pm 1,1\%$  ( $\pm 3,5$  HV10). Vrednost P parametra ne ukazuju na uticaj vode na promenu vrednosti tvrdoće ni kod jednog uzorka.

**Tabela 3.8** Rezultati ispitivanja tvrdoće dvofaznog ADI materijala izotermno transformisanog na 400 °C

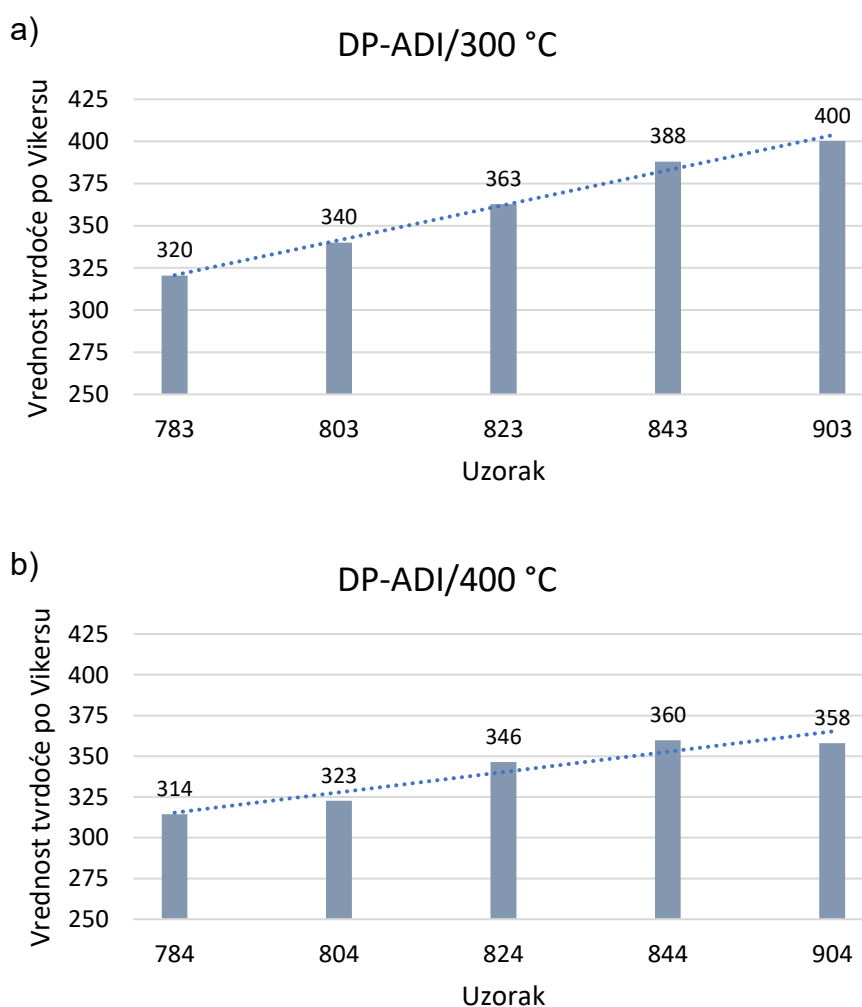
Materijal	Uzorak	Tvrdoća HV10	
		U suvom stanju	U vodi
784	1	313	309
	2	313	311
	3	316	312
	4	317	316
	5	314	314
	<b>Srednja vrednost</b>	<b>314</b>	<b>312</b>
	<b>Standardna devijacija</b>	1,5	2,4
	<b>P parametar</b>	0,193	
804	1	318	316
	2	319	322
	3	327	318
	4	325	324
	5	324	325
	<b>Srednja vrednost</b>	<b>323</b>	<b>321</b>
	<b>Standardna devijacija</b>	3,5	3,3
	<b>P parametar</b>	0,473	
824	1	350	346
	2	348	338
	3	346	342
	4	344	346
	5	345	345
	<b>Srednja vrednost</b>	<b>346</b>	<b>343</b>
	<b>Standardna devijacija</b>	2,3	3,2
	<b>P parametar</b>	0,159	
844	1	362	359
	2	360	359
	3	358	357
	4	358	359
	5	362	362
	<b>Srednja vrednost</b>	<b>360</b>	<b>359</b>
	<b>Standardna devijacija</b>	1,6	1,4
	<b>P parametar</b>	0,520	

### Poređenje rezultata tvrdoće

Grafički prikaz rezultata merenja tvrdoće dvofaznog i konvencionalnog ADI materijala su prikazani na slici 3.11.

Tendencija porasta tvrdoće u zavisnosti od porasta temperature austenitizacije je izraženija kod uzoraka izotermno transformisanih na 300 °C, slika 3.11a. Porast tvrdoće ima približno linearni trend. Najveću vrednost tvrdoće ima konvencionalni ADI-903 materijal.

Tvrdoće uzoraka izotermno transformisanih na 400 °C prikazani su na slici 3.11b. Porast tvrdoće takođe je vezan za porast temperature austenitizacije. Međutim, srednje vrednosti nemaju izraženu linearnu zavisnost, pri čemu su vrednosti tvrdoće uzoraka dvofaznog 844 i konvencionalnog ADI materijala 904 približno iste.



**Slika 3.11** Grafički prikaz rezultata merenja tvrdoće dvofaznog i konvencionalnog ADI materijala izotermno transformisanog na: a) 300 °C; b) 400 °C

### 3.3.2 Zatezne karakteristike

#### Zatezne karakteristike nodularnog liva

Zatezne karakteristike polaznog materijala su date u tabeli 3.9.

**Tabela 3.9** Rezultati ispitivanja nodularnog liva

Materijal	Sredina ispitivanja	Epruveta 1	Epruveta 2	Epruveta 3	Srednja vrednost	Standardna devijacija	
NL	Suvo	Napon tečenja $R_{p0,2}$ [MPa]					
		338	328	337	<b>334</b>	4,8	
		Zatezna čvrstoća $R_m$ [MPa]					
		463	458	461	<b>461</b>	2,1	
		Izduženje A [%]					
		18,4	17,0	18,6	<b>18,0</b>	0,7	

#### Zatezne karakteristike konvencionalnog ADI materijala

Rezultati ispitivanja zatezanjem ADI materijala su predstavljeni tabelarno i pomoću dijagrama za svaku zateznu karakteristiku zasebno (konvencionalni napon tečenja  $R_{p0,2\%}$ , zatezna čvrstoća  $R_m$  i izduženje A), u tabelama od 3.10 do 3.12 i dijagramima od 3.12 do 3.14. U svakoj tabeli su navedeni: rezultati merenja, srednja vrednost, standardna devijacija, P parametar ANOVA testa i procentualno smanjenje u odnosu na ispitivanje u suvom stanju.

Rezultati ispitivanja **napona tečenja** i vrednosti statističke obrade u zavisnosti od sredine ispitivanja i vrste konvencionalnog ADI materijala prikazani su u tabeli 3.10.

Kod obe grupe uzoraka dolazi do malog pada napona tečenja sa povećanjem udela vode u ispitnoj tečnosti. U slučaju ADI austemperovanog na 300 °C i ispitivanog u vodi, lom je nastao u oblasti elastičnih deformacija ispod očekivane vrednosti napona tečenja. Kod svih drugih uzoraka lom je nastao nakon dostizanja napona tečenja, odnosno u plastičnoj oblasti. Statistički značajnu razliku u odnosu na ispitivanje epruveta u suvom stanju ima ADI 903 ispitivan u destilovanoj vodi i ADI 904 materijali ispitani u destilovanoj vodi i rastvoru sa 10% vode.

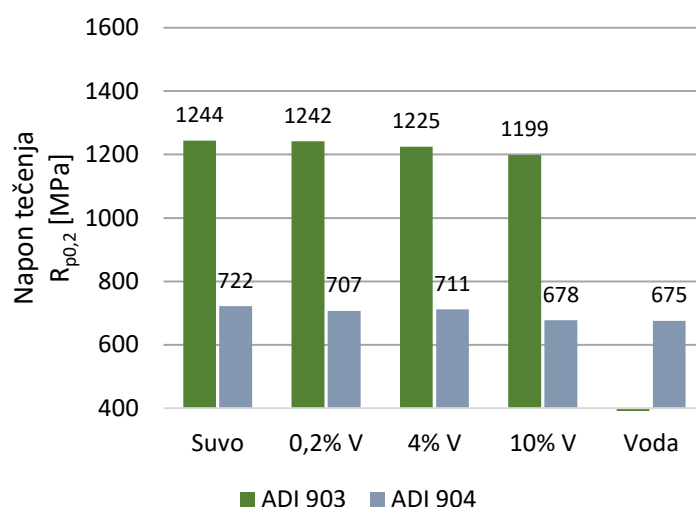
**Tabela 3.10** Rezultati ispitivanja napona tečenja konvencionalnog ADI materijala

Materijal	Sredina ispitivanja	Napon tečenja $R_{p0,2}$ [MPa]			Srednja vrednost [MPa]	Standardna devijacija [MPa]	P parametar	Smanjenje $R_{p0,2}$ [%]
		Epruveta 1	Epruveta 2	Epruveta 3				
ADI 903	Suvo	1177	1290	1266	<b>1244</b>	49	-	
	0,2% Voda	1256	1227	1241	<b>1242</b>	12	0,9844	0,2
	4% Voda	1199	1266	1209	<b>1225</b>	29	0,6488	1,5
	10% Voda	1161	1228	1208	<b>1199</b>	28	0,3165	3,6
	Voda	**					<b><math>3 \times 10^{-6}</math></b> *	100
ADI 904	Suvo	715	740	712	<b>722</b>	13	-	
	0,2% Voda	696	702	723	<b>707</b>	12	0,2706	2,1
	4% Voda	692	714	728	<b>711</b>	15	0,4676	1,5
	10% Voda	662	694	677	<b>678</b>	13	<b>0,0248</b> *	6,1
	Voda	682	675	668	<b>675</b>	6	<b>0,0083</b> *	6,5

\*  $P < 0,05$  označava statistički značajnu razliku u odnosu na rezultate ispitivanja u suvom stanju

\*\* Lom u oblasti elastičnih deformacija

U dijagramu na slici 3.12 su prikazane uporedne srednje vrednosti rezultata za ADI 903 i ADI 904 za iste uslove ispitivanja. Uočava se da je ADI 903 otporniji na uticaj vode tokom ispitivanja napona tečenja u odnosu na ADI 904.



**Slika 3.12** Dijagram napona tečenja ADI materijala ispitanih u suvom stanju i u različitim koncentracijama destilovane vode

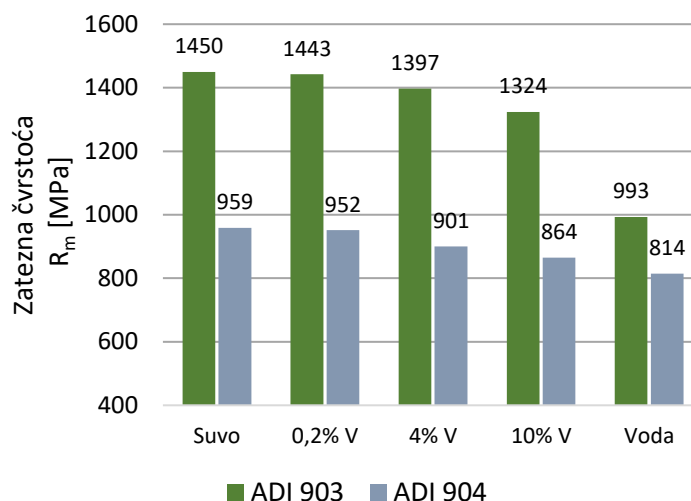
Rezultati ispitivanja **zatezne čvrstoće** za konvencionalni ADI materijal su prikazani u tabeli 3.11. Statistički značajnu razliku u odnosu na ispitivanje epruveta u suvom stanju imaju oba ADI materijala u svim sredinama ispitivanja osim u rastvoru sa 0,2% destilovane vode. Kod ADI 903 sa povećanjem koncentracije vode u ispitnoj tečnosti povećava se i vrednost rasipanja rezultata merenja, što nije slučaj kod ADI 904. Najveća vrednost rasipanja je uočena kod ADI 903 ispitivanog u vodi.

**Tabela 3.11** Rezultati ispitivanja zatezna čvrstoće konvencionalnog ADI materijala

Materijal	Sredina ispitivanja	Zatezna čvrstoća $R_m$ [MPa]			Srednja vrednost [MPa]	Standardna devijacija [MPa]	P parametar	Smanjenje $R_m$ [%]
		Epruveta 1	Epruveta 2	Epruveta 3				
ADI 903	Suvo	1449	1455	1447	1450	3	-	
	0,2% Voda	1437	1442	1449	1443	5	0,1144	0,5
	4% Voda	1415	1391	1386	1397	12	0,0040 *	3,7
	10% Voda	1338	1289	1344	1324	25	0,0020 *	8,7
	Voda	927	981	1072	993	60	0,0004 *	31,5
ADI 904	Suvo	945	980	952	959	15	-	
	0,2% Voda	962	932	961	952	14	0,6422	0,7
	4% Voda	908	903	891	901	7	0,0078 *	6,0
	10% Voda	838	894	862	864	23	0,0081 *	9,9
	Voda	815	807	821	814	6	0,0002 *	15,1

\*  $P < 0,05$  označava statistički značajnu razliku u odnosu na rezultate ispitivanja u suvom stanju

Iz dijagrama prikazanog na slici 3.13 i tabele 3.11, primetno je da vrednosti zatezne čvrstoće materijala ADI 903 procentualno manje opadaju pri koncentracijama vode od 0,2; 4 i 10% u odnosu na ADI 904. Drastičan pad zatezne čvrstoće materijal ADI 903 i veći od ADI 904 se dešava pri ispitivanju u 100% vodi. Pored toga, pad zatezne čvrstoće sa porastom koncentracije vode je izraženiji nego u slučaju napona tečenja gde je smanjenje minimalno i značajno samo za 100% vode kod ADI 903 i za 10% i 100% vode kod ADI 904.



**Slika 3.13** Dijagram zatezne čvrstoće ADI materijala ispitanih u suvom stanju i u različitim koncentracijama destilovane vode

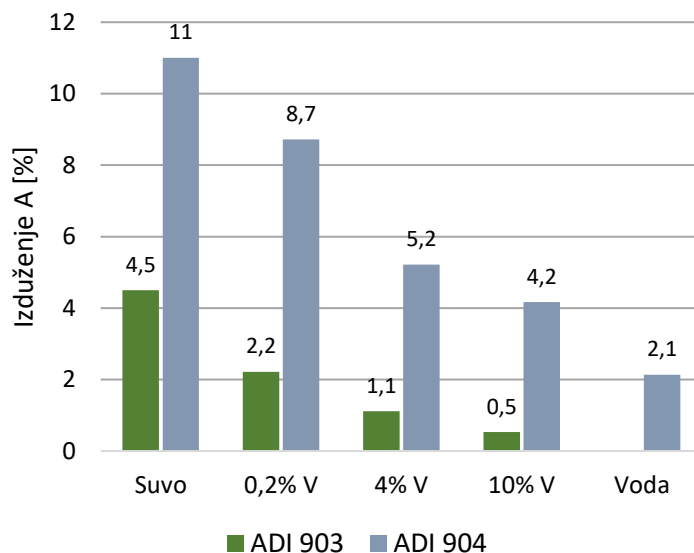
U tabeli 3.12 su prikazane vrednosti ispitivanja **izduženja** konvencionalnog ADI materijala. Kod epruveta ADI austemperovanog na 300 °C i ispitanih u vodi lom je nastao u oblasti elastičnih deformacija i nije bilo moguće odrediti ukupno izduženje nakon loma. Statistički značajnu razliku u odnosu na ispitivanje epruveta u suvom stanju imaju oba ADI materijala u svim sredinama ispitivanja osim materijala ADI 903 ispitivanog u rastvoru sa 0,2% destilovane vode.

**Tabela 3.12** Rezultati ispitivanja izduženja konvencionalnog ADI materijala

Materijal	Sredina ispitivanja	Izduženje A [%]			Srednja vrednost [%]	Standardna devijacija [%]	P parametar	Smanjenje A [%]
		Epruveta 1	Epruveta 2	Epruveta 3				
ADI 903	Suvo	4,8	3,9	4,7	<b>4,5</b>	0,4		-
	0,2% Voda	2,2	2,15	2,3	<b>2,2</b>	0,1	<b>0,0015 *</b>	51,1
	4% Voda	1,5	0,85	1,0	<b>1,1</b>	0,3	<b>0,0006 *</b>	75,6
	10% Voda	0,75	0,25	0,6	<b>0,5</b>	0,2	<b>0,0003 *</b>	88,9
	Voda	**					<b>9x10<sup>-5</sup> *</b>	100
ADI 904	Suvo	10,9	12,2	11,3	<b>11,5</b>	0,5		-
	0,2% Voda	10,7	6,9	8,55	<b>8,7</b>	1,6	0,0777	24,3
	4% Voda	6,2	5,1	4,35	<b>5,2</b>	0,8	<b>0,0007 *</b>	54,8
	10% Voda	3,85	4,75	3,9	<b>4,2</b>	0,4	<b>0,0001 *</b>	63,5
	Voda	2,4	1,9	2,1	<b>2,1</b>	0,2	<b>2x10<sup>-5</sup> *</b>	81,7

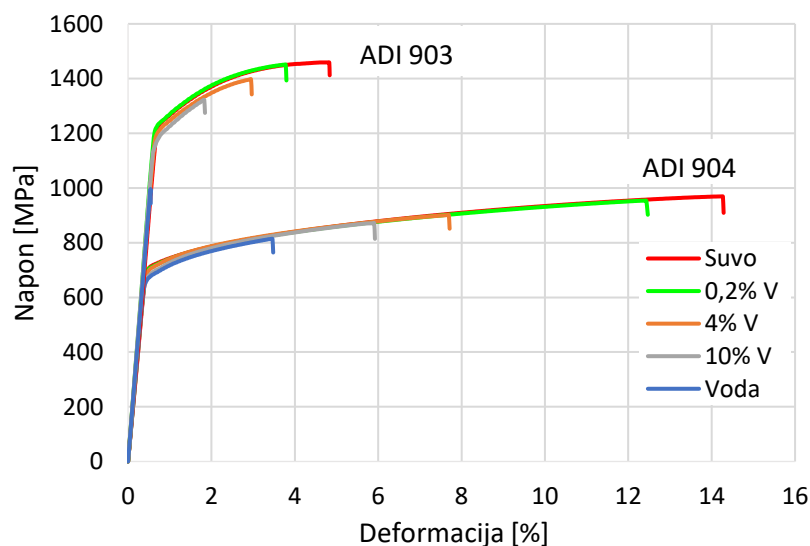
\*  $P < 0,05$  označava statistički značajnu razliku u odnosu na rezultate ispitivanja u suvom stanju  
 \*\* Lom u oblasti elastičnih deformacija

Sa dijagrama prikazanog na slici 3.14 jasno je uočljiva tendencija izrazitog smanjenja izduženja sa porastom koncentracije destilovane vode. Izraziti pad vrednosti je prisutan kod oba ADI materijala i iznosi 51,1; 75,6; 88,9 i 100% sa porastom koncentracije vode za ADI 903 odnosno 24,3; 54,8; 63,5 i 81,7% za ADI 904. Plastična deformacija nije prisutna samo kod uzoraka ADI 903 ispitivanog u destilovanoj vodi koji se potpuno krto lomi, bez merljivog izduženja.



**Slika 3.14** Dijagram izduženja ADI materijala ispitanih u suvom stanju i u različitim koncentracijama destilovane vode

Karakteristične krive napon-deformacija za svaki od uslova ispitivanja su prikazane na slici 3.15. Sve krive imaju identičan trend, odnosno krive nastale ispitivanjem u različitim procentima vode i u suvom stanju se poklapaju do tačke nastanka loma. ADI 903 ima višu čvrstoću sa manjim izduženjem, dok ADI 400 ima nižu čvrstoću sa većim izduženjem. Kod svih uzoraka lom nastaje u oblasti plastične deformacije, osim u slučaju ispitivanja ADI 903 u vodi kod koga lom nastaje tokom elastične deformacije.



**Slika 3.15** Prikaz karakterističnih krivih napon-deformacija za konvencionalne ADI materijale 903 i 904



### Zatezne karakteristike dvofaznog ADI materijala

Vrednosti ispitivanja zateznih karakteristika dvofaznih ADI materijala izotermno transformisanih na 300 i 400 °C su prikazani u tabelama od 3.13 do 3.18 i dijagramima od 3.16 do 3.23.

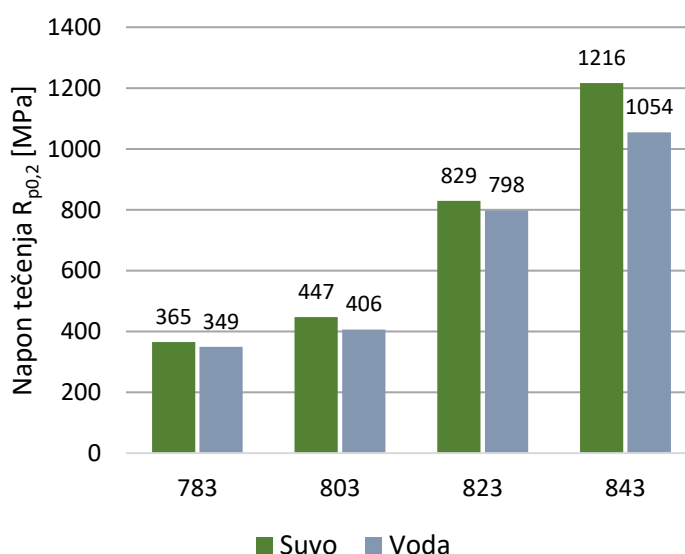
U tabeli 3.13 prikazani su rezultati ispitivanja **napona tečenja** dvofaznog ADI materijala izotermno transformisanog na 300 °C u suvom stanju i u destilovanoj vodi. Najveće rasipanje rezultata je zabeleženo kod uzoraka 823 pri ispitivanju u vodi. Kod epruveta 1 i 3 uzorka 843 ispitano u vodi lom je nastao u oblasti elastičnih deformacija ispod vrednosti napona tečenja. Usled toga upotrebljene su vrednosti napona pri lomu za statističku obradu. Rezultat je pokazao da je pad signifikantan.

Kod obe sredine ispitivanja napon tečenja se povećava sa povećanjem temperature austenitizacije, slika 3.16. Pad srednjih vrednosti napona tečenja je prisutan kod svih uzoraka ispitanih u vodi. Najmanja razlika izmerenih vrednosti u zavisnosti od sredine ispitivanja ima uzorak 783, dok je najveća razlika kod uzorka 843.

**Tabela 3.13** Rezultati ispitivanja napona tečenja dvofaznog ADI materijala izotermno transformisanog na 300 °C

Materijal	Sredina ispitivanja	Napon tečenja $R_{p0,2}$ [MPa]			Srednja vrednost [MPa]	Standardna devijacija [MPa]	P parametar	Smanjenje $R_{p0,2}$ [%]
		Epruveta 1	Epruveta 2	Epruveta 3				
783	Suvo	360,1	372,0	363,5	<b>365</b>	5,00	0,0702	4,4
	Voda	349,2	339,8	358,7	<b>349</b>	7,73		
803	Suvo	471,4	421,7	449,2	<b>447</b>	20,34	0,1654	9,2
	Voda	375,9	443,0	399,7	<b>406</b>	27,81		
823	Suvo	889,8	759,6	837,5	<b>829</b>	53,50	0,6533	3,7
	Voda	778,5	720,9	894,9	<b>798</b>	72,36		
843	Suvo	1269,9	1150,1	1228	<b>1216</b>	49,63	<b>0,0109 *</b>	11,9
	Voda	1050,1	1070,8	1039,8	<b>1054</b>	12,89		

\*  $P < 0,05$  označava statistički značajnu razliku u odnosu na rezultate ispitivanja u suvom stanju



**Slika 3.16** Dijagram napona tečenja uzoraka dvofaznog ADI materijala izotermno transformisanih na 300 °C ispitanih u suvom stanju i u vodi

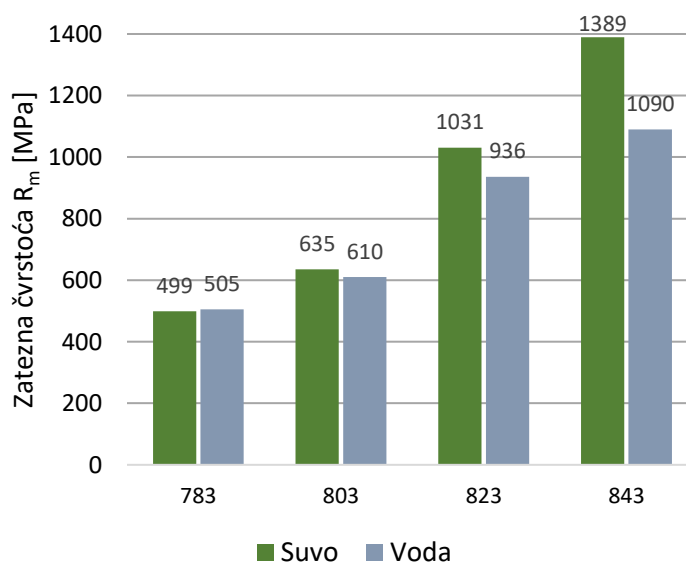
Rezultati ispitivanja **zatezne čvrstoće** za dvofazni ADI materijal su prikazani u tabeli 3.14. I u ovom slučaju, povećanjem temperature austenitizacije povećavaju se i vrednosti zatezne čvrstoće. Rasipanje rezultata merenja su nešto veća kod uzoraka ispitanih u vodi (približno 10÷30%), a najveće rasipanje je prisutno kod uzorka 803 ispitano u vodi. Statistički značajnu razliku u odnosu na ispitivanje epruveta u suvom stanju ima uzorak 843.

**Tabela 3.14** Rezultati ispitivanja zatezne čvrstoće dvofaznog ADI materijala izotermno transformisanog na 300 °C

Materijal	Sredina ispitivanja	Zatezna čvrstoća $R_m$ [MPa]			Srednja vrednost [MPa]	Standardna devijacija [MPa]	P parametar	Smanjenje $R_m$ [%]
		Epruveta 1	Epruveta 2	Epruveta 3				
783	Suvo	486,5	517,0	492,2	<b>499</b>	13,22	0,6683	-1,4 **
	Voda	495,9	491,9	528,5	<b>505</b>	16,40		
803	Suvo	666,2	571,2	668,5	<b>635</b>	45,34	0,6825	4,0
	Voda	561,1	705,4	563,4	<b>610</b>	67,46		
823	Suvo	1085,5	966,3	1040,6	<b>1031</b>	49,16	0,1722	9,2
	Voda	847,4	966,0	995,2	<b>936</b>	63,89		
843	Suvo	1447,4	1318,1	1402,0	<b>1389</b>	53,54	<b>0,0070 *</b>	21,5
	Voda	1050,1	1179,8	1039,8	<b>1090</b>	63,71		

\*  $P < 0,05$  označava statistički značajnu razliku u odnosu na rezultate ispitivanja u suvom stanju  
 \*\* povećanje vrednosti

Na slici 3.17 prikazan je dijagram promene vrednosti zatezne čvrstoće. Kod uzorka 783 vrednosti izmerene tokom ispitivanja u vodi su neznatno veće od vrednosti izmerenih ispitivanjem u suvom stanju. Daljim porastom temperature austenitizacije kod svih preostalih uzoraka srednje vrednosti  $R_m$  u vodi su manje od vrednosti ispitivanja u suvom stanju. Takođe, povećanjem temperature austenitizacije se povećava i razlika (pad) vrednosti između ispitivanja u vodi i u suvom stanju. Najveći pad je zabeležen kod uzorka 843 i iznosi 21,5%.



**Slika 3.17** Dijagram zatezne čvrstoće uzorka dvofaznog ADI materijala izotermno transformisanih na 300 °C ispitanih u suvom stanju i u vodi

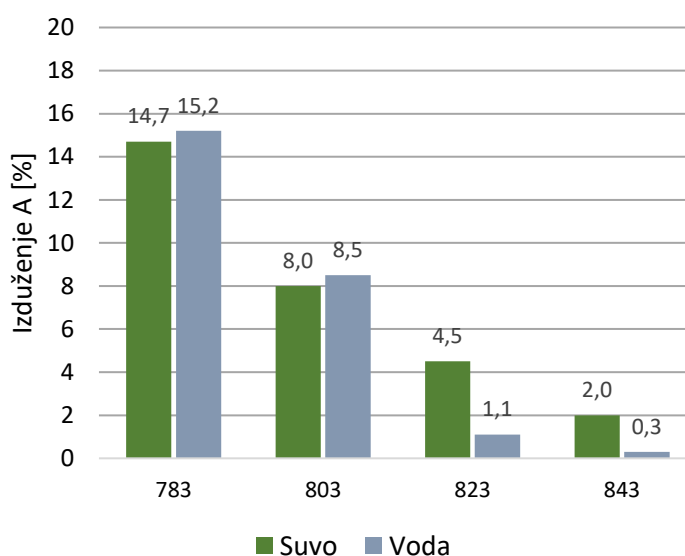
Vrednosti rezultata **izduženja** dvofaznog ADI materijala su prikazani u tabeli 3.15. Vrednosti izduženja izrazito opadaju sa porastom temperature austenitizacije. Pad vrednosti izduženja za uzorak 843 u odnosu na uzorak 783 ispitan u suvom stanju iznosi preko sedam puta (sa 14,7 na 2%), dok za iste uzorke ispitan u vodi taj pad iznosi i preko 50 puta (sa 15,2 na 0,3%). Najveće rasipanje rezultata je prisutno kod uzorka 803 pri ispitivanju u vodi. Takođe, uzorak 803 ima i veliko rasipanje rezultata u suvom stanju. Vrednosti P parametra ukazuju da je uticaj vode značajan kod uzoraka 823 i 843.

**Tabela 3.15** Rezultati ispitivanja izduženja dvofaznog ADI materijala izotermno transformisanog na 300 °C

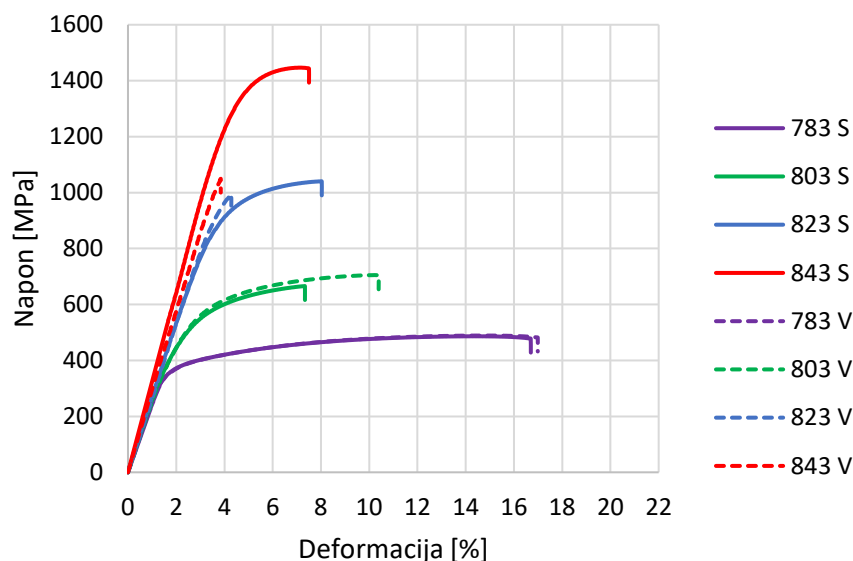
Materijal	Sredina ispitivanja	Izduženje A [%]			Srednja vrednost [%]	Standardna devijacija [%]	P parametar	Smanjenje A [%]
		Epruveta 1	Epruveta 2	Epruveta 3				
783	Suvo	15,40	13,80	15,00	14,7	0,68	0,7468	-2,9 **
	Voda	15,30	17,10	13,10	15,2	1,64		
803	Suvo	4,50	10,40	9,00	8,0	2,52	0,8773	-6,7 **
	Voda	13,60	7,55	4,35	8,5	3,84		
823	Suvo	4,65	4,80	4,05	4,5	0,32	0,0045 *	75,2
	Voda	0,60	2,20	0,55	1,1	0,77		
843	Suvo	3,00	1,20	1,80	2,0	0,75	0,0355 *	86,7
	Voda	0,15	0,60	0,05	0,3	0,24		

\*  $P < 0,05$  označava statistički značajnu razliku u odnosu na rezultate ispitivanja u suvom stanju  
 \*\* povećanje vrednosti

Sa dijagrama prikazanog na slici 3.18 primetno je da uzorci 783 i 803 imaju veće vrednosti izduženja pri ispitivanju u vodi, dok uzorci 823 i 843 su osetljivi na uticaj vode i imaju izražen pad izduženja.



**Slika 3.18** Dijagram izduženja uzoraka dvofaznog ADI materijala izotermno transformisanih na 300 °C ispitanih u suvom stanju i u vodi



**Slika 3.19** Prikaz karakterističnih krivih napon-deformacija za dvofazne ADI materijale, izotermno transformisane na 300 °C, ispitane u suvom stanju i u vodi

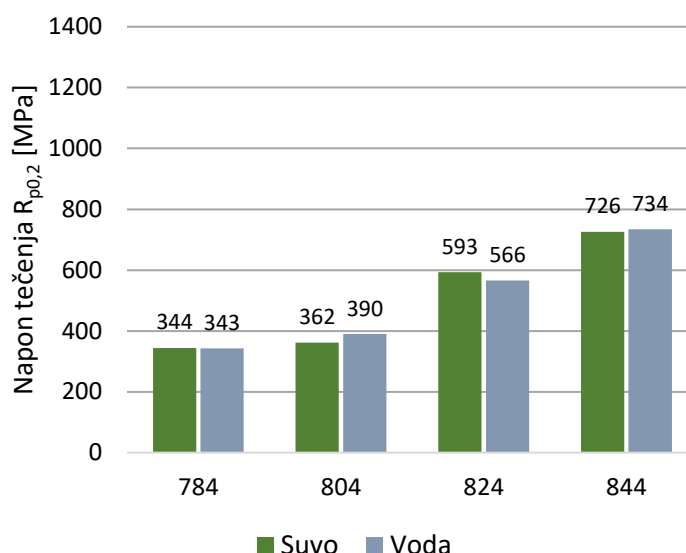
Vrednosti **napona tečenja** dvofaznog ADI materijala izotermno transformisanog na 400 °C su prikazani u tabeli 3.16. Sa porastom temperature austenitizacije povećavaju se i vrednosti napona tečenja. Na nižim temperaturama austenitizacije rezultati ispitivanja su ujednačeni pa je samim tim i rasipanje manje. Na višim temperaturama rasipanje rezultata je više izraženo. Najveće rasipanje je zastupljeno kod uzorka 844 ispitivanog u suvom stanju. Vrednosti P parametra su značajno veće od granice signifikantnosti i pokazuju da voda nema značajan uticaj na vrednosti ispitivanja napona tečenja ni kod jednog uzorka.

**Tabela 3.16** Rezultati ispitivanja napona tečenja dvofaznog ADI materijala izotermno transformisanog na 400 °C

Materijal	Sredina ispitivanja	Napon tečenja $R_{p0,2}$ [MPa]			Srednja vrednost [MPa]	Standardna devijacija [MPa]	P parametar	Smanjenje $R_{p0,2}$ [MPa]
		Epruveta 1	Epruveta 2	Epruveta 3				
784	Suvo	352,1	333,6	347,2	344	7,8	0,8290	0,4
	Voda	346,4	339,2	343,2	343	2,9		
804	Suvo	356,2	369,4	359,3	362	5,6	0,2662	-7,8 **
	Voda	433,2	366,5	370,4	390	30,6		
824	Suvo	563,4	621,9	594,1	593	23,9	0,3328	4,5
	Voda	534,2	569,0	595,4	566	25,0		
844	Suvo	683,6	774,4	721,5	726	37,2	0,8190	-1 **
	Voda	756,1	716,1	728,4	734	16,7		

\*\* povećanje vrednosti

Na slici 3.20 prikazan je dijagram vrednosti napona tečenja za različite temperature austenitizacije i u zavisnosti od sredine ispitivanja. Za iste temperature austenitizacije bez obzira na sredinu ispitivanja vrednosti su približno iste. Porasta vrednosti napona tečenja nije linearan sa promenom temperature austenitizacije. Najmanji porast vrednosti je između uzoraka 784 i 804.



**Slika 3.20** Dijagram napona tečenja uzoraka dvofaznog ADI materijala izotermno transformisanih na 400 °C ispitanih u suvom stanju i u vodi

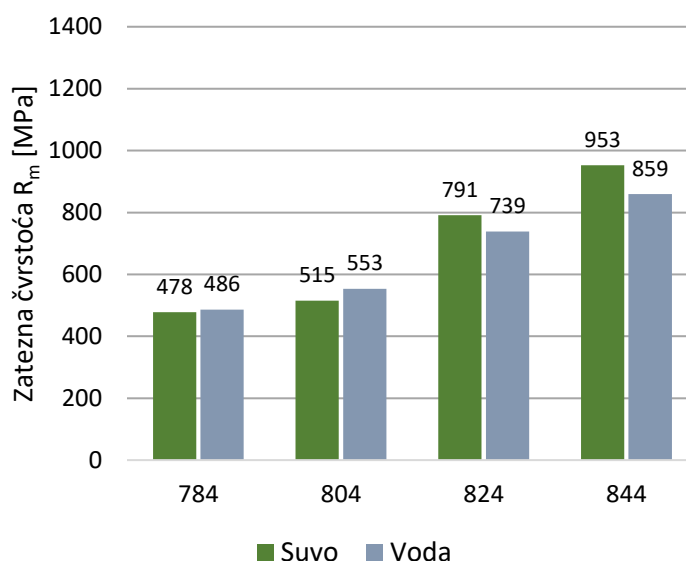
U tabeli 3.17 prikazani su rezultati ispitivanja zatezne čvrstoće uzoraka dvofaznog ADI materijala. Sa porastom temperature austenitizacije povećava se i vrednost zatezne čvrstoće. Na višim temperaturama austenitizacije rasipanje rezultata merenja je više izraženo pri ispitivanju u vodi. Najmanje rasipanje rezultata ima uzorak 784, dok je najveće rasipanje prisutno kod uzorka 804 ispitivanog u vodi. Vrednosti P parametra pokazuje signifikantnost uticaja vode kod uzorka 844, dok kod ostalih uzoraka uticaj vode nije statistički značajan.

**Tabela 3.17** Rezultati ispitivanja zatezne čvrstoće dvofaznog ADI materijala izotermno transformisanog na 400 °C

Materijal	Sredina ispitivanja	Zatezna čvrstoća $R_m$ [MPa]			Srednja vrednost [MPa]	Standardna devijacija [MPa]	P parametar	Smanjenje $R_m$ [MPa]
		Epruveta 1	Epruveta 2	Epruveta 3				
784	Suvo	487,1	467,4	479,8	478	8,2	0,3393	-1,7 **
	Voda	492,5	477,5	488,0				
804	Suvo	511,2	521,4	513,7	515	4,4	0,2177	-7,2 **
	Voda	602,2	519,9	535,6				
824	Suvo	761,9	817,2	793,2	791	22,6	0,1021	6,6
	Voda	701,5	751,4	762,8				
844	Suvo	923,8	985,0	950,9	953	25,0	0,0312 *	9,9
	Voda	892,3	814,8	869,3				

\*  $P < 0,05$  označava statistički značajnu razliku u odnosu na rezultate ispitivanja u suvom stanju  
 \*\* povećanje vrednosti

Sa dijagrama prikazanog na slici 3.21 se vidi različit uticaj vode u zavisnosti od temperature austenitizacije. Na najnižoj temperaturi austenitizacije 780 °C vrednosti zatezne čvrstoće su u obe sredine ispitivanja približno iste. Porastom temperature na 800 °C vrednosti zatezne čvrstoće su veće kod uzoraka ispitanih u vodi. Daljim porastom temperature austenitizacije na 820 i 840 °C vrednosti zatezne čvrstoće ispitivane u vodi postaju niže od vrednosti dobijenih ispitivanjem u suvom stanju.



**Slika 3.21** Dijagram zatezne čvrstoće uzoraka dvofaznog ADI materijala izotermno transformisanih na 400 °C ispitanih u suvom stanju i u vodi

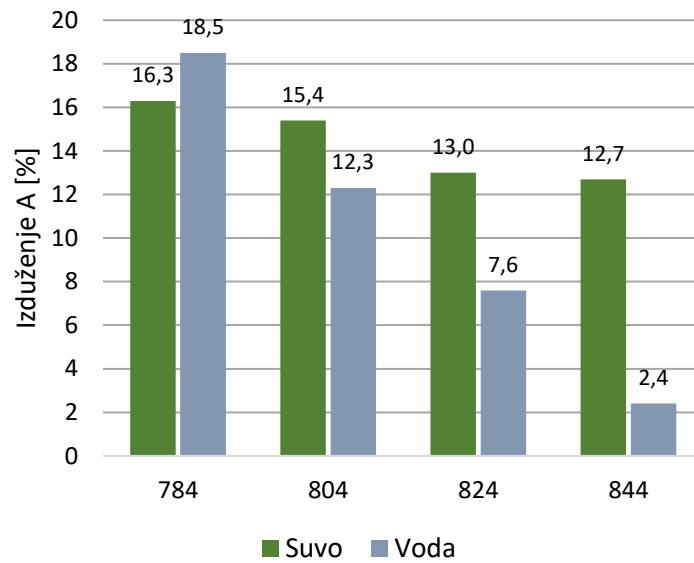
Rezultati ispitivanja izduženja dvofaznog ADI materijala za različite temperature austenitizacije u zavisnosti od sredine ispitivanja prikazani su u tabeli 3.18. Sa porastom temperature austenitizacije vrednosti izduženja opadaju. Rasipanje rezultata je izraženije kod uzoraka ispitanih u vodi i takođe se povećava sa povećanjem temperature austenitizacije. Voda ima najdominantniji uticaj na pad vrednosti izduženja kod uzorka 844. Signifikantnost parametra P je takođe uočena i kod uzorka 824.

**Tabela 3.18** Rezultati ispitivanja izduženja dvofaznog ADI materijala izotermno transformisanog na 400 °C

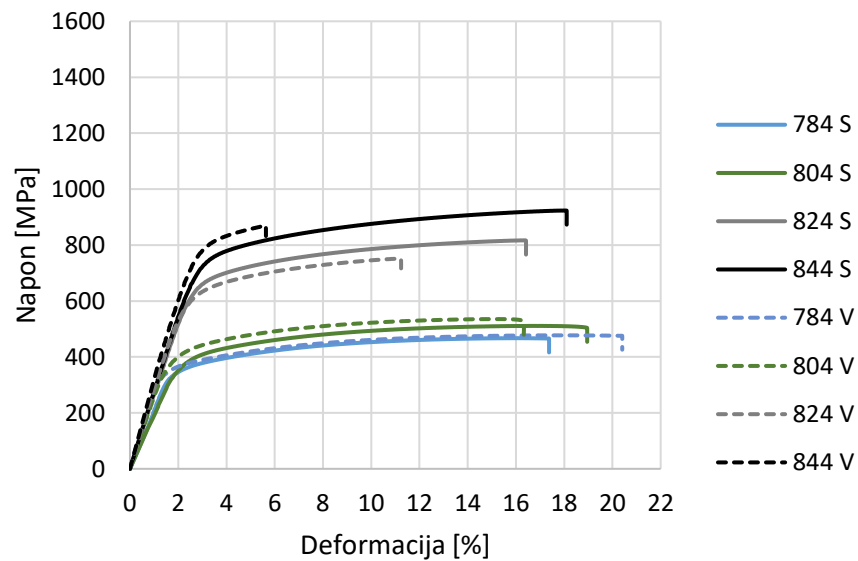
Materijal	Sredina ispitivanja	Izduženje A [%]			Srednja vrednost [%]	Standardna devijacija [%]	P parametar	Smanjenje A [%]
		Epruveta 1	Epruveta 2	Epruveta 3				
784	Suvo	15,85	16,80	16,10	<b>16,3</b>	0,4	0,1936	-13,9 **
	Voda	16,60	21,30	17,65	<b>18,5</b>	2,0		
804	Suvo	16,35	14,60	15,10	<b>15,4</b>	0,7	0,2244	19,9
	Voda	8,20	14,70	14,00	<b>12,3</b>	2,9		
824	Suvo	11,60	13,25	14,20	<b>13,0</b>	1,1	<b>0,0362 *</b>	41,6
	Voda	9,80	8,45	4,55	<b>7,6</b>	2,2		
844	Suvo	11,70	13,15	13,10	<b>12,7</b>	0,7	<b>0,00004 *</b>	81,3
	Voda	2,60	1,80	2,70	<b>2,4</b>	0,4		

\*  $P < 0,05$  označava statistički značajnu razliku u odnosu na rezultate ispitivanja u suvom stanju  
 \*\* povećanje vrednosti

Dijagram izduženja uzoraka dvofaznog ADI materijala za različite temperature austenitizacije je prikazan na slici 3.22. Uticaj vode na vrednosti izduženja kod uzorka 784 ima pozitivan efekat. Na većim temperaturama austenitizacije kod uzoraka 804, 824 i 844 voda ima negativan uticaj na vrednosti izduženja. Sa porastom temperature razlika između vrednosti za uzorke ispitane u vodi i u suvom stanju se povećava da bi kod uzorka 844 ta razlika iznosila preko pet puta.



**Slika 3.22** Dijagram izduženja uzoraka dvofaznog ADI materijala izotermno transformisanih na 400 °C ispitanih u suvom stanju i u vodi



**Slika 3.23** Prikaz karakterističnih krivih napon-deformacija za dvofazne ADI materijale izotermno transformisane na 400 °C ispitane u suvom stanju i u vodi

### 3.3.3 Energija udara

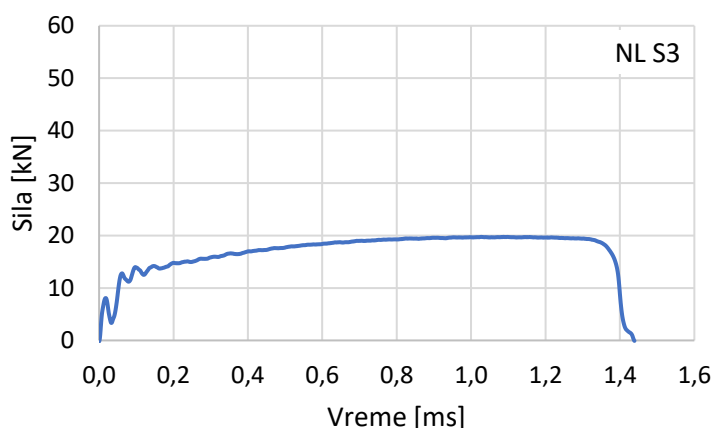
#### *Energija udara nodularnog liva*

Ispitivanje energije udara nodularnog liva je izvršeno na instrumentiranom Šarpijevom klatnu u suvom stanju. Rezultati ispitivanja su dati u tabeli 3.19. Vrednosti energije potrebne za nastanak prsline su približno iste kod sva tri uzorka dok je kod energije potrebne za rast prsline uočena manja varijacija rezultata.

Na slici 3.24 prikazan je dijagram zavisnosti sile udara od vremena pri ispitivanju energije udara nodularnog liva.

**Tabela 3.19** Rezultati ispitivanja energije udara nodularnog liva

Materijal	Sredina ispitivanja	Epruveta	Energija nastanka prsline $E_n$ [J]	Energija rasta prsline $E_r$ [J]	Ukupna energija udara $E_u$ [J]	Srednja vrednost $E_u$ [J]	Standardna devijacija [J]
NL	Suvo	1	96,05	34,95	131,0	124,8	4,5
		2	96,27	24,13	120,4		
		3	94,47	28,63	123,1		



**Slika 3.24** Dijagram zavisnosti sila-vreme pri udarnom ispitivanju nodularnog liva

#### *Energija udara konvencionalnog ADI materijala*

Rezultati ispitivanja energije udara konvencionalnih ADI materijala izotermno transformisanih na 300 i 400 °C prikazani su u tabeli 3.20. Uzorci su ispitani u suvom stanju i u vodi. Vrednosti energije udara (nastanak, rast i ukupna) su veće kod uzoraka ADI 904 u odnosu na ADI 903. Kod svih uzoraka energije potrebne za nastanak prsline su mnogo veće u odnosu na energije potrebne za njihov rast. Rasipanje rezultata ispitivanja je slično kod obe grupe uzoraka bez obzira na sredinu ispitivanja. Uticaj vode na vrednosti energije udara nije statistički značajan ni kod jedne grupe uzoraka.

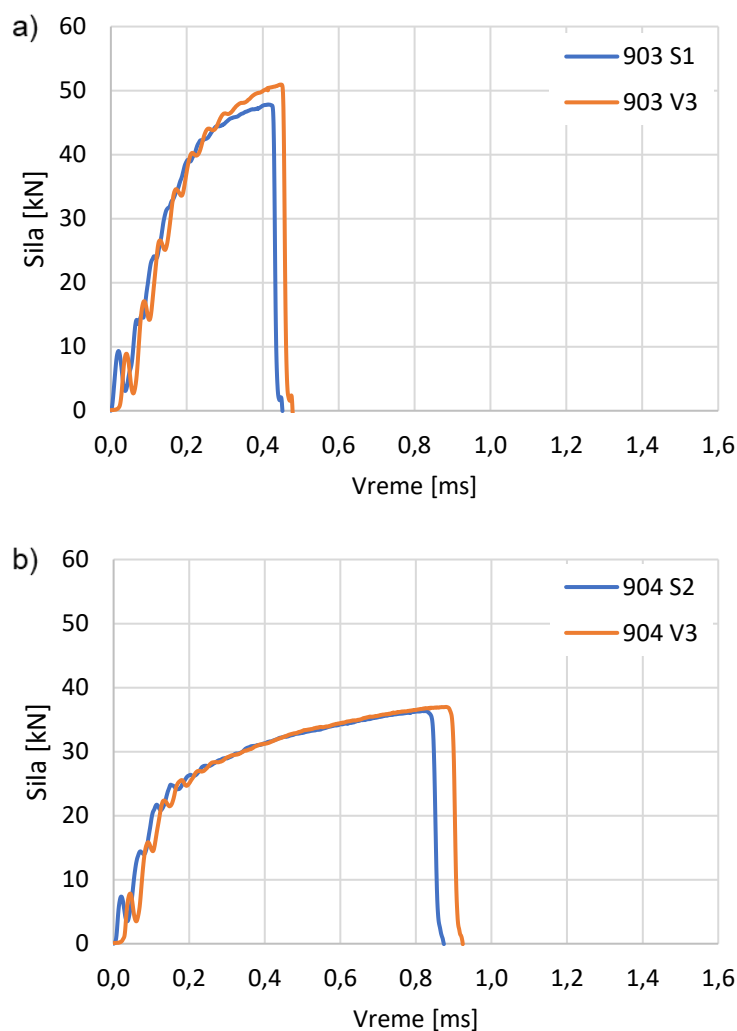
Kriva zavisnosti sile udara od vremena ispitivanja za uzorke ADI 903 i 904 ispitane u suvom stanju i u vodi prikazane su na slici 3.25. Odlikuje ih nagli pad sile nakon dostizanja maksimalne vrednosti. Maksimalna sila udara je veća kod uzoraka ADI 903 S i V nego kod uzoraka ADI 904 S i V. Sa druge strane vreme potrebno za prelom epruvete ADI 904 S i V je skoro dva puta duže nego za ADI 903 S i V.



**Tabela 3.20** Rezultati ispitivanja energije udara konvencionalnog ADI materijala

Materijal	Sredina ispitivanja	Epruveta	Energija nastanka prsline En [J]	Energija rasta prsline Er [J]	Ukupna energija udara Eu [J]	Srednja vrednost Eu [J]	Standardna devijacija [J]	P parametar
ADI 903	Suvo	1	71,13	4,27	75,4	79,40	6,9	0,837
		2	87,08	2,02	89,1			
		3	69,81	3,89	73,7			
	Voda	1	66,25	2,25	68,5	77,90	6,8	
		2	81,94	2,56	84,5			
		3	77,76	2,94	80,7			
ADI 904	Suvo	1	123,51	6,49	130,0	124,6	4,3	0,902
		2	118,41	5,79	124,2			
		3	115,98	3,52	119,5			
	Voda	1	129,25	2,85	132,1	125,5	8,8	
		2	107,85	5,25	113,1			
		3	127,23	3,97	131,2			

\*  $P < 0,05$  označava statistički značajnu razliku u odnosu na rezultate ispitivanja u suvom stanju



**Slika 3.25** Dijagram zavisnosti sila-vreme pri udarnom ispitivanju konvencionalnog ADI materijala u suvom stanju i vodi izotermno transformisanog na: a) 300 °C; b) 400 °C

### Energija udara dvofaznog ADI materijala

S obzirom na to da voda nije imala statistički značajan uticaj na vrednosti energije udara kod uzoraka konvencionalnog ADI materijala i da se radi o kratkotrajnom dejstvu sile ( $<2$  ms), voda kao sredina ispitivanja kod dvofaznih ADI materijala je izostavljena.

Vrednosti energija udara dvofaznih ADI materijala su prikazane u tabelama 3.21 i 3.22. Promena temperature austenitizacije se drastično odrazila na ukupnu energiju udara ispitanih epruveta. Dvofazni ADI materijali izotermno transformisani na  $300\text{ }^{\circ}\text{C}$  imaju manje vrednosti energije udara ( $E_u$ ) nego uzorci izotermno transformisani na  $400\text{ }^{\circ}\text{C}$ . Dalja promena ukupne energije kod svake grupe uzoraka zavisi od temperature austenitizacije. Porastom temperature austenitizacije ukupna energija udara opada. Isti trend ima i energija potrebna za rast prsline ( $E_r$ ), odnosno na nižim temperaturama austenitizacije potrebna je veća energija za rast prsline koja se sa porastom temperature austenitizacije smanjuje.

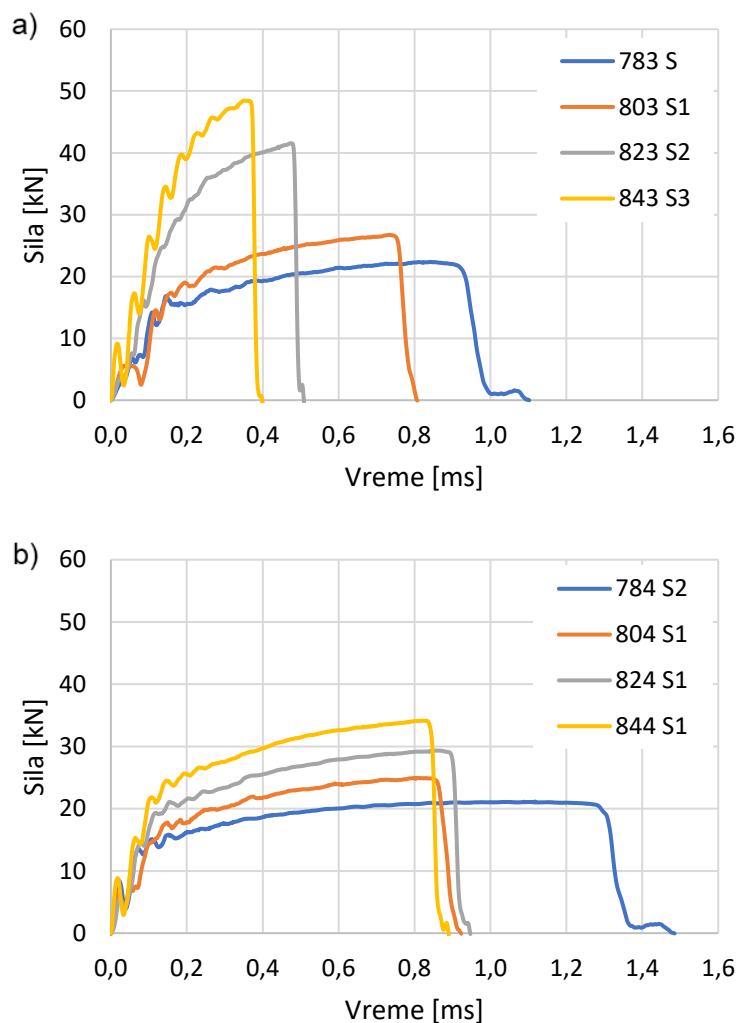
**Tabela 3.21** Rezultati ispitivanja energije udara DP-ADI materijala izotermno transformisanog na  $300\text{ }^{\circ}\text{C}$

Materijal	Sredina ispitivanja	Epruveta	Energija nastanka prsline $E_n$ [J]	Energija rasta prsline $E_r$ [J]	Ukupna energija udara $E_u$ [J]	Srednja vrednost $E_u$ [J]	Standardna devijacija [J]
783 S	Suvo	1	70,07	10,53	80,6	98,7	18,9
		2	77,71	13,09	90,8		
		3	102,06	22,64	124,7		
803 S	Suvo	1	77,04	5,26	82,3	78,2	3,7
		2	66,78	6,62	73,4		
		3	72,06	6,74	78,8		
823 S	Suvo	1	77,19	2,61	79,8	75,3	3,6
		2	71,87	3,13	75,0		
		3	68,23	2,87	71,1		
843 S	Suvo	1	56,55	3,65	60,2	69,9	9,8
		2	80,93	2,47	83,4		
		3	60,43	5,77	66,2		

**Tabela 3.22** Rezultati ispitivanja energije udara DP-ADI materijala izotermno transformisanog na  $400\text{ }^{\circ}\text{C}$

Materijal	Sredina ispitivanja	Epruveta	Energija nastanka prsline $E_n$ [J]	Energija rasta prsline $E_r$ [J]	Ukupna energija udara $E_u$ [J]	Srednja vrednost $E_u$ [J]	Standardna devijacija [J]
784 S	Suvo	1	96,72	13,28	110,0	126,3	13,3
		2	104,90	21,40	126,3		
		3	96,57	46,13	142,7		
804 S	Suvo	1	86,02	6,88	92,9	114,3	17,2
		2	106,38	8,62	115,0		
		3	125,98	9,12	135,1		
824 S	Suvo	1	104,08	7,42	111,5	112,5	9,8
		2	96,48	4,52	101,0		
		3	116,30	8,70	125,0		
844 S	Suvo	1	115,92	4,18	120,1	118,7	4,3
		2	110,30	8,70	119,0		
		3	105,55	11,55	117,1		

Krive zavisnosti sile udara od vremena ispitivanja dvofaznih ADI materijala imaju karakterističan nagli pad nakon dostizanja maksimalne sile udara kao i u slučaju ispitivanja konvencionalnih ADI materijala, slika 3.26. Maksimalna sila udara je veća kod uzoraka izotermno transformisanih na 300 °C nego kod uzoraka izotermno transformisanih na 400 °C. Suprotno tome vremena potrebno za prelom epruvete, posmatrano kod uzoraka sa istom temperaturom austenitizacije, su kraća kod uzoraka izotermno transformisanih na 300 °C. Vremena preloma epruveta uzoraka DP-ADI 804, 824 i 844 su približno ista.

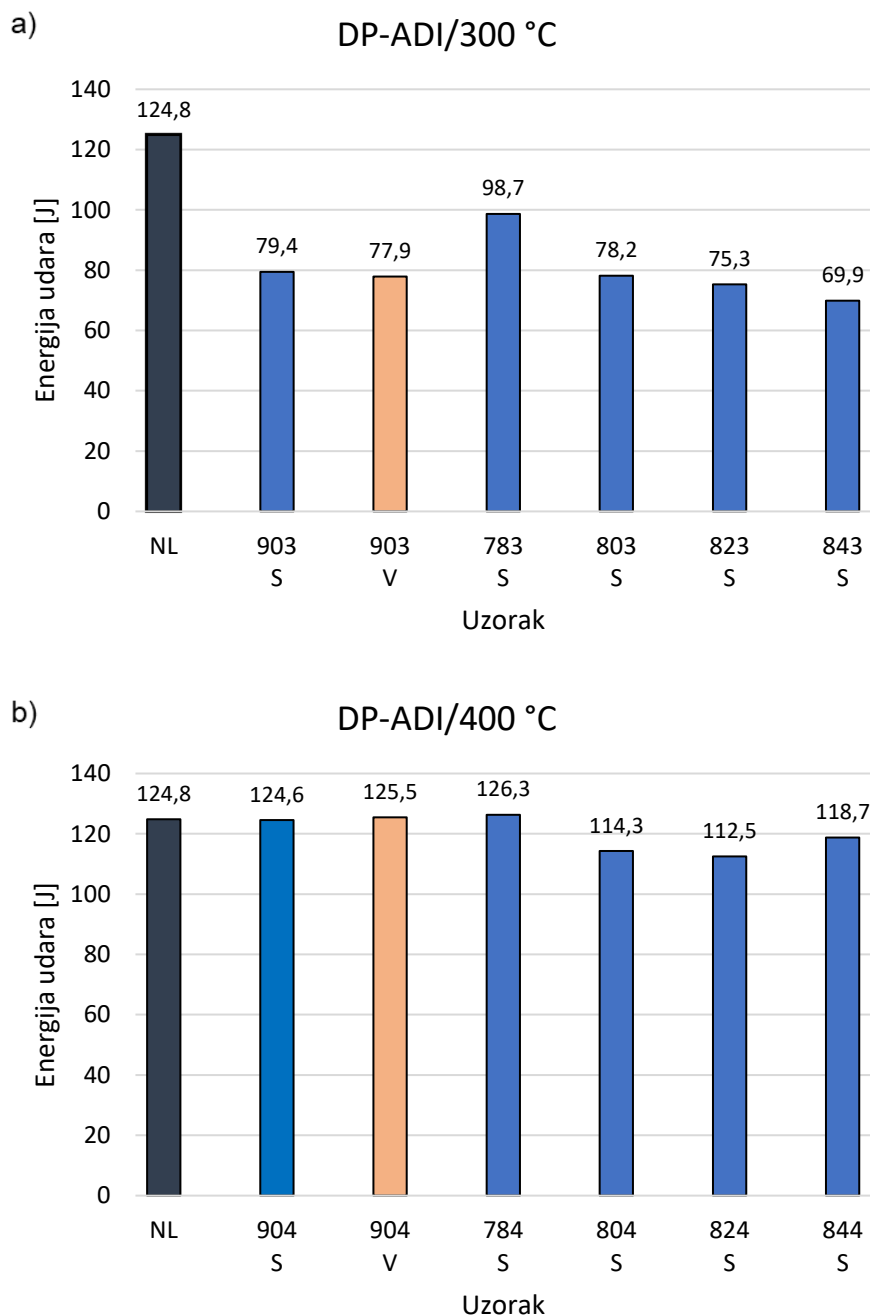


**Slika 3.26** Dijagram zavisnosti sila-vreme pri udarnom ispitivanju dvofaznog ADI materijala u suvom stanju izotermno transformisanog na: a) 300 °C; b) 400 °C

### Poređenje rezultata energije udara

Međusobno poređenje rezultata energije udara nodularnog liva, konvencionalnih i dvofaznih ADI materijala ispitanih u različitim sredinama ispitivanja su prikazana na slici 3.27. Konvencionalni ADI materijal izotermno transformisan na 300 °C ima pad vrednosti energije udara od 36% u odnosu na nodularni liv bez obzira na sredinu ispitivanja. Dvofazni ADI materijal austenitizovan na najnižoj temperaturi ima veću energiju udara od konvencionalnih i ostalih dvofaznih ADI materijala. Porastom temperature austenitizacije drastičan pad energije udara je zabeležen između uzoraka DP-ADI 783 i 803 i iznosi 20%. Daljim porastom temperature pad energije udara je manji i ima približno linearnu zavisnost.

Energija udara kod uzoraka ADI 904 (ispitanih u suvom stanju i u vodi) i DP-ADI 784 su približno iste kao i energija udara potrebna za prelom epruvete nodularnog liva. Porastom temperature austenitizacije energija udara se smanjuje što je uočeno i kod uzoraka izotermo transformisanih na 300 °C. Najveći pad energije udara je izmeren između uzoraka DP-ADI 784 i 804 i iznosi oko 9%. Preostali uzorci DP-ADI 804, 824 i 844 imaju približno iste vrednosti.



**Slika 3.27** Dijagram poređenja energije udara konvencionalnog i dvofaznog ADI materijala izotermno transformisanog na: a) 300 °C; b) 400 °C

### 3.3.4 Klasifikacija ispitanih materijala u skladu sa standardima

ADI materijali proizvedeni za potrebe izvođenja eksperimenta klasifikovani su u skladu sa standardima ISO 17804:2020, EN 1564:2011 i ASTM A897M-06 (2011). Oznake su prikazane u tabela 3.23

**Tabela 3.23** Klasifikacija ADI materijala

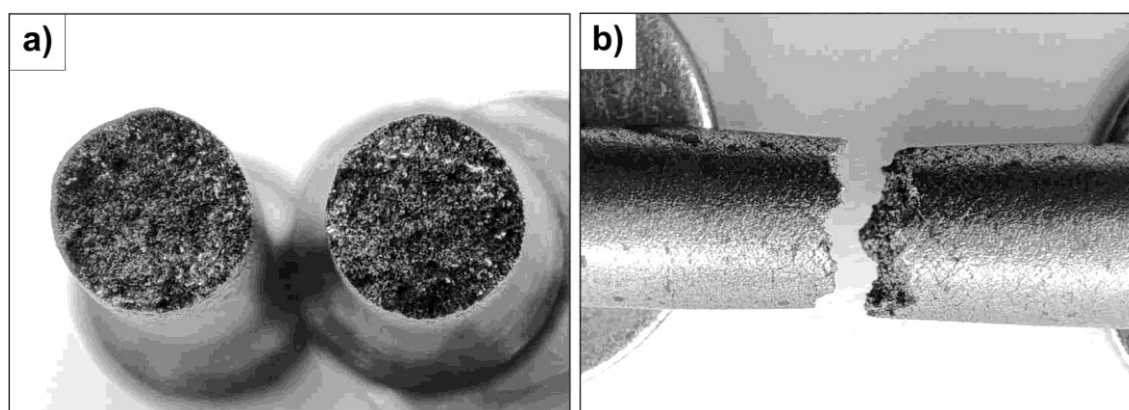
Oznaka	ISO	EN	ASTM
NL			
783	-	-	-
803	-	-	-
823	-	-	-
843	-	-	-
903	JS/1400-1	EN-GJS-1400-1	1400/1100/02
784		-	-
804		-	-
824	JS/800-10	EN-GJS-800-10	750/500/11
844	JS/900-8	EN-GJS-900-8	900/650/09
904	JS/900-8	EN-GJS-900-8	-

### 3.4 Ispitivanje morfologije loma

Površina preloma je posmatrana kod reprezentativnih uzoraka ispitanih na zatezanje. Radi lakšeg opažanja promene morfologije loma u zavisnosti od sredine ispitivanja najpre su posmatrane površine preloma nodularnog liva, konvencionalnog i dvofaznog ADI materijala nastale ispitivanjem u suvom stanju. Dobijeni rezultati se uzimaju kao referentni prikaz loma navedenih materijala za dalja posmatranja površina preloma u zavisnosti od sredine ispitivanja istih. Karakteristične morfologije loma ispitanih uzoraka su prikazane na slikama 3.28 - 3.65.

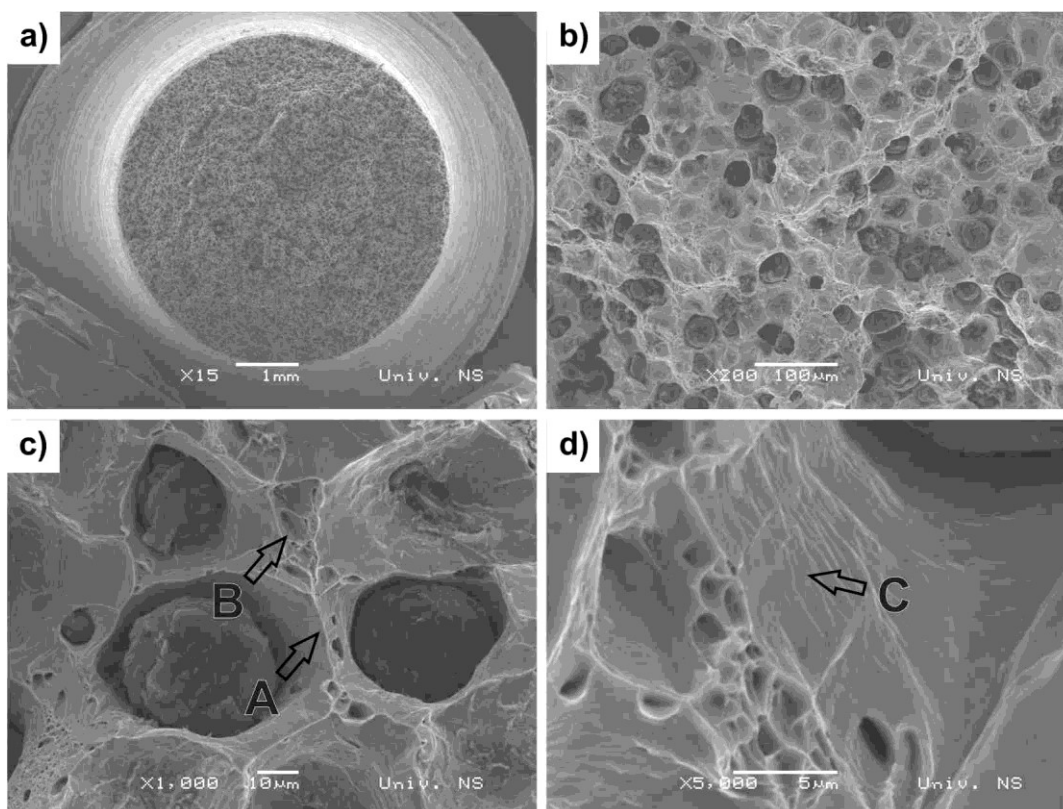
#### 3.4.1 Ispitivanje morfologije loma nodularnog liva

Ispitanu epruvetu odlikuje duktilni lom sa smanjenjem radijusa u blizini mesta loma, bez izrazite pojave vrata, neravnom površinom preloma, tipično za feritno-perlitni nodularni liv. Površina preloma je u osnovi tamne nijanse sa reflektujućim svetlim tačkama. Na slici 3.28 prikazana je epruveta nodularnog liva nakon ispitivanja zatezanjem.



**Slika 3.28** Makro izgled ispitane epruvete nodularnog liva

Na slici 3.29 prikazana je morfologija loma uzorka nodularnog liva ispitana na skenirajućem elektronskom mikroskopu. Odlikuje je tipičan duktilni lom, ujednačene, homogene strukture, čija se površina sastoji iz većih udubljenja u kojima su prisutne nodule ili su udubljenja prazna usled ostanka nodula u drugoj polovini uzorka. Površina oko nodule, odnosno omotač udubljenja je relativno ravan sa blagim neravninama. Dva susedna udubljenja se graniče linijom ili ligamentom (površinom) sa sitnijim jamicama nastalim prekidom ligamenata mehanizmom koalescencije. Na slici 3.29c i d, detalj A prikazuje liniju spajanja dva udubljenja, detalj B ligament sa sitnim jamicama, dok detalj C prikazuje površinu samog udubljenja.

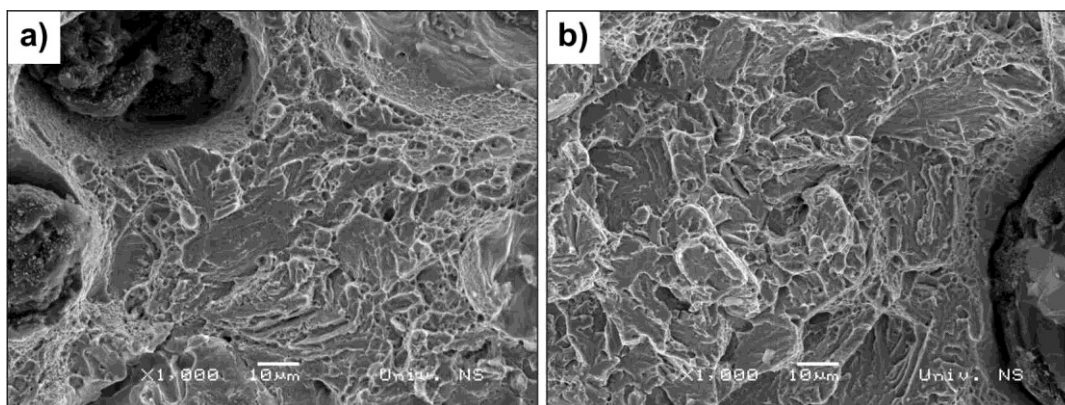


**Slika 3.29** Izgled površine loma nodularnog liva pri različitim uvećanju (detalji: A - linija spajanja dva udubljenja; B - ligament sa sitnim jamicama; C - površina udubljenja)

### 3.4.2 Ispitivanje morfologije konvencionalnog ADI materijala

Konvencionalni ADI materijali 903 i 904 su ispitani u suvom stanju i u različitim koncentracijama vode.

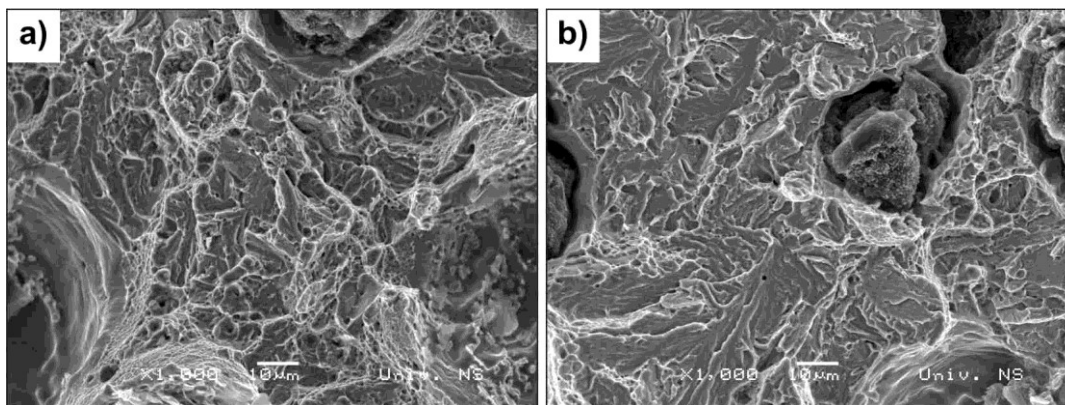
Površina loma uzoraka ispitanih u suvom stanju posmatrane makroskopski su u potpunosti ujednačene i homogene. Mikroskopski se sastoje od ravnomerno raspoređenih jamica, ravni cepanja i grafitnih nodula, odnosno udubljenja oko nodula, slika 3.30. Morfologija loma kod oba tipa uzoraka je mešovitog tipa, odnosno kombinacija duktilnog i krtog loma. Duktilni deo se sastoji od karakterističnih jamica koje okružuju područja krtog loma (ravni cepanja) nastalog mehanizmom kvazi-cepanja. Udeo duktilnog loma je nešto veći kod uzorka ADI 904 izotermno transformisanog na višoj temperaturi (400 °C) u odnosu na uzorak ADI 903 koji je transformisan na nižoj temperaturi (300 °C).



**Slika 3.30** Izgled loma ADI materijala ispitanih u suvom stanju: a) ADI 903; b) ADI 904

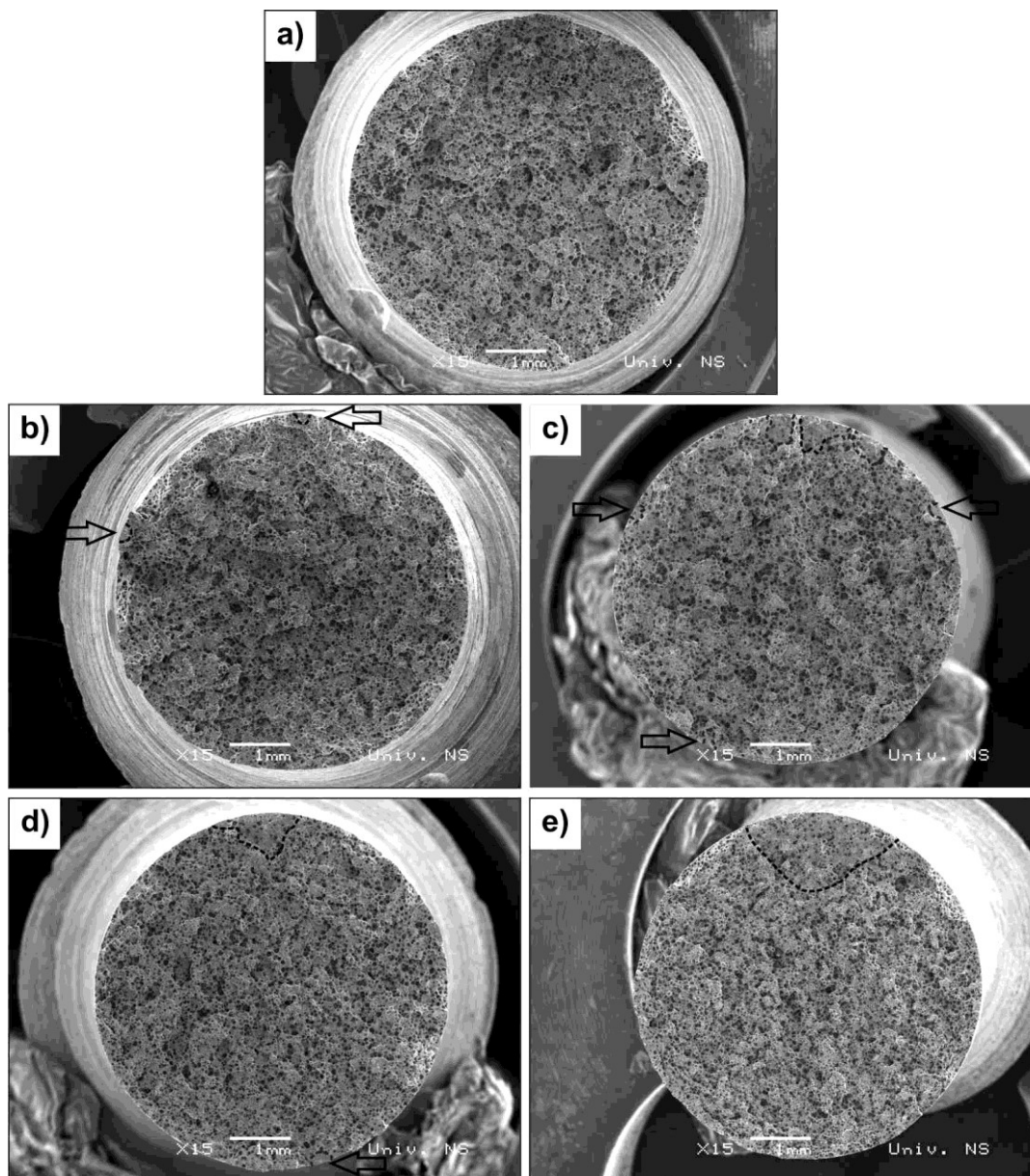
Za razliku od epruveta ispitanih u suvom stanju, epruvete ispitane u tečnostima odlikuju heterogene oblasti, odnosno dve (ili više) jasno odvojene zone. Manja zona (ili zone) loma koja je ravna i svetla (karakteristična za krte lomove) i koja se uvek nalazi uz slobodnu površinu epruvete. Veća zona predstavlja ravnomerno raspoređene jamice u ostatku površine loma, prikazano na slikama 3.31-3.46.

Površine loma izvan krte zone kod epruveta ADI 903 i 904 ispitanih u suvom stanju (slika 3.30) i epruveta ispitanih u različitim koncentracijama vode (slika 3.31), odlikuju se sličnom morfologijom, odnosno nema razlike u tipu loma. Lom je mešovito tipa, odnosno kombinacija duktilnog loma, sa karakterističnim jamicama koja okružuju područja krtog loma (ravni cepanja).



**Slika 3.31** Izgled loma izvan zone krtosti ADI materijala ispitanih u vodi:  
a) ADI 903; b) ADI 904

Na slici 3.32 prikazane su makroskopski reprezentativne površine loma ADI 903 materijala nastale ispitivanjem epruveta u suvom stanju i u ispitnim tečnostima (rastvoru destilovane vode u etanolu u odnosima 0,2; 4; 10 i 100%). Kako bi se naglasile i lakše uočile granice zona na površini loma, granice su obeležene isprekidanim linijama na slici 3.32b-e. Kod uzoraka ispitanih u tečnostima sa manjom koncentracijom vode, krte zone su male i teže se uočavaju, slika 3.32b i c. U tom slučaju za indentifikaciju i potvrđivanje karaktera zona izvršeno je naknadno ispitivanje pri većim uvećanjima na skenirajućem elektronskom mikroskopu (SEM) na osnovu kojih su naznačene granice zona. Sa druge strane, na uzorcima ispitanim u vodi, krta zona zauzima veliku površinu i lako se može uočiti makroskopski, slika 3.32d i e

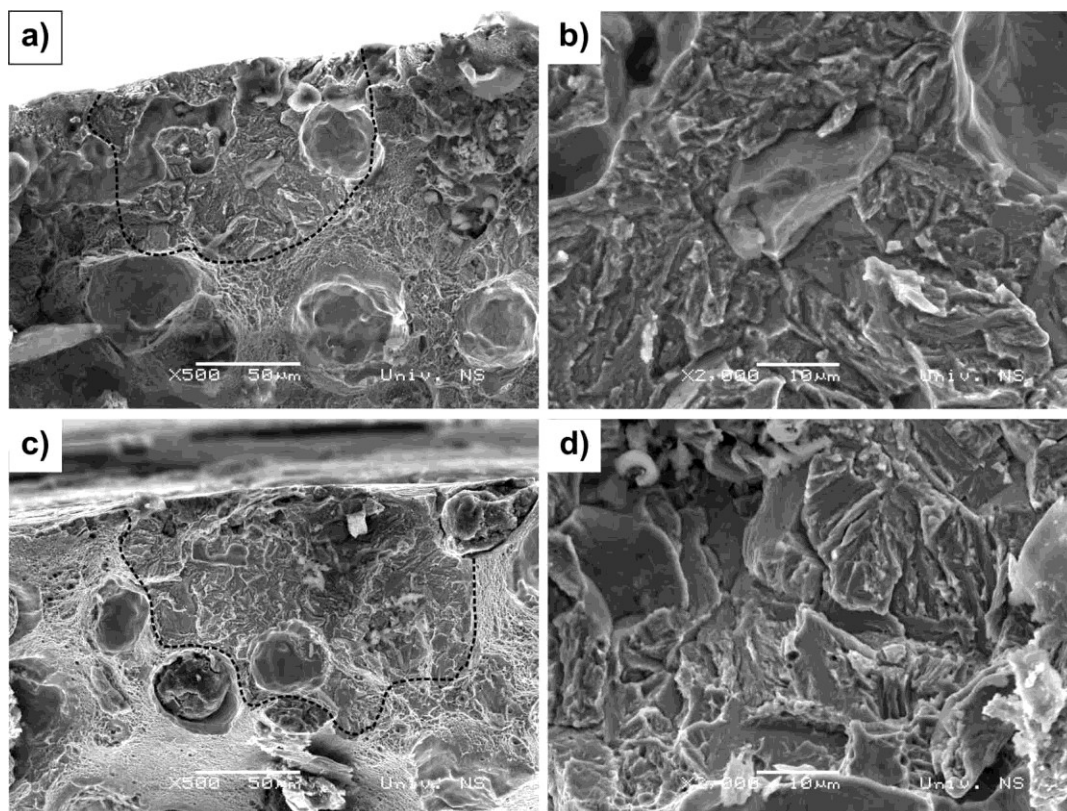


**Slika 3.32** Makro izgled površine loma ADI 903 materijala ispitanog u: a) suvom stanju; b) 0,2% vode; c) 4% vode; d) 10% vode; e) 100% vodi (zona krтости je obeležena isprekidanom linijom i označena strelicom)

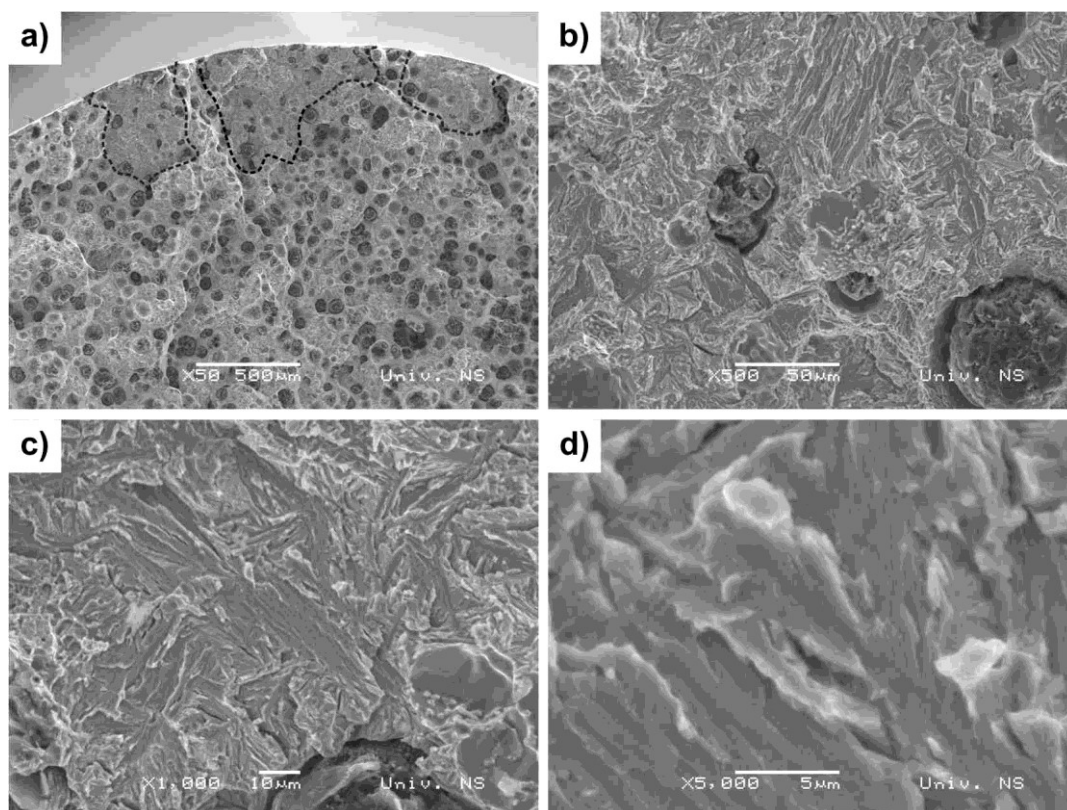
Pojava zona krтости je uočena i pri najmanjoj koncentraciji vode, odnosno i kod uzoraka ispitanih u 0,2% vode, slika 3.32b. Zonu krтости nije bilo moguće uočiti makroskopskim vizuelnim posmatranjem, međutim, detaljnom inspekcijom na SEM-u, identifikovane su dve zone krтости, male veličine, slika 3.33a i c. Zone imaju nepravilan polukružni oblik poluprečnika oko 0,1 mm. Unutar zone krтости, prisutna je nasumična orijentacija brazdica, odnosno površina zone ima oblik stepenica i grebena, slika 3.33b i d. Zone krтости su okružene površinom u kojoj je zastupljen mešoviti lom.

Površina loma nastala pri ispitivanju u tečnosti sa 4% vode prikazana je na slici 3.34. Uočeno je više zona krčnosti raspoređenih po obimu površine preloma. Tri najveće zone su skoncentrisane jedna do druge, slika 3.34a. Nepravilnog su oblika sa dubinom prodiranja od 0,4 do 0,6 mm. Pri većem uvećanju zona krčnosti je sačinjena od poprečnih linija odnosno brazdica koje su takođe nasumično orijentisane. Brazdice su veoma fine i jasno izražene sa višestrukim nazubljenim površinama, slika 3.34d.





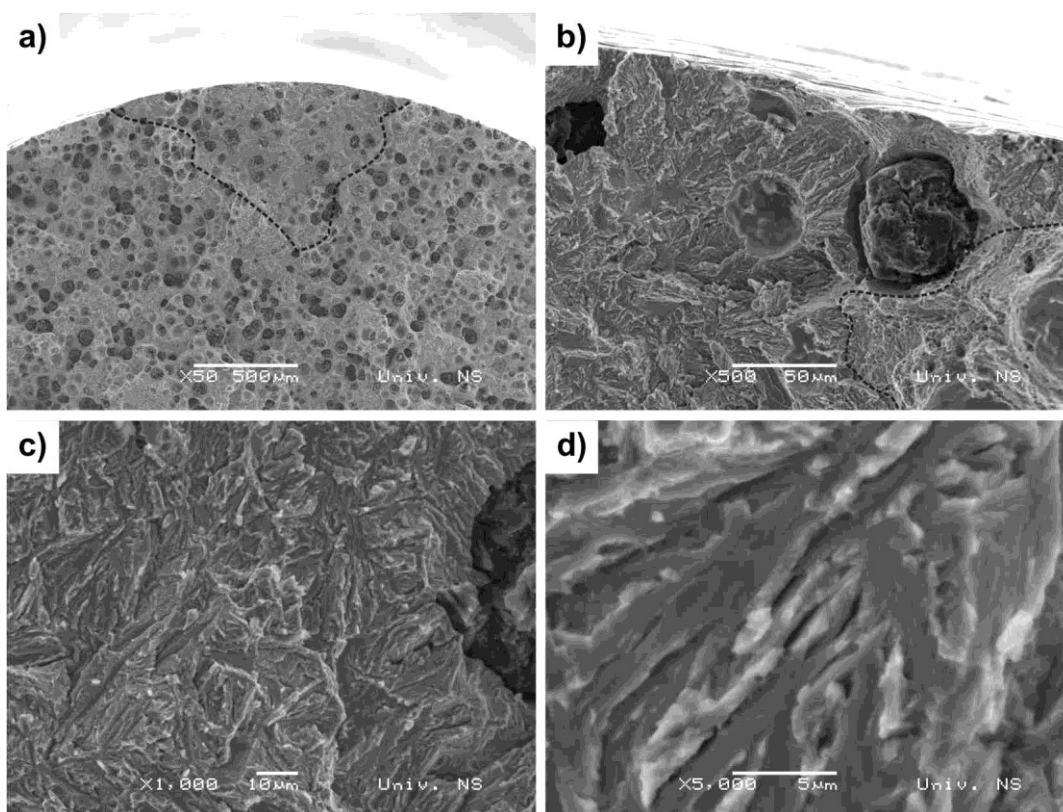
**Slika 3.33** Izgled loma zone krtosti ADI 903 materijala ispitanog u 0,2% vode pri različitom uvećanju (zona krtosti je obeležena isprekidanom linijom)



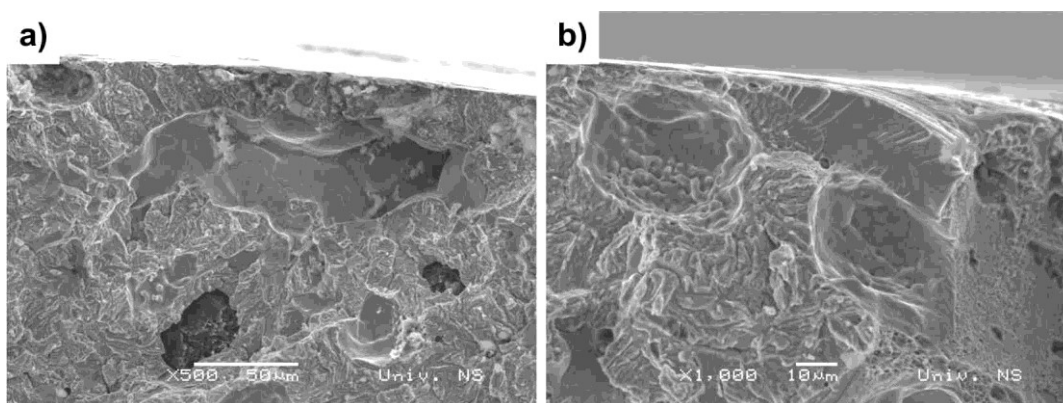
**Slika 3.34** Izgled loma zone krtosti ADI 903 materijala ispitanog u 4% vode pri različitom uvećanju (zona krtosti je obeležena isprekidanom linijom)

Izgled zone krtosti kod uzorka ADI 903 ispitanog u 10% vode je prikazan na slici 3.35. Zona krtosti ima trouglast oblik, slika 3.35a i veća je u odnosu na zone krtosti kod manjih koncentracija vode, slika 3.32d. Dubina prodiranja iznosi  $\sim 1$  mm. Prelaz iz zone krtosti u mešoviti lom prikazan je na slici 3.35b isprekidanom linijom. Sa desne strane isprekidane linije se nalazi mešovita zona (jamice koje okružuju ravni cepanja), dok se sa leve strane nalazi zona krtosti (brazdice). Zona krtosti ima karakteristike kao i kod uzoraka ispitanih u 0,2 i 4% vode, prisutne su nasumično orjentisane brazdice sa nazubljenim površinama, slika 3.35c i d.

Pažljivim ispitivanjem zone krtosti u blizini površine uzorka otkriveno je prisustvo pora i malih, izolovanih krtih oblasti (slika 3.36). Pore su nepravilnog, zaobljenog oblika sa glatkim unutrašnjim površinama i vidljivim dendritima, slika 3.36a. Male krte oblasti imaju lepezastu formu i pokazuju tipičan izgled krtog loma sa svetlim površinama cepanja i karakterističnim „rečnim šarama“, slika 3.36b.

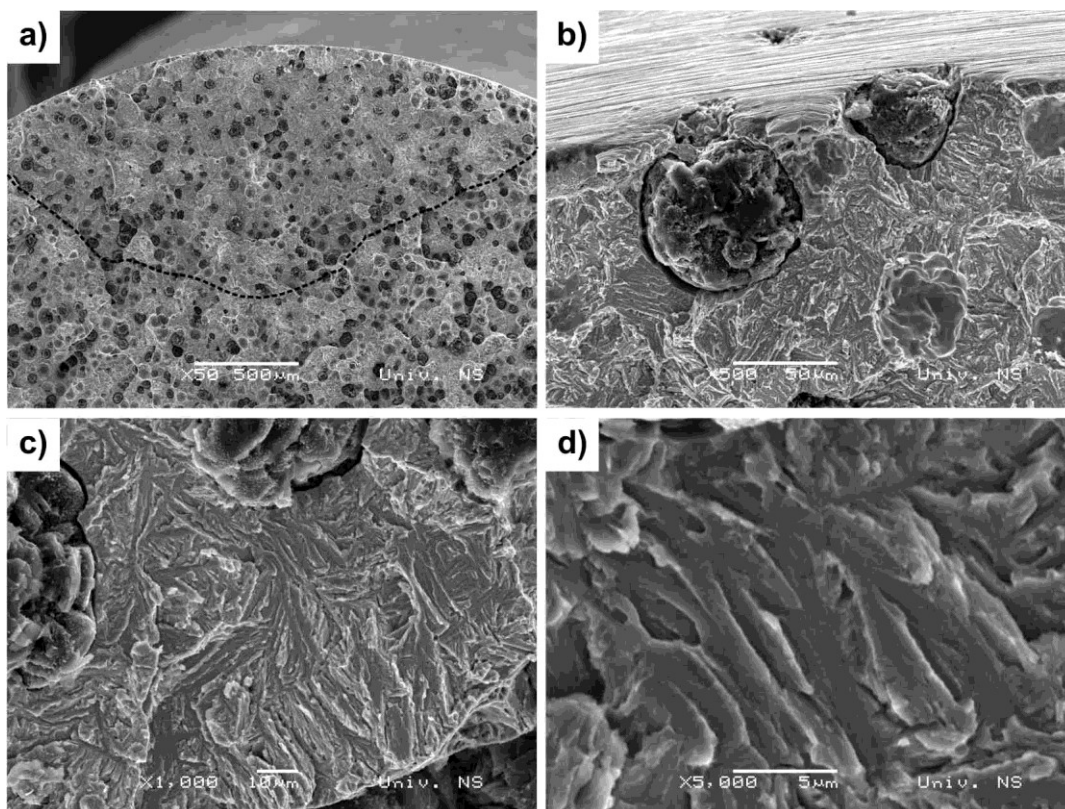


**Slika 3.35** Izgled loma zone krtosti ADI 903 materijala ispitanog u 10% vode pri različitom uvećanju (zona krtosti je obeležena isprekidanom linijom)



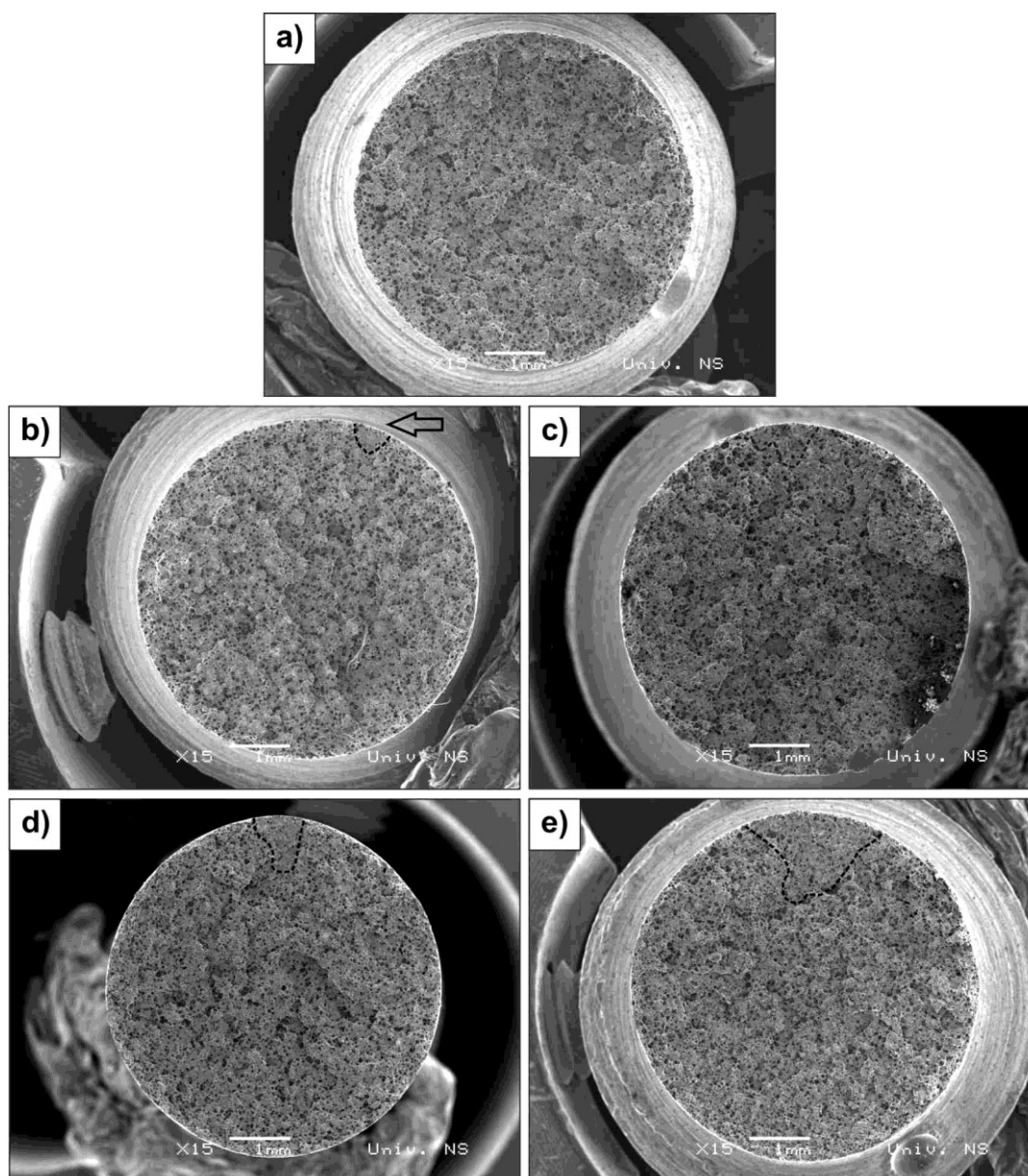
**Slika 3.36** Prikaz detalja u zoni krtosti ADI 903 materijala ispitanog u 10% vode: a) pora; b) lepeza

Uzorak ADI 903 ispitan u 100% vode, ima zonu krtosti polukružnog izgleda sa radijusom od oko 1,5 mm, slika 3.37a. Zona počinje od slobodne površine uzorka, gde su prisutne otvorene grafitne jamice prema slobodnoj površini uzorka. Pored toga, prisutno je i malo razdvajanje između grafitnih nodula i zidova jamica, slika 3.29b. Zona krtosti je prikazana na slici 3.37c i d, kao i u prethodnim slučajevima sastoji se od poprečnih brazdica koje su veoma fine sa višestrukim nazubljenim površinama, stepenicama i ispupčenjima.



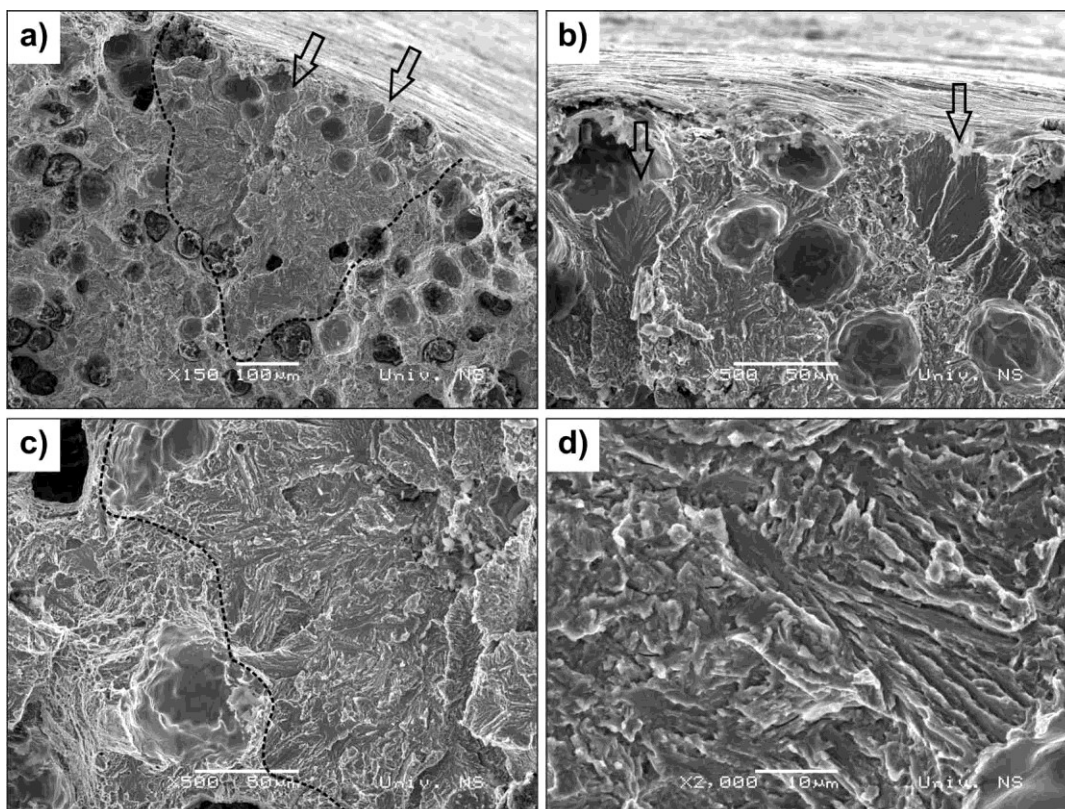
**Slika 3.37** Izgled loma zone krtosti ADI 903 materijala ispitanog u 100% vode pri različitom uvećanju (zona krtosti je obeležena isprekidanom linijom)

Makroskopski izgled reprezentativnih površina loma materijala ADI 904 nakon ispitivanja epruveta u suvom stanju i u ispitnim tečnostima je prikazan na slici 3.38. Za razliku od zona krtosti, uzoraka ADI 903, koje imaju pretežno polukružni oblik, uzorci ADI 904 imaju više klinasti (trouglasti) oblik. Detaljnim pregledom površina preloma uzoraka pomoću skenirajućeg elektronskog mikroskopa ustanovljeno je da se sa porastom koncentracije vode u ispitnoj tečnosti povećavaju i zone krtosti. Kod svih uzoraka uočena je po jedna dominantna zona krtosti i veći broj malih krtih površina u vidu lepeza kako u zoni krtosti tako i van nje.



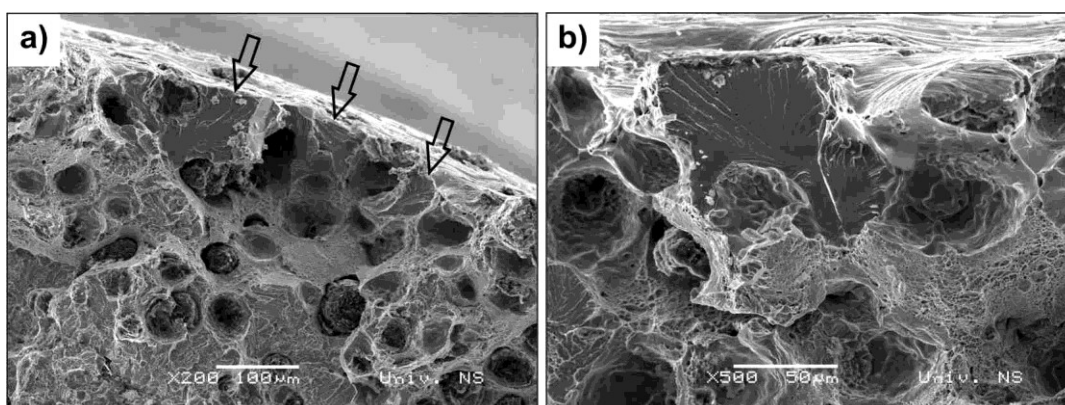
**Slika 3.38** Makro izgled površine loma ADI 904 materijala ispitanog u: a) suvom stanju; b) 0,2% vode; c) 4% vode; d) 10% vode; e) 100% vodi (zona krtosti je obeležena isprekidanom linijom i označena strelicom)

Zona krtosti ADI materijala austemperovanog na 400 °C ispitanog u 0,2% vode je znatno veća u poređenju sa ispitivanjem ADI 903 u 0,2% vode. Takođe, zona krtosti ima trouglasti oblik (slika 3.39a), za razliku od prethodnih uzoraka gde je zona više polukružnog oblika. Dubina zone je oko 0,5 mm, sa približno istom širinom na slobodnoj površini epruvete. Pored navedenog, primećeno je i prisustvo malih krtih površina loma u obliku lepeze u blizini površine uzorka, što je takođe označeno strelicama na slici 3.39a i b. Male krte oblasti imaju lepezastu formu i pokazuju tipičan izgled krtog loma sa svetlim površinama cepanja i karakterističnim „rečnim šarama“. Na slici 3.39c isprekidanom linijom je prikazana granica između zone krtosti i zone koja nije krta. Uočava se prelazak loma sa karakterističnom površinom u vidu brazdica (slika 3.39d) u lom nastao kvazi-cepanjem sa izraženom jamičastom (duktilnom) površinom.



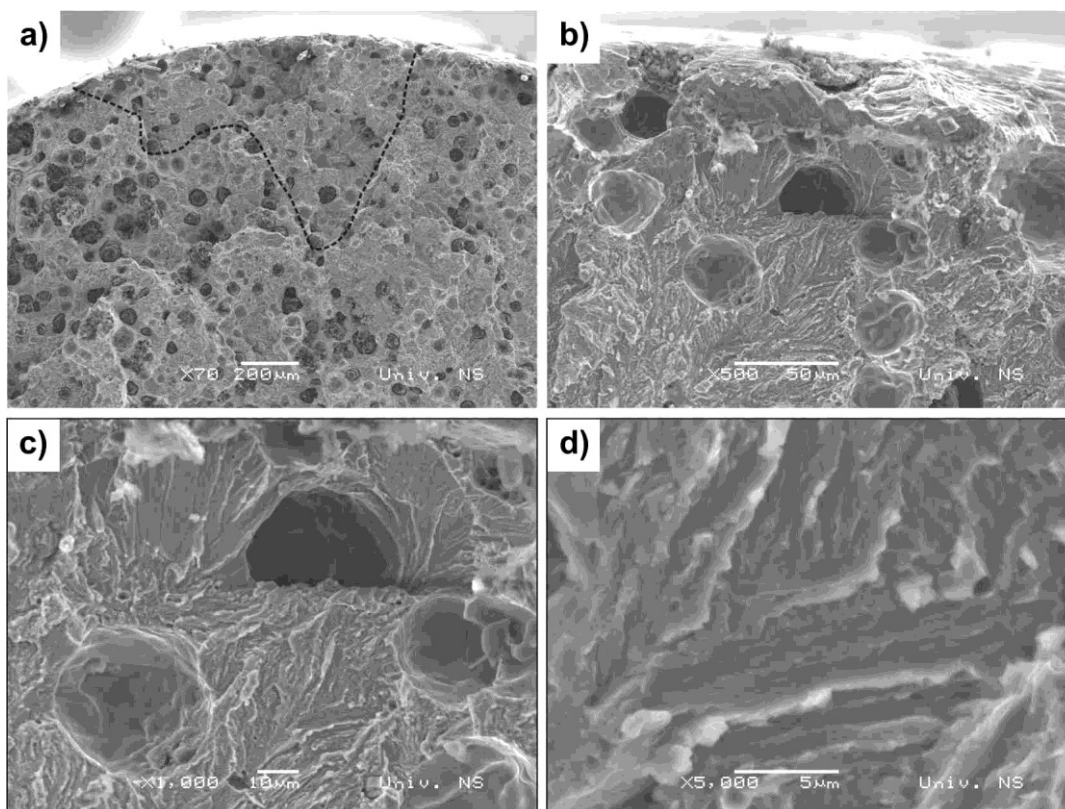
**Slika 3.39** Izgled loma zone krtosti ADI 904 materijala ispitanog u 0,2% vode pri različitom uvećanju (zona krtosti je obeležena isprekidanom linijom)

Pored malih krkih oblasti unutar zone krtosti (slika 3.39b), krte površine loma u vidu lepeza su uočene i izvan zone krtosti, slika 3.40. Krte površine u vidu lepeza su okružene mešovitim lomom, slici 3.40b.



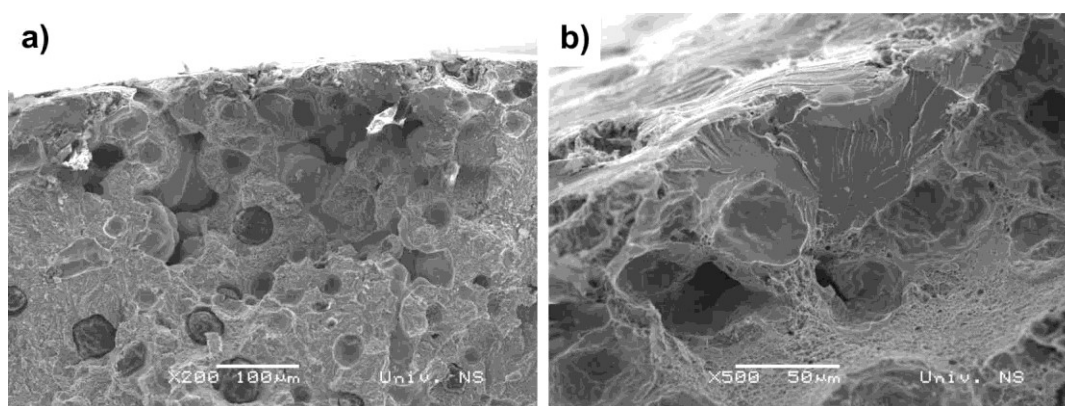
**Slika 3.40** Prikaz krkih površina loma u obliku lepeza izvan zone krtosti (označene strelicom) pri različitom uvećanju uzorka ADI 904 ispitanog u 0,2% vode

Na slici 3.41 prikazana je morfologija loma ADI 904 materijala ispitanog u 4% vode. Zona krtosti se od slobodne površine uzorka kretala u dva pravca, što je rezultovalo sa dva vrha, pri čemu su relativne dubine prodiranja  $\sim 0,3$  i  $0,7$  mm, slika 3.41a. Unutar zone krtosti oko nodule (slika 3.41b) su uočene lepeze koje se nadovezuju do slobodne površine uzorka. Detaljniji prikaz krkih površina, odnosno lepeza raspoređenih oko jamice je dat na slici 3.41c. Raspored i orijentacija brazdica sa nazubljenim površinama unutar zone krtosti prikazan je na slici 3.41d.



**Slika 3.41** Izgled loma zone krтости ADI 904 materijala ispitanog u 4% vode pri različitom uvećanju (zona krтости je obeležena isprekidanom linijom)

Na slici 3.42 su prikazani morfološki detalji na površini loma koji se nalaze uz slobodnu površinu uzorka. Pore, iako se nalaze unutar materijala, povezane su sa površinom uzorka čime se omogućuje prodiranje spoljne sredine u dubinu materijala, slika 3.42a. Na površini preloma istog uzorka uočena je i krta površina u vidu lepeze. Lepeza je najbližija obliku trougla s tim što osnovicu trougla čini linija koja se prostire po površini uzorka, dok se vrh trougla nalazi u unutrašnjosti materijala, blizu udubljenja od nodule, slika 3.42b

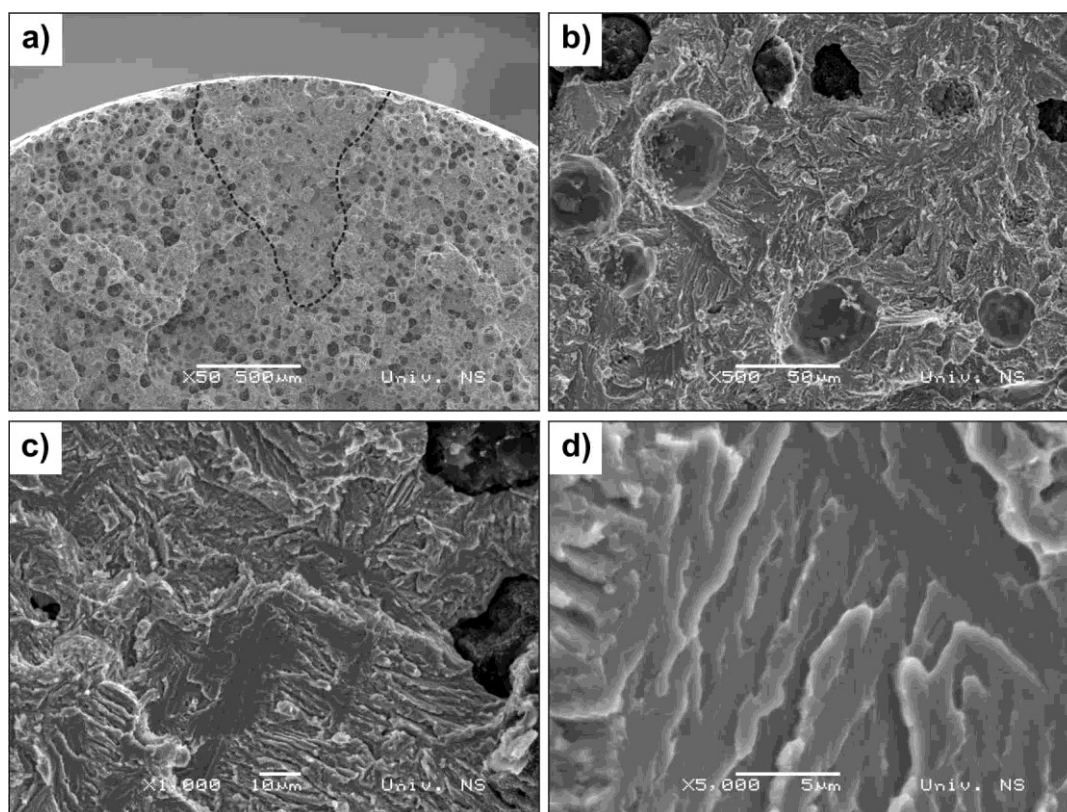


**Slika 3.42** Prikaz detalja površine loma uzorka ADI 904 ispitanog u 4% vode: a) pore; b) lepeza

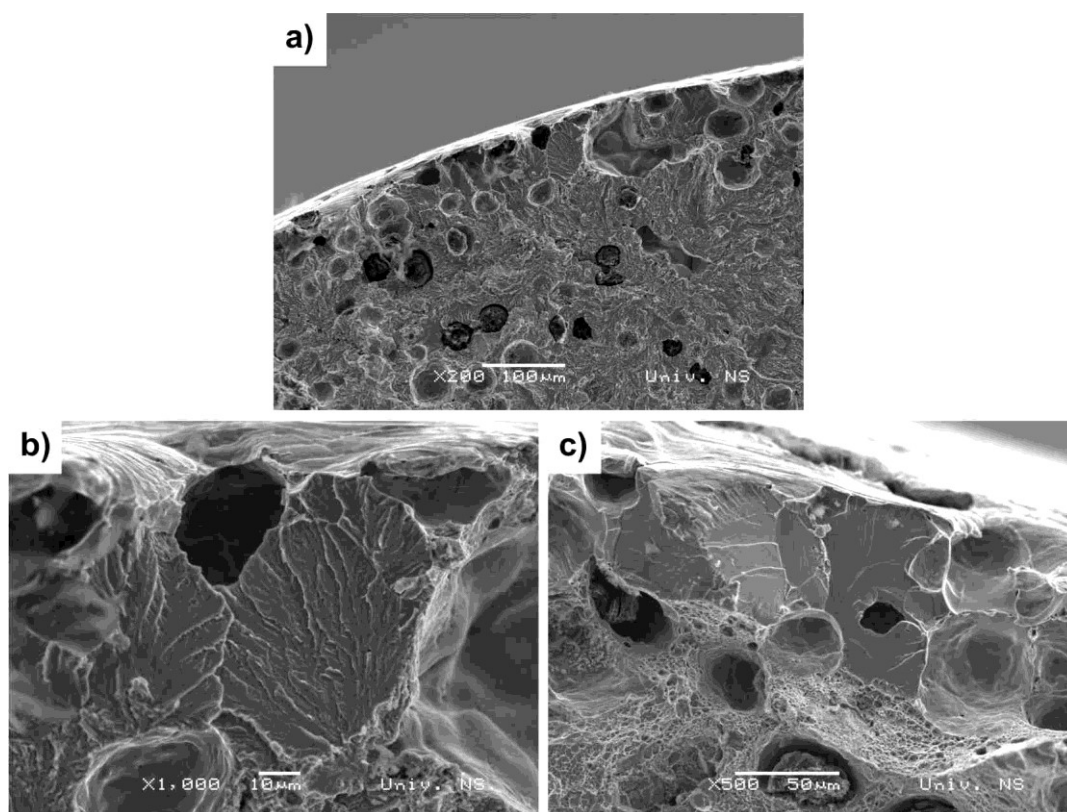
Površina preloma uzorka ADI 904 ispitanog u rastvoru sa 10% vode je prikazana na slici 3.43. Zona krtosti je u obliku klina sa dubinom prodiranja oko 1,25 mm, slika 3.43a. Zona krtosti ima prepoznatljive karakteristike kao što su fine, nasumično orjentisane brazdice sa nazubljenim površinama i stepenicama, slika 3.43b i c. Morfologija brazdica je jasnije vidljiva na većim uvećanjima, kao što je prikazano na slici 3.43d.

Unutar zone krtosti, kao i u prethodnim slučajevima, jasno se uočava prisustvo pora i lepeza, slika 3.44a. Uočena pora ima izlaz na površinu uzorka što omogućava prodiranje ispitne tečnosti u dubinu. Na slici 3.44b prikazan je specifičan slučaj gde se jedna lepeza graniči sa drugom lepezom, površinom uzorka i porom. Morfološki posmatrano razlike izgleda površina lepeza se jasno vide na slikama 3.44b i c. U prvom slučaju rečne šare su guste, jasno izražene i nalikuju na brazdice (slika 3.44b), dok su u drugom slučaju površine lepeza glatke sa ravnim površinama cepanja i slabo izraženim rečnim šarama (slika 3.44c).

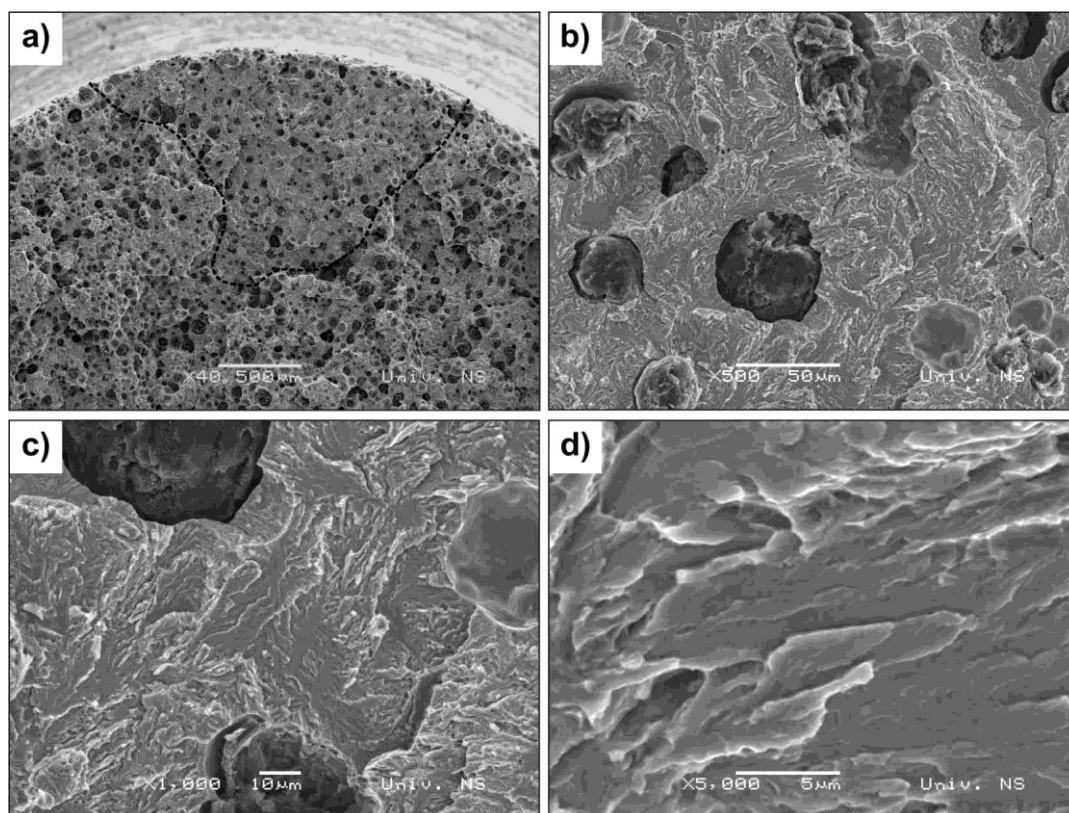
ADI 904 ispitan u vodi (slika 3.45) pokazuje sličan izgled loma kao ADI 903 V. Površina loma se sastoji od zone krtosti i zone kvazi-cepanja (mešoviti lom). Približna dubina zone krtosti je oko 1,5 mm slika 3.45a. Brazdice u zoni krtosti su grublje sa širim nazubljenim površinama (slika 3.45b, c i d) u poređenju sa ADI 903 V (slika 3.37d). I u ovom slučaju, kao kod prethodnih uzoraka ADI 904, pažljivim ispitivanjem zone krtosti otkriveno je prisustvo malih, izolovanih krtih oblasti u blizini površine uzorka, označenih strelicama na slici 3.46a. Izolovane krte oblasti imaju oblik lepeze (svetle površinama sa rečnim šarama) i predstavljaju karakterističan izgled krtog loma, slika 3.46b.



**Slika 3.43** Izgled loma zone krtosti ADI 904 materijala ispitanog u 10% vode pri različitom uvećanju (zona krtosti je obeležena isprekidanom linijom)

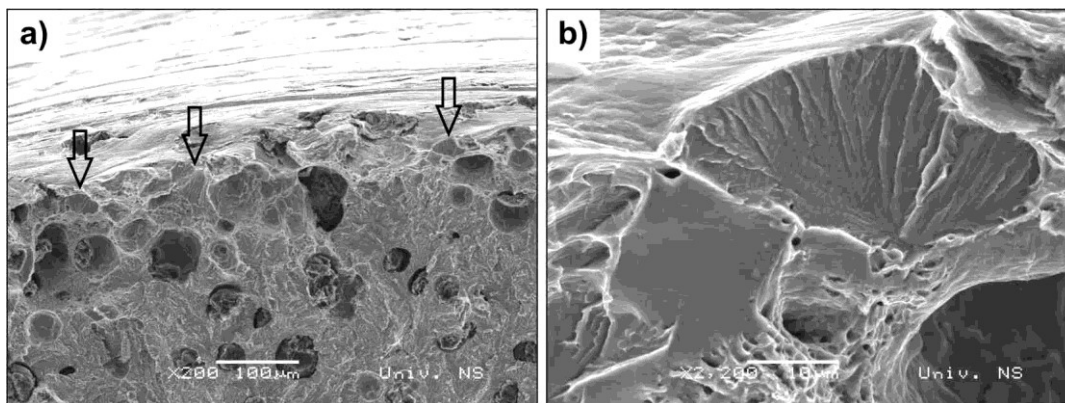


**Slika 3.44** Prikaz detalja morfologije loma uzorka ADI 904 ispitanog u 100% vodi:  
a) pore; b); c) različite morfologije lepeza



**Slika 3.45** Izgled loma zone krтости uzorka ADI 904 ispitanog u 100% vodi pri različitom uvećanju (zona krтости je obeležena isprekidanom linijom)





**Slika 3.46** Detalj površine zone krtosti pri različitom uvećanju uzorka ADI 904 ispitnog u 100% vodi (krte površine u obliku lepeze, označene strelicom)

### 3.4.3 Ispitivanje morfologije dvofaznog ADI materijala

Dvofazni ADI materijali austenitizovani na 780, 800, 820 i 840 °C i izotermno transformisani na 300 i 400 °C su ispitani u suvom stanju i u vodi (100% destilovana voda). Morfologija loma navedenih uzoraka je prikazana na slikama od 3.47 do 3.65.

Pri makroskopskom ispitivanju uzoraka DP-ADI materijala ispitanih u suvom stanju uočeno je da je površina loma u potpunosti ujednačena. Mikroskopski izgled površina loma prikazan je na slici 3.47. Morfologije površine loma za uzorke dobijene na istoj temperaturi austenitizacije i različitim temperaturama izotermne transformacije su slične sa istim glavnim karakteristikama. Sa druge strane morfologija je različita između uzoraka dobijenih različitim temperaturama austenitizacije bez obzira što je ista temperatura izotermne transformacije. Kod svih uzoraka je zastupljen mešoviti karakter loma.

Morfologija loma uzoraka austenitizovanih na 780 °C, odnosno DP-ADI 783 S i 784 S je prikazana na slikama 3.47a i b. Odlikuje ih ujednačena struktura čija je površina najvećim delom duktilnog karaktera sa mestimičnim odlikama krtog loma. Makroskopski posmatrano površine se sastoje iz ravnomerno raspoređenih nodula (ili praznih udubljenja) gde su zidovi udubljenja relativno glatki usled plastične deformacije zatezanjem. Ligamenti između nodula su kod uzoraka transformisanih na 400 °C – 784 S (slika 3.47b) nešto širi i veće površine nego kod uzoraka transformisanih na 300 °C – 783 S (slika 3.47a). Ligamenti su u vidu linije ili sadrže sitne jamice karakteristične za duktilni lom. Takođe, može se primetiti i razlika u veličini deformisanih udubljenja oko nodula, koja su nešto krupnija u slučaju uzorka 784 S, dok su kod uzorka 783 S manja. Kod oba uzorka se može mestimično videti i svetla ravna površina, nastala cepanjem, koja predstavlja karakteristike krtog loma. Količina krtog loma je približno jednaka za oba uzorka.

Porastom temperature austenitizacije na 800 °C došlo je do manjih promena u morfologiji loma kod uzoraka DP-ADI 803 S i 804 S, kao što je prikazano na slikama 3.47c i d, respektivno. Kod uzorka 803 S (slika 3.47c) jamice na površinama ligamenata su sitnije u odnosu na uzorak 783 S (slika 3.47a). Promena kod uzorka 804 S je isto u morfologiji površine ligamenata gde u ovom slučaju jamice po površini ligamenata više nisu pojedinačne, već površina poprima izgled mešovitog loma (duktilni lom sa elementima kvazi-cepanja), slika 3.47d. Kod oba uzorka, povećava se zastupljenost ravnih površine, što ukazuje na povećanje udela krtog loma.

Izrazita promena morfologije loma u odnosu na prethodne uzorke se desila kod uzoraka austenitizovanih na 820 °C, slika 3.47e i f. Površine loma uzoraka 823 S i 824 S su u potpunosti

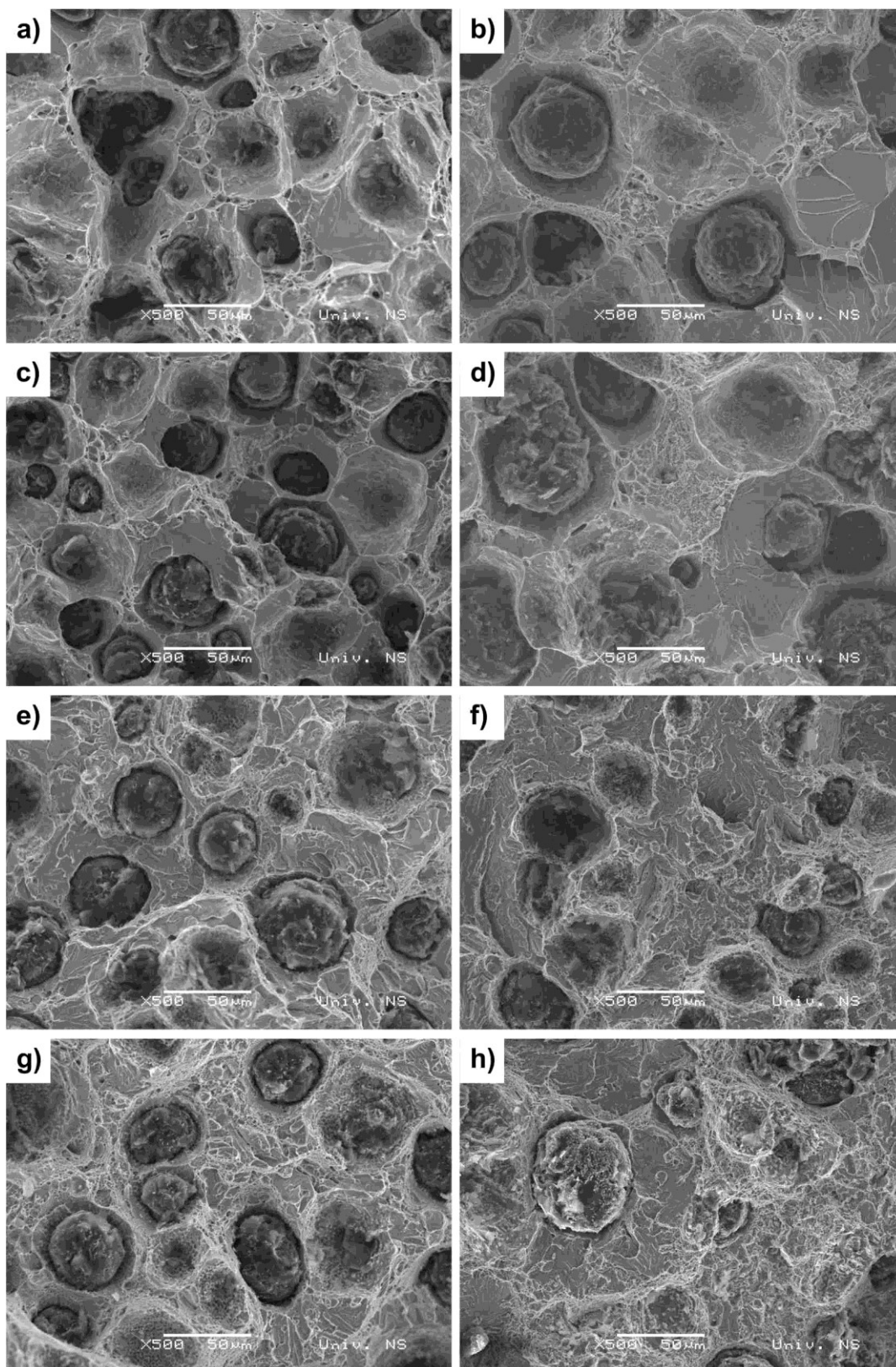
mešovitog karaktera (kombinacija duktilnog loma i loma nastalog usled kvazi-cepanja). Zidovi udubljena oko nodula su u manjoj meri izraženi i površina im je neravna (naborana). Konture ligamenata su neprepoznatljive. Površina loma se sastoji iz karakterističnih jamica (odlika duktilnog loma) koje okružuju ravni cepanja nastale mehanizmom kvazi-cepanja (odlika krtog loma). Ravni cepanja su u vidu izduženih zakrivljenih površina, nasumične orijentacije, stepenastog izgleda što odaje utisak oštre, grube površine. Na površini loma kod oba ADI materijala, više nisu prisutne potpuno ravne površine, karakteristične za krti lom nastao cepanjem.

Morfologija loma uzoraka DP-ADI 843 S i 844 S dobijenih na temperaturi austenitizacije 840 °C je prikazana na slikama 3.47g i h. Kao i u prethodnom slučaju karakter loma je mešovit, ali sa finijom površinom loma. Ravni cepanja su manje i brojnije, nasumično orijentisane. Upoređujući površine loma uzoraka 843 S (slika 3.47g) i 844 S (slika 3.47h) uočava se da su ravni cepanja kod uzorka izotermno transformisanog na 400 °C (844 S) izraženije i veće. Takođe, udeo duktilnog loma sa karakterističnim jamicama je veći.

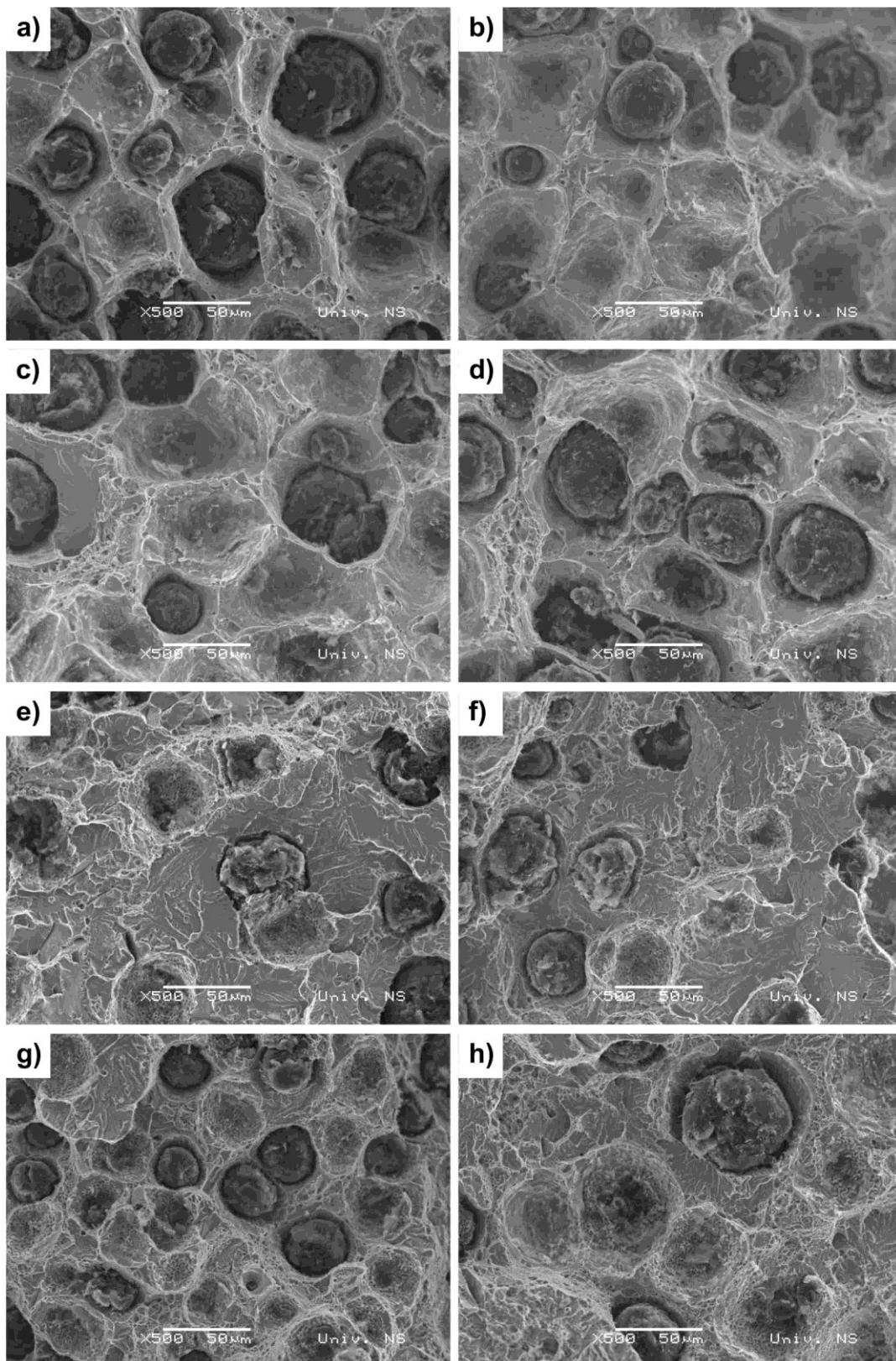
Morfologije loma za prethodno navedene materijale ispitivane zatezanjem u vodi, izvan zone krtosti, su prikazane na slikama 3.48a-h. Odlikuju ih iste karakteristike površina kao i površine nastale ispitivanjem u suvom stanju.

Makroskopski izgled površine loma dvofaznog ADI materijala, izotermno transformisanog na 300 °C, nakon austenitizacije na temperaturi od 780, 800, 820 i 840 °C, a ispitanog u suvom stanju i u 100% vodi, prikazan je na slici 3.49. Kao što je već navedeno ranije, makroskopski posmatrano, površina loma kod uzoraka ispitanih u suvom stanju je u potpunosti ujednačena i homogena (videti sliku 3.45), dok se na površini loma uzoraka ispitanih u vodi uočavaju zone čija je morfologija drugačija od ostatka površine loma. Ove zone se prostiru od površine prema centralnom delu epruvete. Detaljnom analizom pomoću skenirajućeg elektronskog mikroskopa identifikovano je da su uočene zone krtog karaktera i kao takve ograničene su isprekidanim linijama i naznačene strelicama na slici 3.49. Na površini loma uzorka 783 V i 803 V (slika 3.49b i d) zapaženo je više manjih zona raspoređenih uz slobodnu površinu uzorka. Zone krtosti kod navedenih uzoraka nisu vidljive golim okom. Za razliku od uzoraka 783 V i 803 V zone krtosti su kod uzoraka 823 V i 843 V veće i vidljive golim okom, slika 3.49f i h.

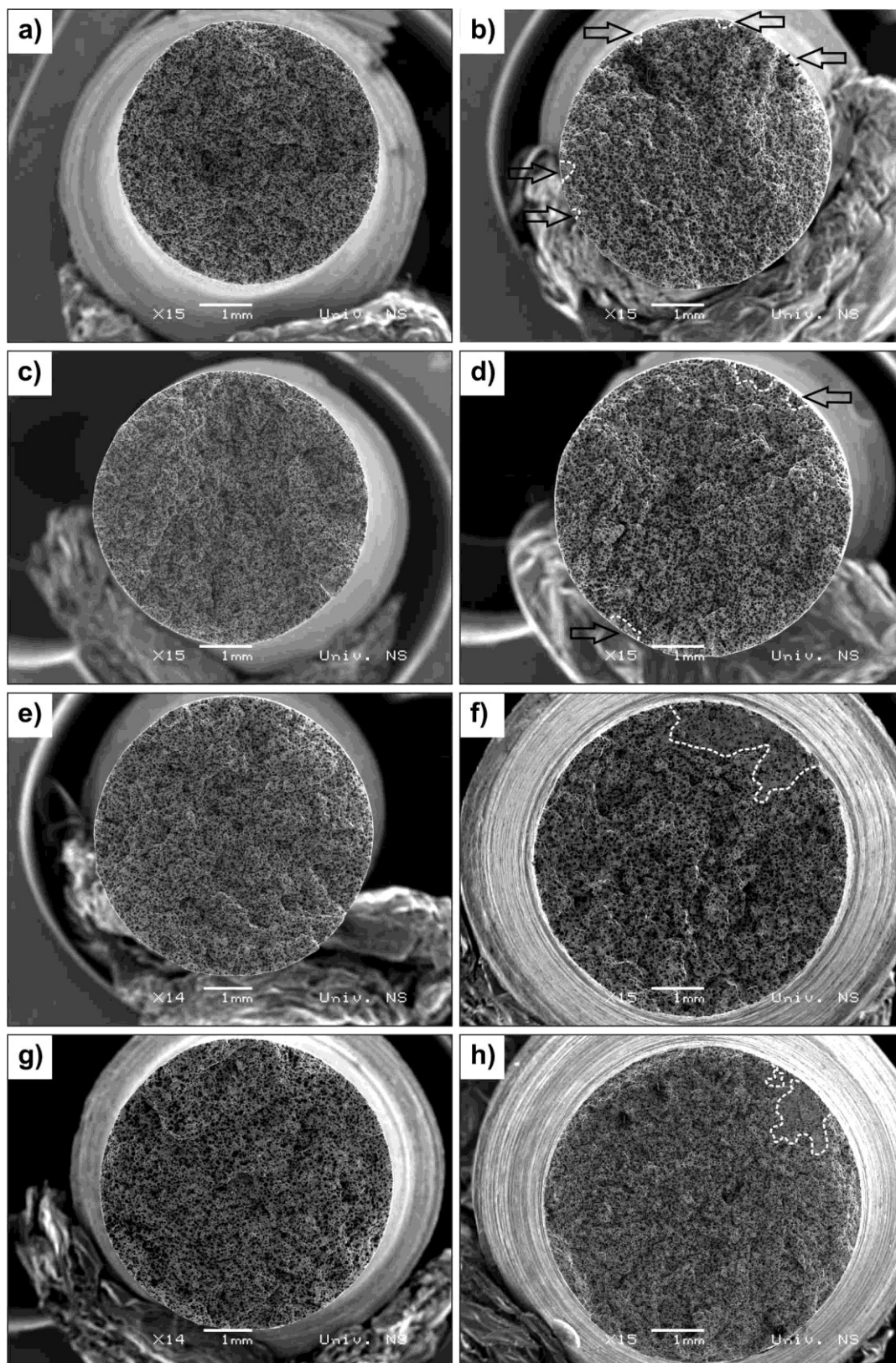
Preostali deo epruveta (centralni deo, deo izvan zona krtosti) ima ujednačenu površinu preloma, čiji je mikroskopski opis dat ranije i prikazan na slici 3.48.



**Slika 3.47** Izgled loma DP-ADI materijala ispitanih u suvom stanju: a) 780/300 °C; b) 780/400 °C; c) 800/300 °C; d) 800/400 °C; e) 820/300 °C; f) 820/400 °C; g) 840/300 °C; h) 840/400 °C



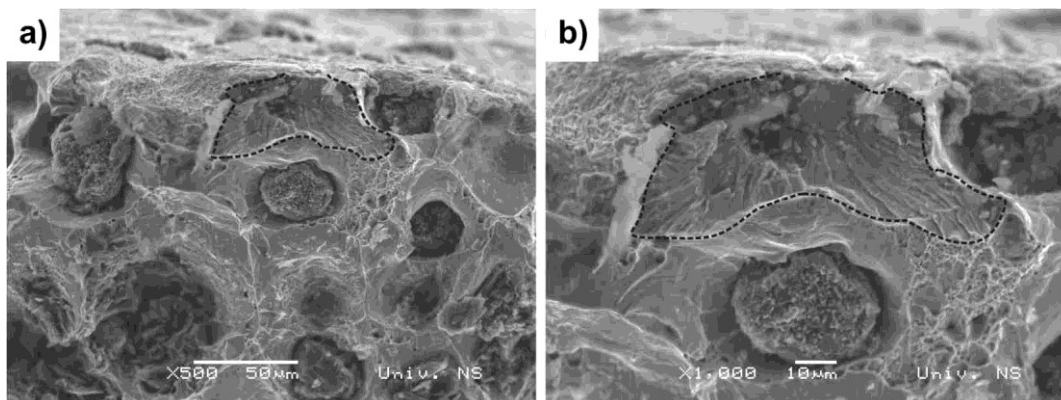
**Slika 3.48** Izgled loma DP-ADI materijala izvan zone krutosti ispitanih u vodi:  
a) 780/300 °C; b) 780/400 °C; c) 800/300 °C; d) 800/400 °C; e) 820/300 °C;  
f) 820/400 °C; g) 840/300 °C; h) 840/400 °C



**Slika 3.49** Makro izgled površine loma DP-ADI materijala, izotermno transformisanih na 300 °C, ispitanih u suvom stanju a), c), e), g) i u vodi b), d), f), h) (zona krтости je obeležena isprekidanom linijom i označena strelicom)

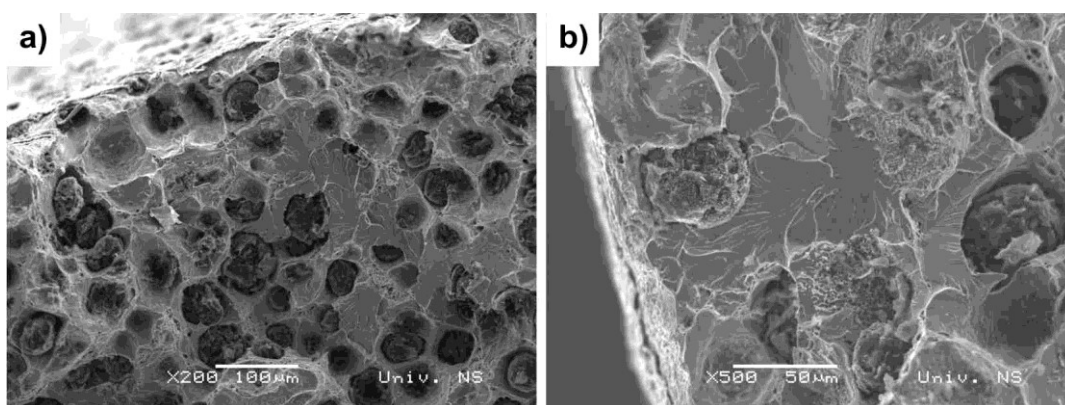
Kod uzoraka, austenitizovanih na temperaturi 780 °C i izotermno transformisanih na 300 °C, ispitanih u 100% destilovanoj vodi (DP-ADI 783 V) uočeno je prisustvo više malih zona krtosti, slika 3.49b.

Površina loma pojedinih zona se sastoji od zone krtosti i zone kvazi-cepanja (mešoviti lom), slika 3.50. Zona krtosti, prikazana na slici 3.50a, je izuzetno mala, oko 0,04 mm, i nalazi se uz slobodnu površinu uzorka. Brazdice u zoni krtosti su fine i guste, međusobno paralelno orijentisane i usmerene od slobodne površine, slika 3.50b.



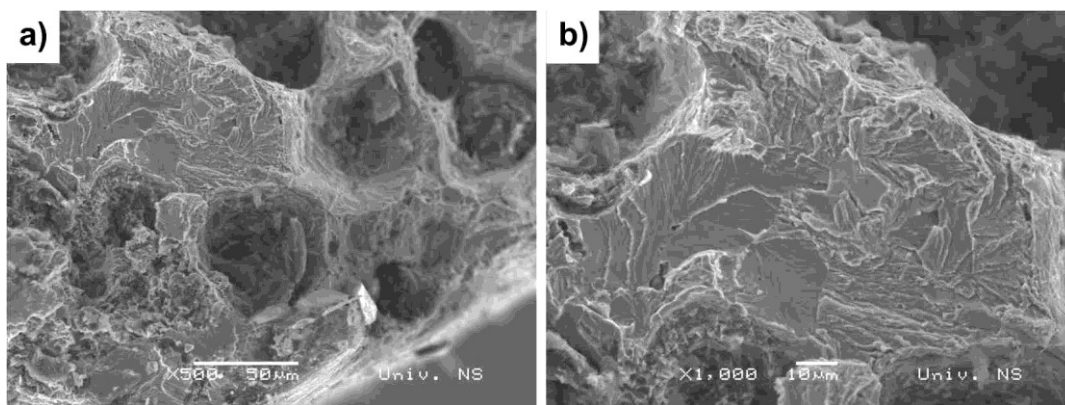
**Slika 3.50** Izgled loma zone krtosti materijala DP-ADI 783 ispitano u vodi (zona krtosti je obeležena isprekidanom linijom)

Kod istog uzorka, na drugim mestima, uočena je zona krtosti sa različitim izgledom. Odnosno, sastavljena je od više malih krta površina (nalik lepezama) koje su međusobno spojene formirajući veće, ujednačeno područje, slika 3.51a. Krta površine su morfološki različite i sastoje se iz svetlih ravnih površina koje su potpuno glatke ili sa slabo izraženim rečnim šarama, slika 3.51b. Mestimično su krta delovi odvojeni od ostatka površine zonama mešovitog loma. Opisana površina je izduženog oblika i prostire se od slobodne površine ka sredini uzorka u dužini od ~0,41 mm i sa približnom širinom od 0,1 mm.



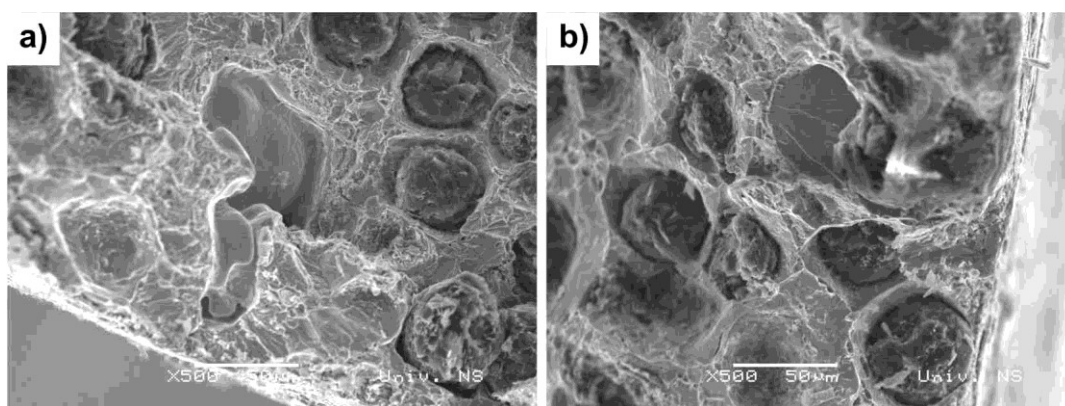
**Slika 3.51** Detalj površine zone krtosti DP-ADI 783 ispitano u vodi pri različitom uvećanju

Zone krtosti su takođe manje izražene i kod uzoraka DP-ADI 803 V (800/300 °C, voda), slika 3.49d. Zona krtosti nije u potpunosti ujednačena, slika 3.52. Sastoji se iz gusto složenih, fino nazubljenih brazdica, nasumično orijentisanih i ravnih zona sa slabo izraženim brazdicama koje više liče na lepeze, slika 3.52b.



**Slika 3.52** Izgled loma zone krтости materijala DP-ADI 803 ispitanoг u vodi

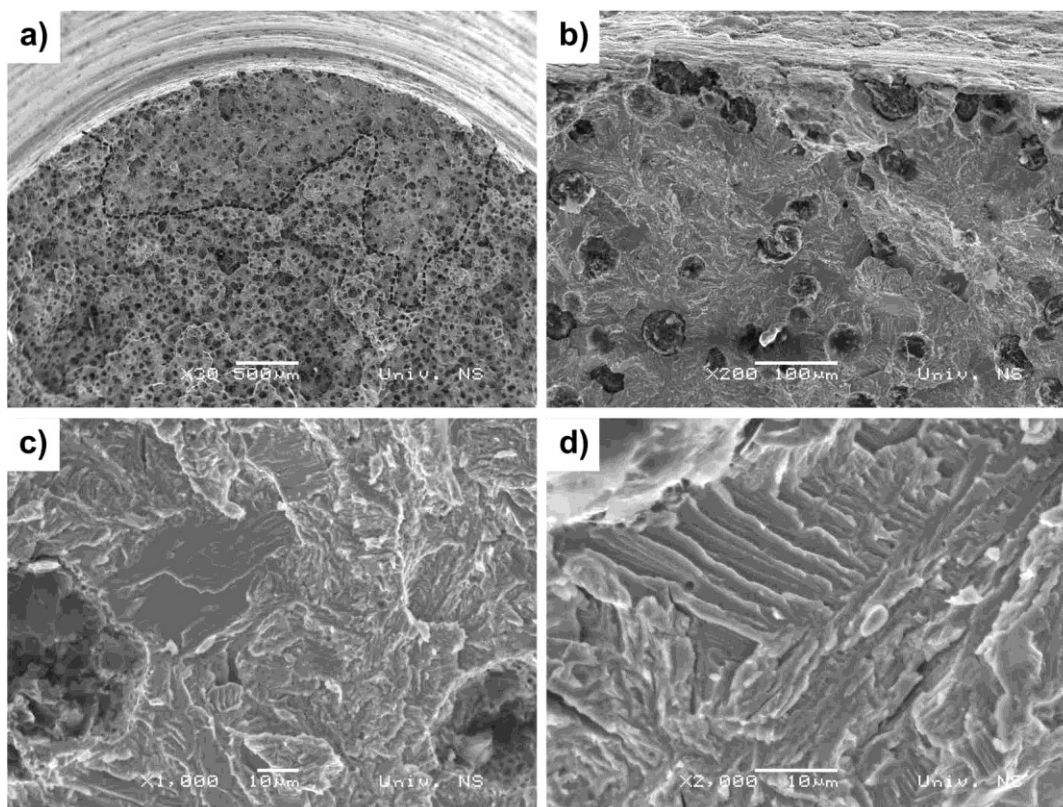
Detaljan prikaz površine preloma uzorka 803 V, koja se nalazi izvan zona krтости, dat je na slici 3.53. Jasno se vide pora i izolovana krta zona. Pora nema izlaz na slobodnu površinu uzorka i u potpunosti je okružena mešovitim lomom, slika 3.53a. Izolovanu krту zonu odlikuje ravna svetla površina sa slabo izraženim rečnim šarama, slika 3.53b. Takođe, u potpunosti je okružena mešovitim lomom.



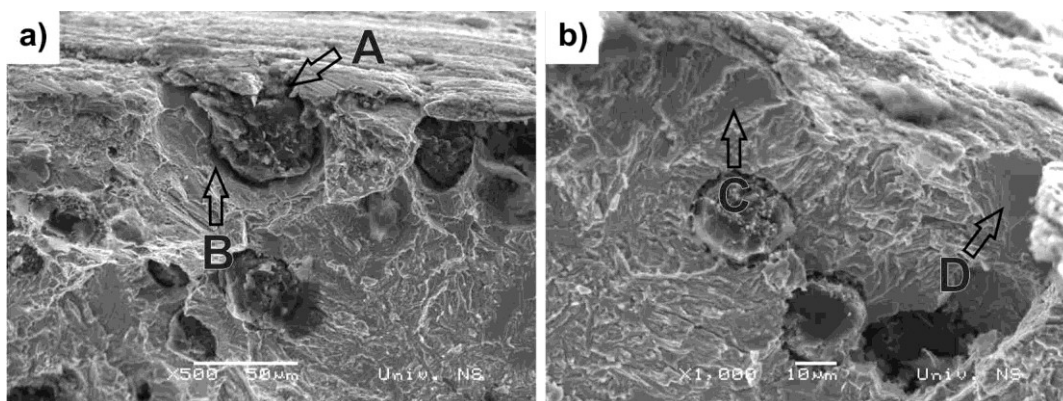
**Slika 3.53** Detalj površine zone krтости DP-ADI 803 ispitanoг u vodi gde se vidi:  
a) pora; b) izolovana krta zona

Morfologija površine preloma uzorka austenitizovanih na 820 °C i izotermno transformisanih na 300 °C (DP-ADI 823 V) je prikazana na slici 3.54. Površina zone krтости je veća nego kod uzorka 783 V i 803 V. Zona je nepravilnog oblika i prostire se u dva pravca od slobodne površine ka centru epruvete. Dubina prodiranja iznosi ~1 i 1,7 mm, slika 3.54a. Unutar zone krтости, na slobodnoj površini uzorka se nalaze nodule kojima je tokom ispitivanja omogućen kontakt sa ispitnom tečnošću, slika 3.54b. Zona krтости ima karakteristične fine, nasumično orjentisane brazdice sa nazubljenim površinama i stepenicama, slika 3.54c i d.

Detaljniji prikaz nodule koja se nalazi u sastavu slobodne površine uzorka prikazana je na slici 3.55a detalj A. Na datoj slici je vidljivo i razdvajanje između grafitnih nodula i zidova udubljenja (detalj B) čime se omogućuje prodiranje ispitne tečnosti u dubinu materijala. Na slici 3.55b se vide krte oblasti koje se nalaze uz slobodnu površinu uzorka. Oblasti imaju lepezastu formu sa ravnim površinama cepanja i slabije izraženim rečnim šarama – detalj C i D.



**Slika 3.54** Izgled loma zone krtosti materijala DP-ADI 823 ispitanog u vodi: a) zona krtosti ograničena isprekidanom linijom; b) nodula u kontaktu sa slobodnom površinom; c) i d) morfologija zone krtosti pri različitom uvećanju

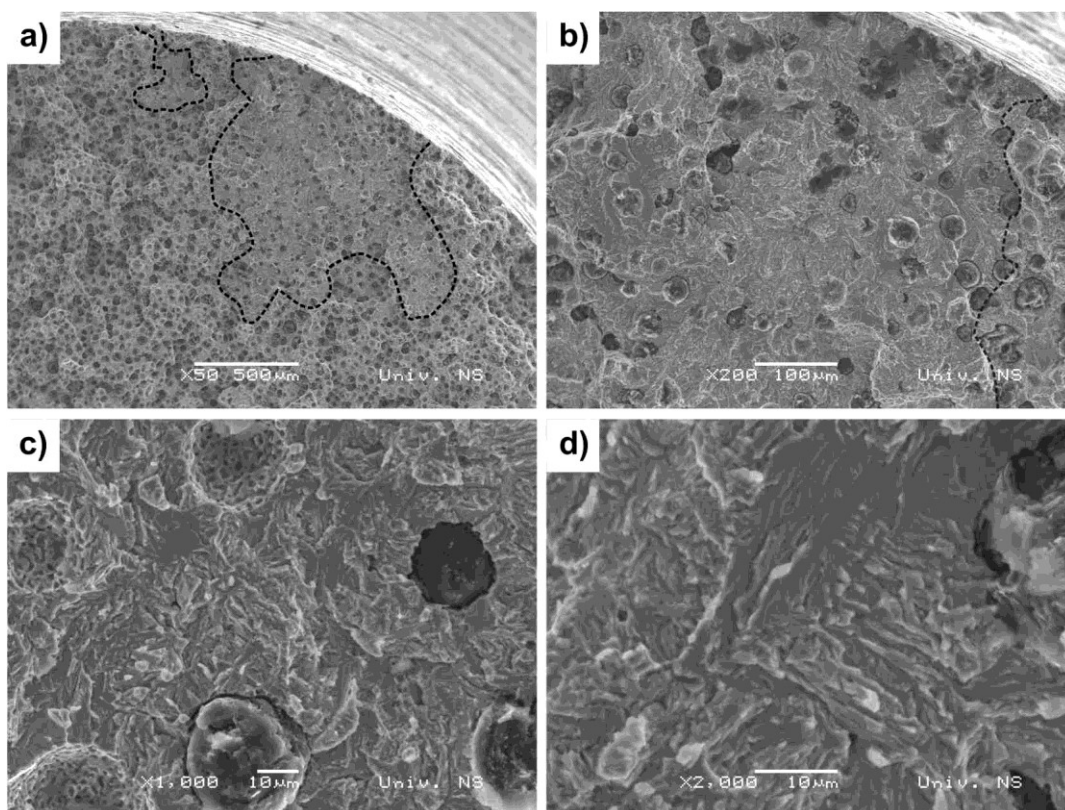


**Slika 3.55** Detalji površine zone krtosti DP-ADI 823 ispitanog u vodi (detalji: A - nodula u kontaktu sa slobodnom površinom; B - razdvajanje između grafitnih nodula i zidova udubljenja; C i D - krte oblasti sa ravnim površinama cepanja)

Kod uzorka sa najvišom temperaturom austenitizacije (840 °C) odnosno uzorka DP-ADI 843 V uočene su dve zone krtosti. Zone su međusobno blizu i veoma se razlikuju po veličini površine koju zauzimaju. Morfologija površine loma sa naznačenom granicom zone krtosti (isprekidane linije) je prikazana na slici 3.56a. Oblik i položaj manje zone je različit u odnosu na prethodno uočene zone krtosti. Njen najveći deo površine je unutar površine preloma, odnosno širi se u unutrašnjosti epruvete, dok je sa slobodnom površinom uzorka povezana sa malim uskim pojasom. Dubina prodiranja manje zone krtosti je oko 0,4 mm. Sa druge strane veća zona krtosti je nepravilnog oblika, sa više pravaca prodiranja u materijal maksimalno 1,2 mm. Na slici 3.56b prikazana je, levo od isprekidane linije, zona krtosti dok je

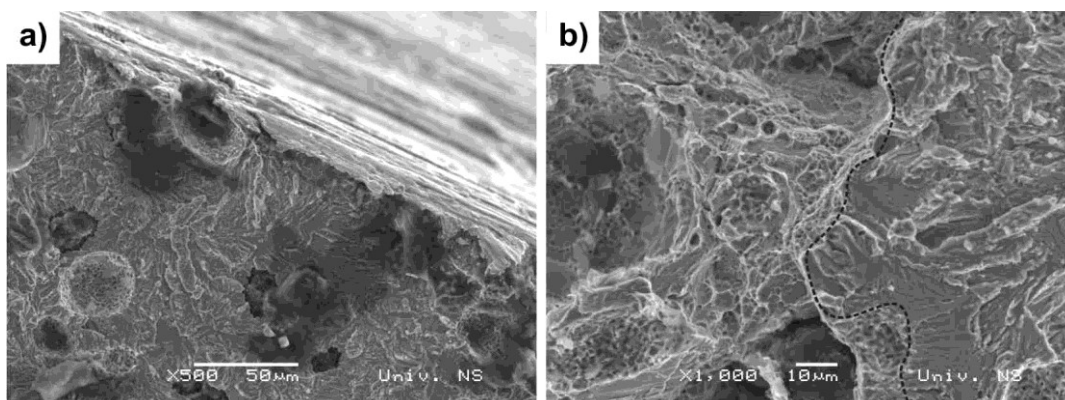


sa desne strane prikazan mešoviti lom. Detaljniji prikaz zone krtosti je dat na slici 3.56c i d. Morfologija zone krtosti je slična kao i kod uzorka 823 V i karakterišu je nasumično orjentisane brazdice sa nazubljenim površinama i stepenicama.



**Slika 3.56** Izgled loma zone krtosti materijala DP-ADI 843 ispitnog u vodi pri različitom uvećanju zona (zona krtosti je obeležena isprekidanom linijom)

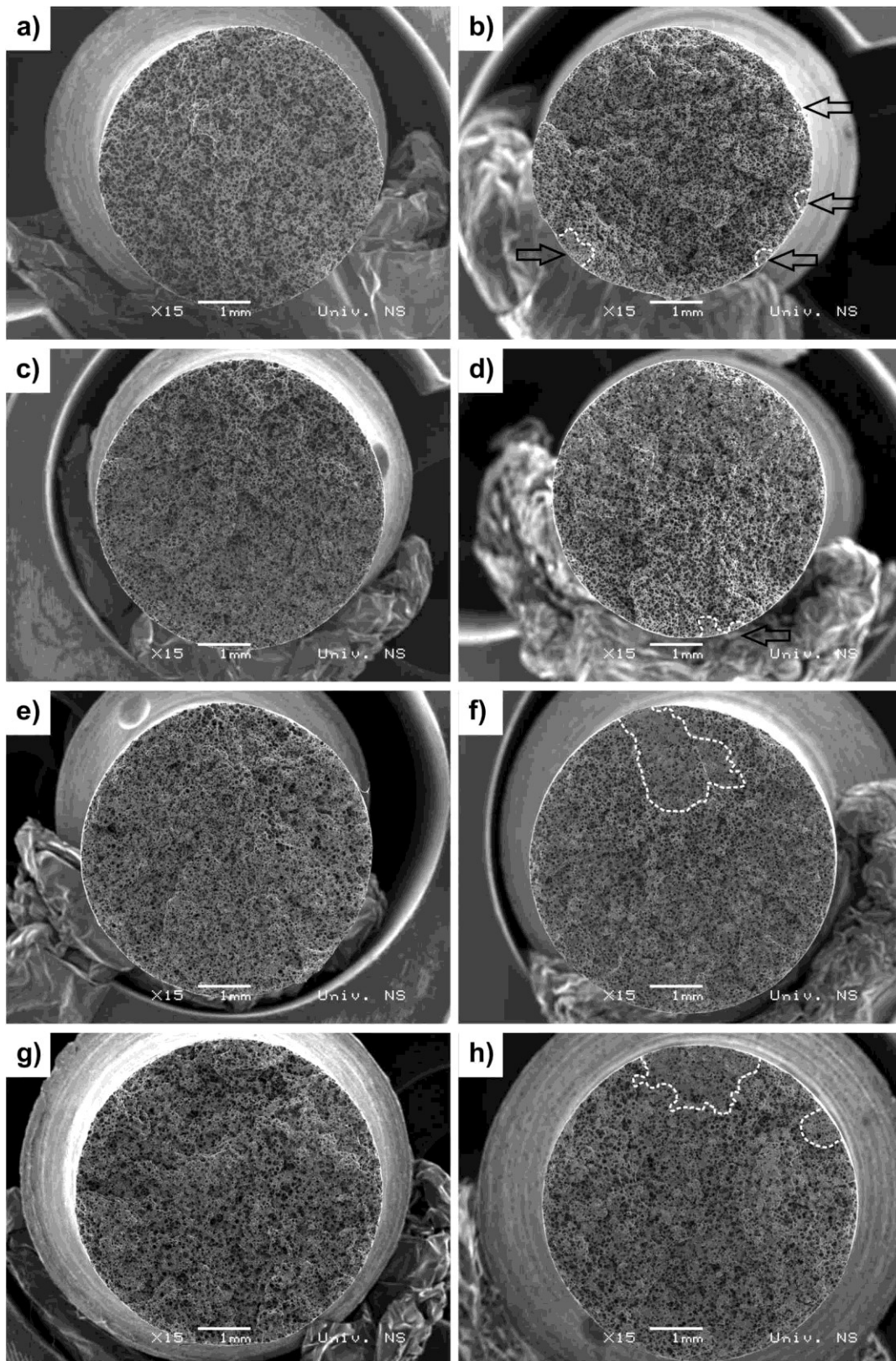
Na slici 3.57a prikazano je udubljenje nodule koja se nalazi na slobodnoj površini uzorka. Udubljenje nodule je u potpunosti okruženo zonom krtosti. Prelaz iz zone krtosti u mešoviti lom prikazan je na slici 3.57b (sa desna na levo).



**Slika 3.57** Detalj površine zone krtosti DP-ADI 843 ispitnog u vodi: a) udubljenje nodule na slobodnoj površini; b) prelaz iz zone krtosti u mešoviti lom (sa desna na levo)

Morfologija površine loma dvofaznih ADI materijala austenitizovanih na temperaturi 780, 800, 820 i 840 °C i izotermno transformisanih na 400 °C prikazana je na slici 3.58. Uzorci su ispitani u suvom stanju i u 100% vodi. Za prvi uslov ispitivanja, odnosno ispitivanje u suvom

stanju, uzorci imaju u potpunosti ujednačenu i homogenu morfologiju površine preloma bez obzira na temperaturu austenitizacije. Detaljniji prikaz morfologije površine preloma uzoraka u suvom stanju je dat na slici 3.47.

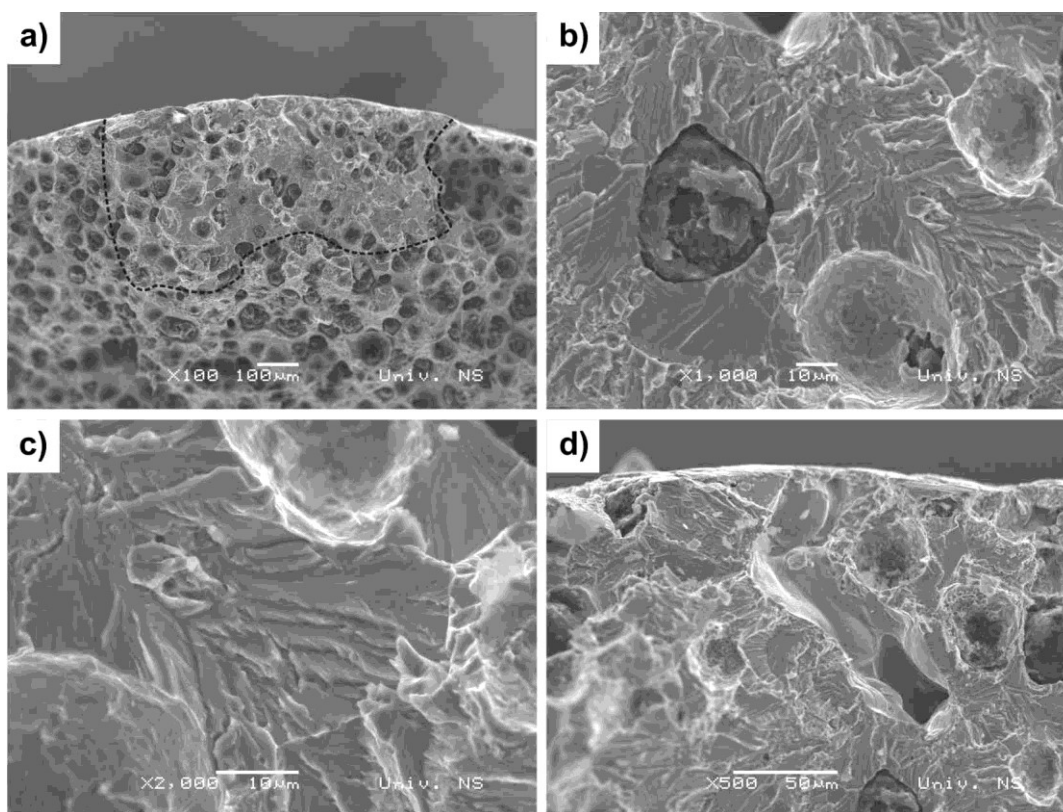


**Slika 3.58** Makro izgled površine loma DP-ADI materijala, izotermno transformisanih na 400 °C, ispitanih u suvom stanju a), c), e), g); i u vodi b), d), f), h) (zona krstosti je obeležena isprekidanom linijom i označena strelicom)

Za razliku od uzoraka ispitanih u suvom stanju, površina preloma uzoraka ispitanih u vodi je heterogena, odnosno uočavaju se morfološki različite zone. Analizom površine preloma pomoću skenirajućeg elektronskog mikroskopa ustanovljeno je da se takođe radi o zonama krtog karaktera kao kod uzoraka izotermno transformisanih na 300 °C. U zavisnosti od temperature austenitizacije, njihova brojnost, oblik i veličina su različite. Kod uzorka 784 V prisutno je više malih zona, raspoređenih uz slobodnu površinu uzorka. Navedene zone su prikazane ograničenim isprekidanim linijama i naznačene strelicama na slici 3.58b. Na površini preloma uzorka 804 V (slika 3.58d) uočene su dve manje zone krtosti međusobno veoma blizu. Zone krtosti kod uzorka 824 V i 844 V su veće i vidljive su golim okom, slike 3.58f i h.

Veći deo površine preloma, koja predstavlja deo izvan zone krtosti, je ujednačen i homogen. Morfologija navedene površine je prikazana na slici 3.48.

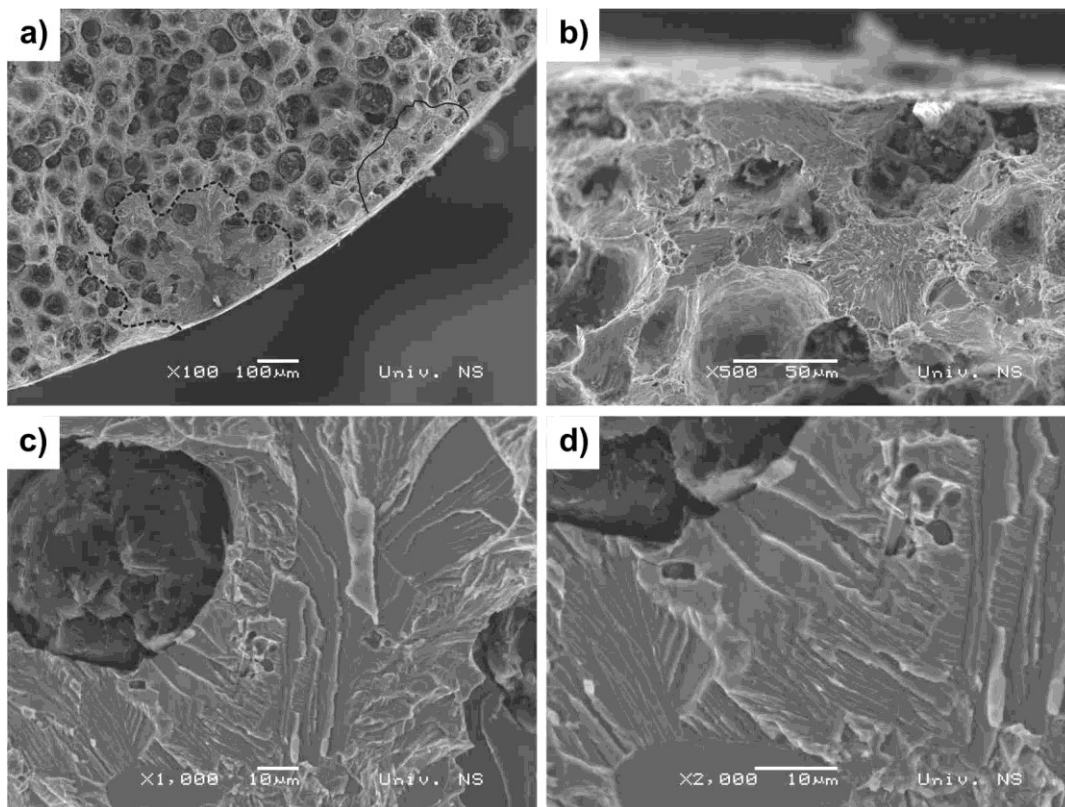
Zona krtosti uzorka austenitizovanog na 780 °C zatim izotermno poboljšanog na 400 °C (DP-ADI 784 V) i ispitano u 100% destilovanoj vodi prikazana je na slici 3.59a. Zona je ograničena isprekidanom linijom, čija širina iznosi 0,8 mm i dubine prodiranja ~0,45 mm. Detaljniji prikaz morfologije površine zone krtosti je dat na slikama 3.59b i c. Sastoji se iz nasumično orjentisanih, nazubljenih brazdica i ravnih glatkih zona sa slabo izraženim brazdicama. Pri većem uvećanju se vidi kako su nazubljene brazdice kraće i šire, i stepenasto složene, slika 3.59c. Pora koja se nalazi u zoni krtosti je prikazana na slici 3.59d i povezana je sa slobodnom površinom uzorka čime je omogućeno prodiranje vode u dubinu materijala.



**Slika 3.59** Izgled loma zone krtosti uzorka DP-ADI 784 ispitano u vodi: a) zona krtosti ograničena isprekidanom linijom; b) i c) prikaz morfologije zone krtosti pri različitim uvećanjima; d) prikaz pore u kontaktu sa slobodnom površinom

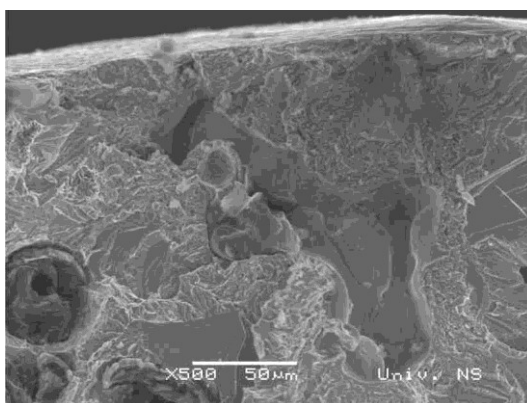
Dve manje zone krtosti su uočene kod uzorka austenitizovanog na 800 °C i izotermno transformisanog na 400 °C (DP-ADI 804 V), slika 3.60a. Dubina prodiranja veće zone iznosi oko 0,35 mm koliko i njena širina. Zona je nepravilnog polukružnog oblika sa više pravaca

prodiranja. Manja zona krtosti je približno iste širine kao i veća, ali je dubina prodiranja znatno manja oko 0,15 mm i bez izraženih pravaca prodiranja. Takođe, u manjoj zoni krtosti se nalazi nodula čiji se deo sfere nalazi na slobodnoj površini uzorka, slika 3.60b. Na ovaj način je omogućeno prodiranje ispitne tečnosti tokom zatezanja između zidova nodule i udubljenja. Detaljniji prikaz morfologije zone krtosti je dat na slici 3.60c i d. Uočava se da su brazdice međusobno više razmaknute i ograničavaju široke, kratke glatke površine. Na ovaj način stvara se utisak formiranja pločica koje su stepenasto složene, slika 3.60d.



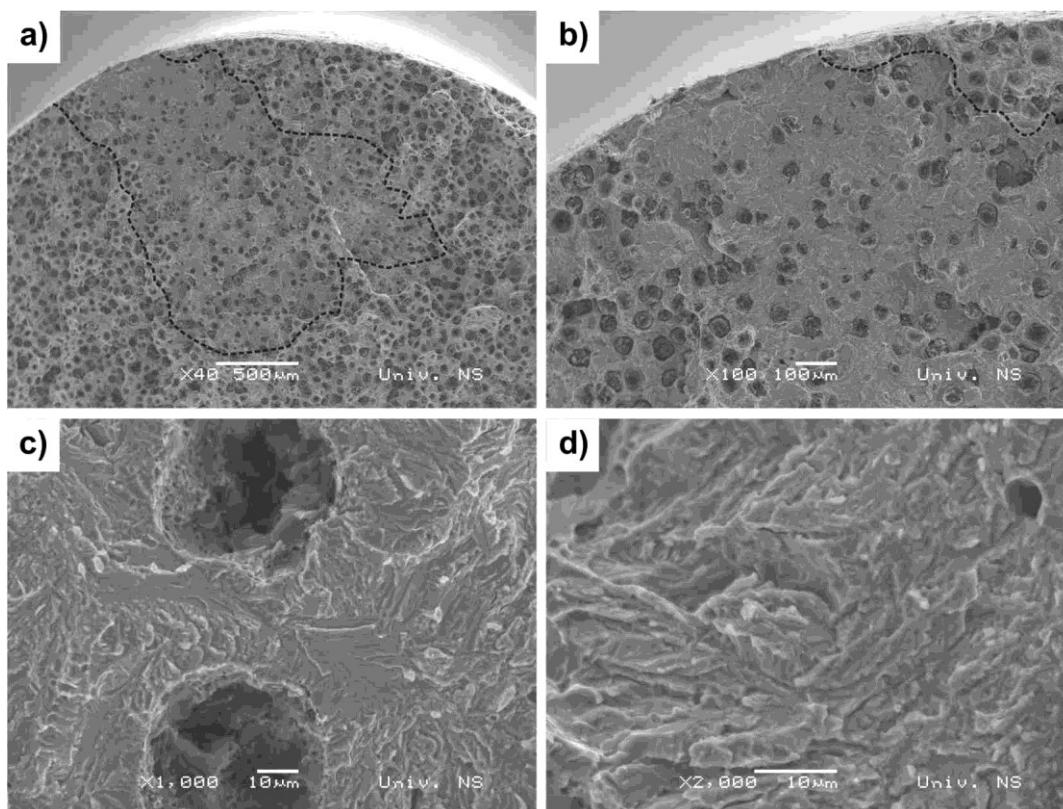
**Slika 3.60** Izgled loma zone krtosti materijala DP-ADI 804 ispitnog u vodi: a) zona krtosti ograničena isprekidanom linijom; b) nodula u kontaktu sa slobodnom površinom; c) i d) morfologija zone krtosti pri različitom uvećanju

Unutar veće zone krtosti, pri slobodnoj površini uzorka, nalazi se pora, slika 3.61. Dužina pore je oko 0,2 mm, nepravilnog oblika i jednim krajem je povezana sa slobodnom površinom uzorka.



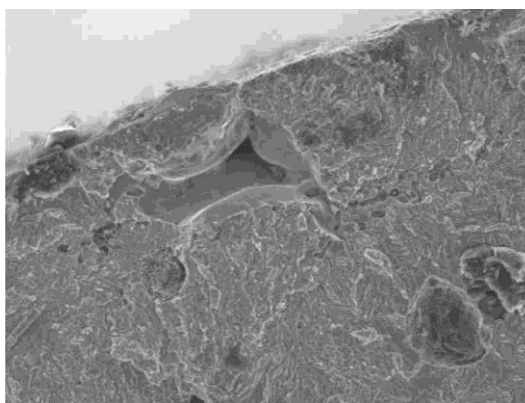
**Slika 3.61** Izgled otvorene pore koja se prostire u dubinu uzorka DP-ADI 804

Zona krtosti kod uzorka 824 V je veća u odnosu na uzorke 784 V i 804 V. Nepravilnog je oblika i prostire se u dva glavna pravca. Širina zone je oko 0,6 mm, dubina prodiranja do 2,2 mm i vidljiva je golim okom, slika 3.62a. Morfološki posmatrano zona krtosti je ujednačena i homogena, slika 3.62b. Brazdice u zoni krtosti su fine sa kraćim i širim nazubljenim površinama, slika 3.62c. Morfologija brazdica je jasnije vidljiva na većem uvećanju, kao što je prikazano na slici 3.62d.



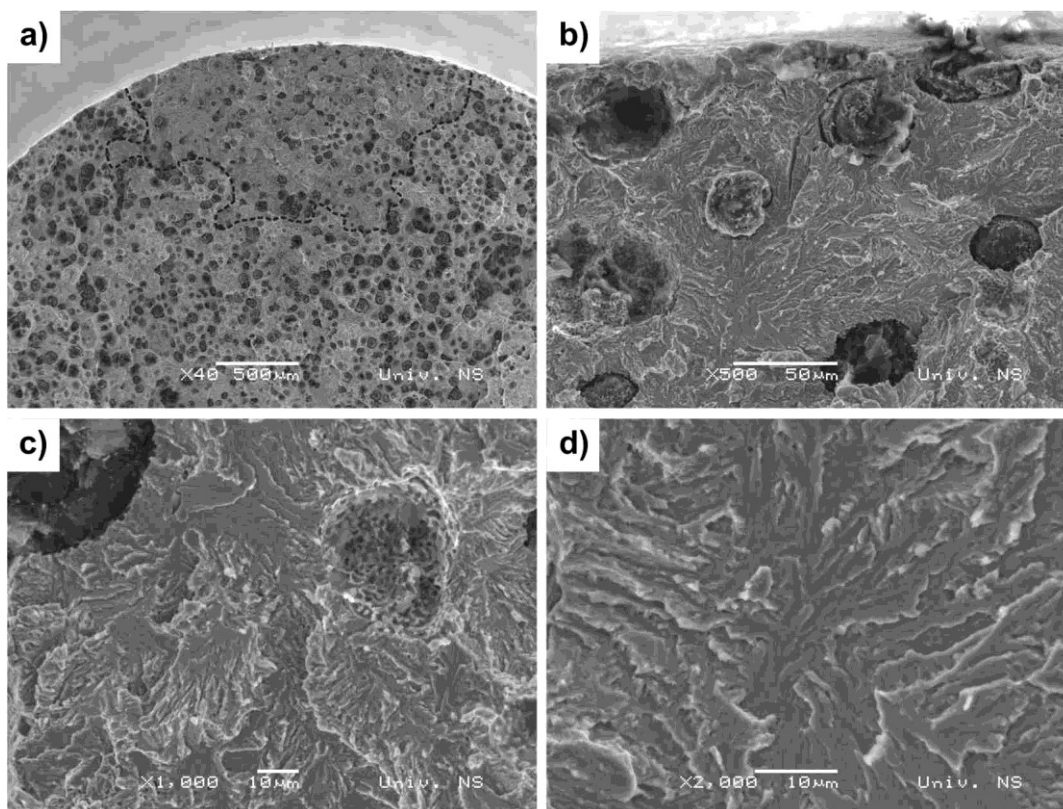
**Slika 3.62** Izgled loma zone krtosti materijala DP-ADI 824 ispitanog u vodi pri različitim uvećanjima (zona krtosti je obeležena isprekidanom linijom)

Na slici 3.63 prikazana je pora koja se nalazi ispod slobodne površine uzorka u zoni krtosti. Pora je nepravilnog oblika i jednim krajem je povezana sa izlazom na slobodnu površinu.



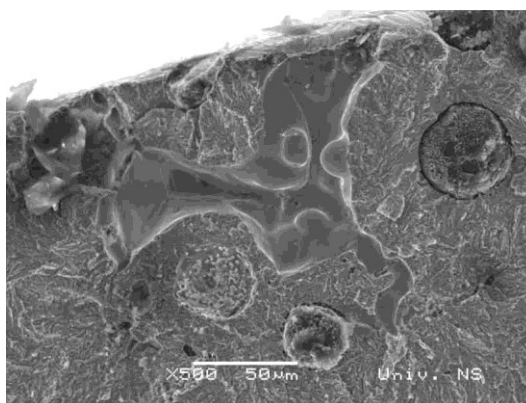
**Slika 3.63** Izgled otvorene pore koja se prostire paralelno sa slobodnom površinom uzorka DP-ADI 824

Površina zone krtosti nastala ispitivanjem uzorka austenitizovanog na 840 °C i izotermno transformisanog na 400 °C (DP-ADI 844 V) je prikazana na slici 3.64. Zona je nepravilnog polukružnog oblika, širine 2 mm i dubine prodiranja u više pravaca do 1 mm, slika 3.64a. Kao i u prethodnim slučajevima i ovde se može videti nodula koja graniči sa slobodnom površinom uzorka, slika 3.64b. Morfologija površine zone krtosti se sastoji iz nasumično orjentisanih brazdica i mestimičnih ravnih površina sa slabo izraženim brazdicama, slika 3.64c.



**Slika 3.64** Izgled loma zone krtosti materijala DP-ADI 844 ispitano u vodi: a) zona krtosti ograničena isprekidanom linijom; b) prikaz nodule u kontaktu sa slobodnom površinom; c) i d) prikaz morfologije zone krtosti pri različitim uvećanjima

Unutar zone krtosti, ispod slobodne površine uzorka, uočena je pora nepravilnog oblika, slika 3.65. Pora je povezana sa slobodnom površinom uzorka čime se omogućuje prodiranje ispitne tečnosti u dubinu materijala. Dubina prodiranja pore je oko 0,15 mm.



**Slika 3.65** Izgled pore nepravilnog oblika otvorenog tipa u uzorku DP-ADI 844

## **4 DISKUSIJA**

## **4.1 Hemijski sastav i mikrostruktura**

Na osnovu ostvarenih rezultata i literaturnih podataka, utvrđeno je da mikrostruktura ima osnovni uticaj na karakteristike i ponašanje, polaznog nodularnog liva, odnosno konvencionalnog i dvofaznog ADI materijala. Objašnjenje međusobne zavisnosti rezultata mehaničkih ispitivanja, ispitanih u suvom stanju i u vodi, temelji se na mikrostrukturnim razlikama dobijenih materijala.

Iz tog razloga u prvom delu diskusije će se analizirati polazni hemijski sastav, mikrostruktura polaznog nodularnog liva, a zatim mikrostruktura konvencionalnih i dvofaznih ADI materijala.

### **4.1.1 Hemijski sastav nodularnog liva**

Hemijski sastav nodularnog liva nije precizno definisan prema evropskim standardima. Evropski standardi EN 1563:2012 i EN 1564:2011 ne definišu preporučene vrednosti legirajućih elemenata za proizvodnju nodularnog liva već ga isključivo klasifikuju prema mehaničkim karakteristikama. Navedeni standardi imaju praktičnu primenu pri projektovanju elemenata i korišćenju nodularnog liva kao materijala za izradu finalnog proizvoda. S obzirom na to da je nodularni liv polazni materijal za dobijanje konvencionalnog i dvofaznog austemperovanog nodularnog liva, uticaj legirajućih elemenata se direktno odražava na parametre termičkog tretmana i njihove mehaničke osobine [69,85,87,88,90,93]. Takođe legirajući elementi omogućuju izotermnu transformaciju delova većih gabarita, odnosno omogućuju veću prokaljivost materijala [43,72]. Prema istraživanju Harding-a [72] legiranjem nodularnog liva sa 0,75% Ni; 0,75% Cu i 0,2% Mo postiže se izotermna transformacija prečnika preko 80 mm sa čisto ausferitnom mikrostrukturom ADI materijala. Isti autor navodi da je prokaljivost nelegiranog nodularnog liva oko 30 mm.

Američko društvo za ispitivanje i materijale (ASTM International) hemijski sastav nodularnog liva prvenstveno definiše kao dogovor proizvođača i kupca. Za razliku od navedenih evropskih standarda američki standardi sadrže i preporučene vrednosti legirajućih elemenata: C=3,60±0,2%; Si=2,50±0,20%; Mn=0,35±0,05%; S=0,02 max; P=0,04 max i  $Mg = S \times 0,76 + 0,025 \pm 0,005$ . Standardi ASTM A536-84 i A897M-06 pored ostalog ukratko opisuju uticaj hemijskih elemenata na određene mehaničke osobine nodularnog liva kao finalnog proizvoda i nodularnog liva namenjenog za dalji termički tretman odnosno proizvodnju austemperovanog nodularnog liva.

Hemijski sastav nodularnog liva korišćenog u eksperimentalnim ispitivanjima je naveden u tabeli 3.1 i odgovara preporučenim vrednostima definisanim u standardu A897M-06.

Prema hemijskom sastavu polazni materijal spada u nelegirani nodularni liv. Izborom nelegiranog polaznog materijala, se izbegava uticaj kompleksnosti mikrostrukture i njenih karakteristika usled legirajućih elemenata te se omogućuje jasnije određivanje uticaja tečnosti na mehaničke karakteristike konvencionalnog i dvofaznog austemperovanog nodularnog liva. Takođe, izborom nelegiranog polaznog materijala postavljaju se referentne vrednosti za buduća ispitivanja uticaja legirajućih elemenata u cilju smanjenje uticaja vode na mehaničke karakteristike.



#### 4.1.2 Mikrostruktura nodularnog liva

Kao što je već opisano u uvodnom delu (videti poglavlje 1.2 i 1.3) mikrostruktura nodularnog liva zavisi od hemijskog sastava i uslova livenja kao što je brzina hlađenja odlivka [42,65]. Nodularni liv sa hemijskim sastavom prikazanim u tabeli 3.1 je odliven u skladu sa preporukama standarda A897M-06. Dobijena feritno-perlitna mikrostruktura sa pretežnim udelom ferita i ravnomerno raspoređenim grafitnim nodulama bez značajne količine uključaka i grešaka u vidu pora odgovara uslovima livenja i datom hemijskom sastavu.

Poznavanje polazne mikrostrukture i njeno projektovanje od značaja je jer polazna mikrostruktura utiče na potrebno vreme austenitizacije. Za pretežno feritnu mikrostrukturu nodularnog liva potrebno je duže vreme austenitizacije kako bi se obezbedilo ravnomerno obogaćivanje austenita ugljenikom iz grafitnih nodula. Iz toga razloga usvojeno je vreme austenitizacije od 2 sata.

Polazna mikrostruktura odgovara postavljenim ciljevima doktorske teze i daljem postupku dobijanja konvencionalnih i dvofaznih ADI materijala.

#### 4.1.3 Mikrostruktura konvencionalnog ADI materijala

Uzorci nodularnog liva su transformisani sa različitim parametrima termičkog tretmana. U cilju dobijanja konvencionalnog ADI materijala termički tretman se sastojao iz austenitizacije na 900 °C tokom 2 sata i izotermne transformacije na 300 i 400 °C tokom 1 sata. Različita temperatura izotermne transformacije uticala je na formiranje različite morfologije mikrostrukture. Na taj način formirane su dve grupe konvencionalnih ADI materijala sa potpuno ausferitnom mikrostrukturom, ali sa različitom morfologijom. U radovima [71,79,87,107] autori su sprovedli ispitivanja zavisnosti morfologije ausferitne mikrostrukture od temperature izotermne transformacije koja se podudaraju sa rezultatima dobijenim u ovoj doktorskoj disertaciji.

Morfologija nastala na 300 °C je acikularna odnosno igličasta morfologija ausferita sa finim i izduženim snopovima ausferitnog ferita, slika 3.2a-b. Uzrok tako nastale morfologije jeste niža temperatura izotermne transformacije pri kojoj se odvija i manji stepen difuzije ugljenika [100,101]. Pri manjem stepenu difuzije ugljenika dolazi do, termodinamički povoljnijeg procesa, stvaranja feritnih klica dok je proces rasta istih otežan. Na ovaj način formiraju se gusti fini snopovi tankih iglica ausferitnog ferita. Izmereni zapreminski udeo zadržanog austenita kod uzoraka izotermno transformisanih na 300 °C iznosi 14,4±1,8%.

Za razliku od fine igličaste morfologije nastale na 300 °C, morfologiju nastalu pri 400 °C odlikuje pločasti ausferit sa širim i kraćim snopovima ausferitnog ferita. Morfologija uzoraka izotermno transformisanih na 400 °C je prikazana na slici 3.2c-d. Dobijena morfologija uzoraka je identična sa rezultatima grupe autora [102]. S obzirom na to da se izotermna transformacija odvija na višim temperaturama, proces nastanka feritnih klica je usporen dok se proces difuzije ugljenika povećava [101,102]. Ovi uslovi omogućavaju rast feritnih pločica i formiranje kratkih, širokih pločica ausferitnog ferita. Pored feritnih i ausferitno feritnih pločica nastaju i izdvojena poligonalna područja grubog zadržanog austenita. Izmereni zapreminski udeo zadržanog austenita iznosi 29,6±2,1%.

Bitno je napomenuti da dubina do koje se odvija izotermna transformacija isto zavisi i od same temperature izotermne transformacije. Dubina je veća pri nižim temperaturama izotermne transformacije usled veće temperaturne razlike [72]. Na osnovu toga, očekuje se da uzorci

transformisani na 300 °C mogu postići veću dubinu izotermne transformacije odnosno postižu veću prokaljivost u odnosu na uzorke transformisane na 400 °C.

#### 4.1.4 Mikrostruktura dvofaznog ADI materijala

Termički tretman za dobijanje dvofaznih ADI materijala se sastojao iz austenitizacije na temperaturama 780, 800, 820 i 840 °C i izotermne transformacije na 300 i 400 °C. Mikrostrukture svih 8 dobijenih materijala su prikazane na slikama 3.3 i 3.4 dok je detaljan prikaz karakterističnih mikrokonstituenata dat na slici 3.5. Ako se posmatraju promene udela ferita i ausferita kod uzoraka sa istom temperaturom austenitizacije, bez obzira na temperaturu izotermne transformacije, uočava se da su udeli faza slični.

Na nižim temperaturama austenitizacije (780 °C) bez obzira na temperaturu izotermne transformacije (300/400 °C) slobodni ferit je skoncentrisan oko nodula. Količina ferita je kod obe grupe uzroka ista i iznosi 80,4% dok je količina ausferita 10,2 odnosno 9%, respektivno. Prisustvo ferita u mikrostrukturi je posledica delimične austenitizacije koja se odvija u temperaturnom opsegu između  $A_1$  i  $A_3$  temperature. Tokom podkritične odnosno delimične austenitizacije polazna mikrostruktura nodularnog liva nije u potpunosti transformisana u austenitnu tako da deo mikrostrukture ostaje u feritnom obliku [84,127,129].

Morfologija ausferita je slična kod obe grupe uzoraka s tim da je udeo zadržanog austenita veći kod uzorka 784. Većim udelom zadržanog austenita u ausferitnoj mikrostrukturi uočava se da je gustina snopova manja nego kod uzorka 783. Detaljan prikaz morfologije ausferita je dat na slikama 3.3b i 3.4b i čine je fini, nasumično orjentisani snopovi pretežno skoncentrisani duž granica feritnih zrna. Ovakva, fina morfologija ausferita uzrokovana je nižom temperaturom austenitizacije. Na nižim temperaturama austenitizacije, nastala austenitna zrna su manja i ograničena su većom količinom slobodnog ferita, tako da će formirane ausferitno feritne pločice tokom izotermne transformacije biti kraće i nasumično orijentisane [84,131]. Dakle, prvenstveni uticaj na udeo faza u mikrostrukturi DP-ADI materijala ima niska temperatura austenitizacije, dok temperatura izotermne transformacije nije od presudnog uticaja.

Povećanjem temperature austenitizacije na 800 °C morfologija se značajno promenila kod obe grupe uzoraka. Morfologija ausferita prikazana je na slikama 3.3d i 3.4d. Uočava se da je udeo ausferita veći i da više prožima, prodire u ferit. Udeo ferita opada i kod uzorka 803 iznosi 49,1%, a kod uzorka 804 je 55%. Sa druge strane udeo ausferita se povećao i iznosi 41,3%, odnosno 35,7%, respektivno. Za razliku od uzoraka austenitizovanih na 780 °C gde je morfologija ausferita za obe temperature izotermne transformacije slična, kod uzoraka austenitizovanih na temperaturi 800 °C morfologija ausferita je različita u zavisnosti od temperature izotermne transformacije. Istraživanja autora Basso [84] i Kilicil-a [131] i njihovih saradnika su obrazložila uticaj temperature austenitizacije na količinu i veličinu ausferita u metalnoj osnovi. Veličina ausferitnih pločica prvenstveno je zavisna od promene temperature austenitizacije zbog količine i veličine prethodno nastalih zrna austenita. Na nižim temperaturama austenitizacije, nastala austenitna zrna su manja i ograničena su većom količinom slobodnog ferita, tako da će formirane ausferitno feritne pločice tokom izotermne transformacije biti kraće i nasumično orijentisane. Dalje sa povećanjem temperature austenitizacije, količina ausferita se povećava zbog formiranja veće količine austenita i većih zrna. U ovom slučaju, ausferitno feritne pločice lakše rastu, što rezultuje njihovom većom dužinom i samim tim se dobija više igličasta morfologija ausferita. Ipak presudan faktor izgleda

morfologije ima temperatura izotermne transformacije. Kao i kod konvencionalnog ADI materijala na nižim temperaturama izotermne transformacije morfologija se odlikuje finim izduženim snopovima ausferitnog ferita dok je na višim temperaturama morfologija ausferita više pločasta sa širim i kraćim snopovima ausferitnog ferita. Uočena promena morfologije ausferita je u skladu sa literarnim podacima [102,147].

Daljim povećanjem temperature austenitizacije na 820 °C ausferit nastavlja sa prodiranjem kroz ferit ostvarujući mestimični kontakt sa grafitnim nodulama, slika 3.3f i 3.4f. Trend promene odnosa udela mikrokonstituenata se nastavlja i kod obe grupe uzoraka je približno isti. Udeo ferita se smanjio na 20,6% za uzorak 823, odnosno 21,6% za uzorak 824. Udeo ausferita se kod uzorka 823 povećao na 68,3%, odnosno na 66,2% za 824. Mehanizam nastanka mikrostrukture je isti kao i kod uzorka 803 i 804.

Najveći udeo ausferita kod dvofaznih ADI materijala je izmeren kod uzoraka austenitizovanih na 840 °C. Na slikama 3.3h i 3.4h se vidi da ausferit većim delom okružuje nodule grafita u odnosu na ferit. Udeo ferita za uzorke 843 iznosi 5,7% odnosno za 844 je 6,8% dok je udeo ausferita 83,6% odnosno 81,1%. Temperatura od 840 °C je bliska kritičnoj temperaturi na kojoj se dobija čisto austenitna mikrostruktura. To uzrokuje da su udeli slobodnog ferita mali, a ausferita veliki.

Kao što je navedeno pored ferita i ausferita kod dvofaznih ADI materijala prisutan je i grafit. Udeo grafita kreće se od 9,3 do 12,2% i komparativan je sa vrednošću određenom za početni materijal  $10 \pm 1,6\%$ . Poznato je da se obogaćivanje austenita ugljenikom vrši i iz grafitnih nodula [72]. Usled varijacije sadržaja grafita za polazni materijal, značajniji uticaj temperatura termičkih tretmana na promenu udela grafita nije uočen. Međutim, iako nije uočeno, može se pretpostaviti da sa porastom udela ausferita u mikrostrukтури DP-ADI dolazi do blagog smanjenja prečnika nodula i smanjenja ukupne količine grafita [138].

Detaljan prikaz karakterističnih mikrokonstituenata dvofaznog ADI materijala, ispitanih na svetlosnom mikroskopu, prikazana je na slici 3.5. Grafit se uočava kao tamni krugovi dok su ravne bele površine karakteristične za izgled slobodnog ferita. Ostatak površine metalne osnove je izražen sivom bojom i predstavlja ausferit. Detaljniji prikaz ausferita je prikazan na slici 3.5a gde se jasno vide različite nijanse i morfologije mikrokonstituenata ausferita. Uočljive su zakošene svetlo sive površine sa izraženim granicama zadržanog austenita. Unutar granica zadržanog austenita se jasno opaža izdvojeni ausferitno feritni snopovi sa karakterističnim nijansama od sive do tamno sive boje. Opisana morfologija i nijanse mikrokonstituenata su uporedivi i sa istraživanjima autora [126,131,132,144].

Navedeni rezultati promene udela faza sugerišu da kod svih uzoraka bez obzira na temperaturu austenitizacije i izotermne transformacije mikrostruktura metalne osnove se sastoji iz ausferita i slobodnog ferita. Promenom temperature austenitizacije menja se i odnos udela faza pri čemu se povećava udeo ausferita, a smanjuje udeo slobodnog ferita kako se temperatura austenitizacije povećava ka kritičnoj temperaturi  $A_3$ . Međutim, izmereni rezultati udela ferita i ausferita za različite temperature austenitizacije nemaju izrazitu linearnu zavisnost, ali prate tendenciju pada i porasta navedenih faza u zavisnosti od temperature. Nelinearnu promenu mikrostrukture u zavisnosti temperature austenitizacije su uočili i autori [88,125,127,128,131].

Najveća promena udela faza je izmerena u temperaturnom opsegu 800÷820 °C. Slični rezultati su zabeleženi i od strane grupe autora Basso i ostali [128]. Zapravo pokazalo se da navedeni temperaturni interval predstavlja srednju temperaturu interkritičnog intervala za nelegirani nodularni liv.

## **4.2 Mehaničke osobine**

Mehanička ispitivanja su izvršena na uzorcima nodularnog liva, konvencionalnog ADI materijala i dvofaznog ADI materijala. Ispitivanja su obuhvatila ispitivanje tvrdoće, ispitivanje zatezanjem i ispitivanje energije udara. Sva ispitivanja su sprovedena u suvom stanju, dok su samo određena sprovedena u 100% vodi ili različitim koncentracijama vode. Kao referente vrednosti korišćeni su rezultati ispitivanja u suvom stanju, dok se za ekstremni uslov ispitivanja smatra ispitivanje u 100% destilovanoj vodi.

### **4.2.1 Tvrdoća**

Rezultati ispitivanja tvrdoće nodularnog liva, konvencionalnog i dvofaznog ADI materijala su prikazani u tabelama 3.5; 3.6 i 3.7. Uticaj vode na tvrdoću se dodatno analizirao statističkom obradom izmerenih vrednosti tvrdoće ANOVA testom.

#### ***Tvrdoća nodularnog liva***

Rezultati ispitivanja tvrdoće nodularnog liva po Vickersovoj i Brinellovoj metodi prikazani su u tabeli 3.5 i iznose 151 HV10, odnosno 152 HB2,5/187,5. Na osnovu rezultata merenja može se uočiti da su vrednosti tvrdoće kod obe metode merenja veoma ujednačene. Nešto manje rasipanje rezultata merenja je zabeleženo kod vrednosti izmerenih po Vickersu. Dobijena vrednost tvrdoće uzrokovana je polaznom mikrostrukturom nodularnog liva koja je pretežno feritna. Poznato je iz literature [45,54] da tvrdoća nodularnog liva raste sa udelom perlita.

Uticaj vode na vrednosti tvrdoće nodularnog liva sa feritno-perlitnom mikrostrukturom nije zabeležen u poznatoj literaturnoj građi. S obzirom na to da je cilj eksperimentalnih ispitivanja doktorske disertacije uticaj vode na materijale koji sadrže ausferitnu mikrostrukturu merenje tvrdoće polaznog materijala u vodi nije vršeno.

#### ***Tvrdoća konvencionalnog ADI materijala***

Tvrdoća konvencionalnog ADI materijala je izmerena metodom po Vickersu u suvom stanju i u vodi. Rezultati ispitivanja tvrdoće su dati u tabeli 3.6. Na slici 3.11 prikazan je dijagram poređenja tvrdoće konvencionalnog ADI materijala sa vrednostima DP-ADI materijala.

Iz tabele 3.6 se uočava da uzorak ADI materijala izotermno transformisan na 300 °C ima više vrednosti tvrdoće nego uzorak izotermno transformisan na 400 °C bez obzira na sredinu ispitivanja. Razlika u termičkom tretmanu za dobijanje ADI 903 i 904 materijala jeste samo temperatura izotermne transformacije stoga se uzrok različite tvrdoće može obrazložiti morfologijom ausferitne mikrostrukture [172]. Pri nižim temperaturama izotermne transformacije (ADI 903 - 300 °C) nastaje fina igličasta ausferitna morfologija sa niskim sadržajem zadržanog austenita (18,73%) koju odlikuju visoke vrednosti tvrdoće. Sa druge strane pri višim temperaturama izotermne transformacije (ADI 904 – 400 °C), nastaje pločasta morfologija ausferita sa višim sadržajem zadržanog austenita (31,8%) kod koje su vrednosti tvrdoće niže. Uticaj temperature izotermne transformacije na vrednosti tvrdoće su u skladu sa literaturnim podacima datim u radu [71].

### Uticaj vode

Uticaj vode na tvrdoću nije uočen kod ADI materijala izotermno transformisanih na 400 °C. Smatra se da voda nema uticaja na vrednosti tvrdoće zbog vrste dejstva sile, iako sila deluje sporo. Zapravo princip merenja tvrdoće se zasniva na prodiranju utiskivača u materijal što u osnovi predstavlja dejstvo pritisnih napona. Usled toga količina vode između utiskivača i materijala je veoma mala ili nepostojeća zbog ostvarenog kontakta. Na taj način se onemogućava prodiranje vode, odnosno sprečava se hemisorpcija malih atoma sa površine ispitnog uzorka u atomske veze metalne osnove.

Sa druge strane mala promena vrednosti tvrdoće pri ispitivanju u vodi (pad vrednosti 1,25%) je konstatovana kod uzorka ADI 903 gde je obradom rezultata vrednosti tvrdoće ustanovljena statistički značajna razlika u odnosu na rezultate ispitivanja u suvom stanju. Izračunata vrednost P parametra iznosi 0,009 i bliska je granici signifikantnosti. Takođe, ovaj rezultat treba uzeti sa rezervom zbog preklapanja vrednosti merenja i manjih vrednosti tvrdoće u odnosu na ispitivanje u suvom stanju. Posebno ako se pretpostavi da materijali koji su krtiji, imaju veće vrednosti tvrdoće [1,15,43], što ovde nije slučaj, nego je došlo do pada vrednosti. Rasipanje vrednosti tvrdoće kod oba uzorka su izrazito mala.

### Tvrdoća dvofaznog ADI materijala

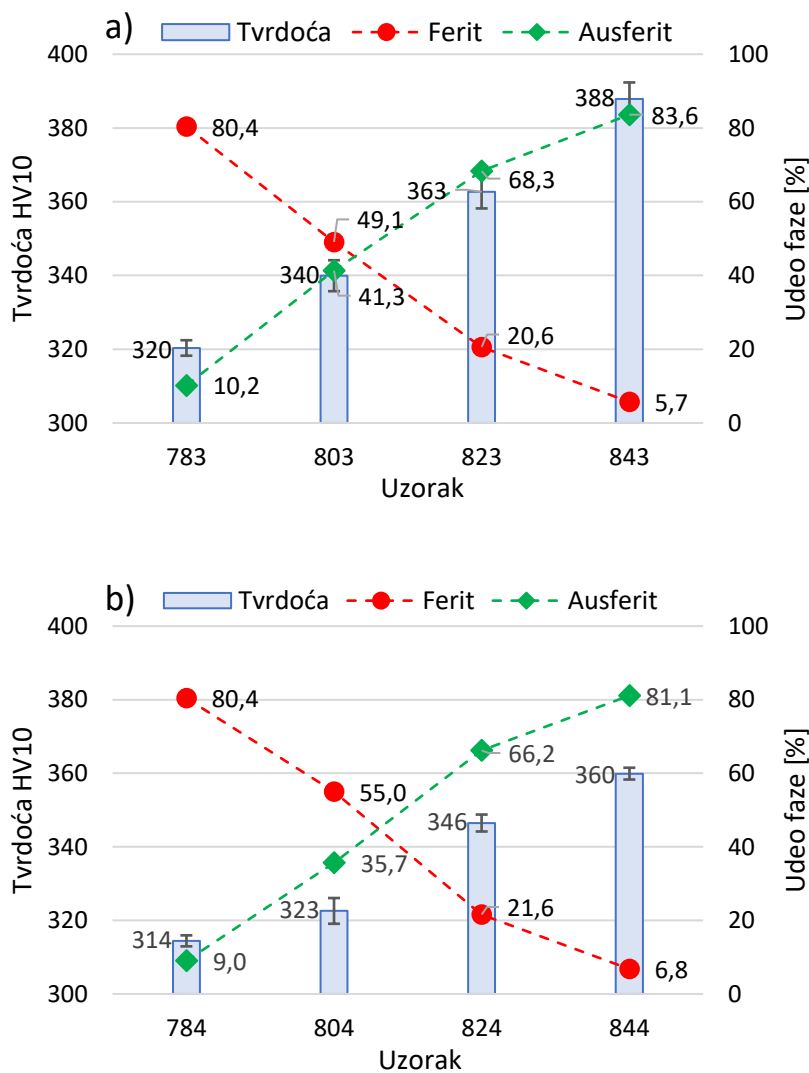
Uzorci dvofaznog ADI materijala su podeljeni u dve grupe u zavisnosti od temperature izotermne transformacije. Rezultati ispitivanja uzoraka u suvom stanju i u vodi su prikazani u tabelama 3.7 i 3.8.

Vrednosti tvrdoće za DP-ADI materijale izotermno transformisane na 300 °C prikazane su u tabeli 3.7. Najniža vrednost tvrdoće (320 HV) je izmerena kod uzorka sa temperaturom austenitizacije 780 °C. Daljim povećanjem temperature austenitizacije uočava se porast vrednosti tvrdoće. Povećanje tvrdoće sa povećanjem temperature austenitizacije se objašnjava promenom udela faza [84,131]. Mikrostruktura metalne osnove dvofaznog ADI materijala se sastoji iz ferita i ausferita. Ferit ima niže vrednosti tvrdoće od ausferita tako da promenom njihovog odnosa se menja i tvrdoća DP-ADI materijala. Na nižim temperaturama austenitizacije udeo slobodnog ferita je veći od udela ausferita. U konkretnom slučaju za uzorak 783 približno 8 puta (ferit 80,4%, ausferit 10,2%). Daljim povećanjem temperature austenitizacije smanjuje se udeo ferita, dok se udeo ausferita povećava. Na taj način se povećava i tvrdoća DP-ADI materijala. Najveća vrednost tvrdoće je izmerena na uzorku 843 (388 HV) čiji udeo ferita iznosi 5,7%, a ausferita 83,6% (udeo ferita je manji oko 14,7 puta).

Ista zakonitost promene tvrdoće je zapažena i kod DP-ADI materijala izotermno transformisanih na 400 °C, tabela 3.8. Takođe, tvrdoća je najmanja (314 HV) kod uzoraka 784 čija je temperatura austenitizacije bila najniža, a time i najmanji udeo nastalog ausferita. Povećanjem temperature austenitizacije udeo ausferita se u metalnoj osnovi uzoraka povećavao da bi na temperaturi 840 °C dostigao udeo od 81,1% i tvrdoću od 360 HV. Na dijagramu prikazanom na slici 4.1 jasno se vidi da sa porastom udela ausferita u mikrostrukturi DP-ADI materijala dolazi do porasta vrednosti tvrdoće.

Poređenjem DP-ADI materijala sa istom temperaturom austenitizacije i različitom temperaturom izotermne transformacije konstatuje se da uzorci termički tretirani na višoj temperaturi izotermne transformacije imaju manju tvrdoću, slika 3.11. Ista zavisnost je uočena i kod konvencionalnog ADI materijal. Kao što je navedeno morfologija ausferita u zavisnosti od područja izotermne transformacije kod dvofaznog i konvencionalnog ADI materijala je ista, tako da se i razlika u vrednostima tvrdoće obrazlaže istim principom [71,172]. Pri nižim temperaturama (300 °C) nastaje fina igličasta ausferitna morfologija sa niskim sadržajem

zadržanog ugljenika koju odlikuju visoke vrednosti tvrdoće i pri višim temperaturama izotermne transformacije (400 °C), nastaje pločasta morfologija ausferita i viši sadržaj zadržanog austenita te su i vrednosti tvrdoće niže. Uticaj morfologije ausferita je manje izražen pri nižim temperaturama austenitizacije zbog većeg udela ferita. Povećavanjem udela ausferita razlika u tvrdoći postaje sve izraženija.



**Slika 4.1** Prikaz zavisnosti tvrdoće od udela ferita i ausferita kod dvofaznog ADI materijala izotermno transformisanog na: a) 300; b) 400 °C

### Uticaj vode

Kod obe grupe uzoraka bez obzira na temperaturu austenitizacije i izotermne transformacije uticaj vode nema statistički značajnu vrednost. Kao i kod konvencionalnih ADI materijala smatra se da voda nema uticaja na vrednosti tvrdoće zbog nemogućnosti prodiranja vode, odnosno vodonika u međuatomske veze usled ostvarenih pritisnih napona i male ili nepostojeće količine vode u zoni kontakta između utiskivača i materijala.

Takođe rasipanje vrednosti merenja između uzoraka u suvom stanju i u vodi je u većini slučajeva veoma slično. Odnosno dolazi i do preklapanja pojedinih izmerenih vrednosti tvrdoća. Na dijagramu, prikazanom na slici 3.11, se vidi poređenje rezultata srednjih vrednosti tvrdoće za svaki ADI materijal grupisanih u zavisnosti od temperature austenitizacije.

#### 4.2.2 Zatezne karakteristike

Prilikom ispitivanja zateznih karakteristika u 100% destilovanoj vodi kod svih ADI materijala prisutan je pad vrednosti u odnosu na ispitivanje u suvom stanju. Konvencionalni ADI materijali su ispitani i u različitim koncentracijama destilovane vode u etanolu. Pad vrednosti određenih zateznih karakteristika nije zabeležen pri ispitivanju u svim ispitnim tečnostima. Na osnovu uočenog uticaja ispitnih tečnosti, ispitivanje dvofaznih ADI materijala izvršeno je samo u 100% vodi.

##### *Zatezne karakteristike nodularnog liva*

Rezultati zateznih karakteristika polaznog nodularnog liva ispitanog u suvom stanju su dati u tabeli 3.9. Na osnovu izmerenih vrednosti i debljine zida odlivka (Y proba, debljina zida 26 mm) nodularni liv se klasifikuje kao EN-GJS-450-10 u skladu sa standardom SRPS EN 1563:2018. Bitno je napomenuti da za navedeni nodularni liv EN-GJS-450-10 pri debljinama odlivka većim od 30 mm vrednosti zateznih karakteristika se prepuštaju dogovoru proizvođača i kupca.

Vrednosti izmerenih zateznih karakteristika zavise od mikrostrukture polaznog materijala. Mikrostruktura nodularnog liva je feritno-perlitna sa udelom perlita  $10\pm 1,6\%$ . Očigledno je da zatezne karakteristike prvenstveno zavise od izrazito većinskog udela ferita čije su karakteristike niska čvrstoća i tvrdoća, ali visoke vrednosti izduženja i energije udara [43,72]. Perlit koga karakterišu visoke vrednosti čvrstoće, tvrdoće i malo izduženje zbog relativno malog udela ne može da utiče u većoj meri na zatezne karakteristike ispitanog materijala. Iz tog razloga polazni materijal ima nisku čvrstoću i veliko izduženje.

##### *Zatezne karakteristike konvencionalnog ADI materijala*

Uzorci konvencionalnog ADI materijala su ispitani u suvom stanju, različitim koncentracijama destilovane vode u etanolu, i u 100% destilovanoj vodi. Rezultati ispitivanja su prikazani u tabelama 3.10 - 3.12. i dijagramima na slikama 3.12 - 3.15. Pregledom vrednosti prikazanih u navedenim tabelama zapaža se da ispitne tečnosti sa različitim procentima vode imaju različit uticaj na zatezne karakteristike istog ADI materijala. Takođe, uočeno je da određeni procenat vode u tečnosti ne utiče isto na različite ADI materijale. Odnosno, pad mehaničkih osobina, tj. konvencionalnog napona tečenja ( $R_{p0,2}$ ), zatezne čvrstoće ( $R_m$ ) i izduženja ( $A$ ) se ne mora iskazati kod oba ADI materijala pri istim uslovima ispitivanja (uočeno pri manjem procentu vode).

Pregledom rezultata ispitivanja uočeno je da napon tečenja i zatezna čvrstoća pri nižoj temperaturi izotermne transformacije imaju veće vrednosti. Vrednosti napona tečenja i zatezne čvrstoće u suvom stanju za ADI 903 iznosi 1244 odnosno 1450 MPa, dok je za ADI 904 722 odnosno 959 MPa. Rezultati ispitivanja su prikazani u tabelama 3.10 i 3.11. Na osnovu izmerenih vrednosti i literature [82,89,166] može se konstatovati da najveći uticaj na čvrstoću ima morfologija ausferita. Fina igličasta morfologija ausferita koja je zastupljena na nižim temperaturama izotermne transformacije obezbeđuje veće vrednosti napona tečenja i zatezne čvrstoće, dok se više pločasta morfologija ausferita, dobijena na višim temperaturama transformacije, odlikuje nižim vrednostima napona tečenja i zatezne čvrstoće, što je u skladu i sa izmerenim vrednostima tvrdoće za obe morfologije.

Vrednosti izduženja izmerene kod konvencionalnih ADI materijala imaju suprotan trend u odnosu na promenu čvrstoće. Odnosno vrednosti izduženja se povećavaju sa porastom

temperature izotermne transformacije (tabela 3.12) i zavise od morfologije i količine zadržanog austenita. Fina igličasta morfologija, koja poseduje visoku čvrstoću, daje niže vrednosti izduženja i obrnuto. Povećanjem količine zadržanog austenita povećava se i izduženje. Ovo potvrđuju istraživanja grupe autora Aranzabal i ostali [173] koja ukazuju da veća količina zadržanog austenita, dobijenog na višim temperaturama izotermne transformacije, doprinosi poboljšanju vrednosti izduženja. Navedena istraživanja su u saglasnosti sa dobijenim rezultatima u disertaciji.

### Uticaj vode

**Napon tečenja** je najmanje osetljiv na prisustvo vode, odnosno pad vrednosti sa povećanjem koncentracije vode je najmanji, tabela 3.10. Statistički značajni rezultati su dobijeni samo pri visokim koncentracijama vode od 10 i 100% za ADI 904 i pri 100% za ADI 903. Kod svih ispitanih epruveta ADI 903 prisutan je iznenadni prelom tokom ispitivanja. Prelom epruveta se desio u oblasti elastičnih deformacija. Kao što je u literaturi navedeno [151,157,163] za nastanak krtosti potrebno je dostići određeni nivo elastične i plastične deformacije, koji će omogućiti dovoljnu hemisorpciju vodonika, a time formiranje i širenje krte prsline. Uzorci ADI 904 pokazuju veću osetljivost na krtost od uzoraka ADI 903. Razlika u kritičnoj koncentraciji vode na krtost između ADI 904 i ADI 903 može se obrazložiti višim stepenom naprezanja potrebnih za plastičnu deformaciju ADI 903, slika 3.12.

**Zatezna čvrstoća** prikazana u tabeli 3.11 pokazuje da jedino koncentracija vode od 0,2% nema uticaja na pad vrednosti. Kod ostalih uzoraka se zadržava tendencija da se sa porastom koncentracije vode u ispitnoj tečnosti smanjuje vrednosti zateznih karakteristika. Poređenjem konvencionalnih ADI materijala sa istom temperaturom austenitizacije zapaža se da ADI 903 postiže više vrednosti zatezne čvrstoće i napona tečenja u svim sredinama ispitivanja. Objašnjenje za dominantno ponašanje materijala jeste mikrostruktura odnosno fina acikularna morfologiji ausferita [72,174,175]. Iznenadni prelom ADI 903 se desio samo tokom ispitivanja u 100% vodi. Međutim, ukupno relativno smanjenje zatezne čvrstoće uzoraka ispitanih u vodi je slično kod oba ADI materijala. Ovakvo ponašanje se može povezati sa manjom veličinom zone krtosti i sa manjom žilavošću ausferitne osnove kod ADI 903, za razliku od ADI 904, što dovodi do sličnog relativnog smanjenja zatezne čvrstoće kod oba materijala.

Treba napomenuti da iako statistička analiza nije dala značajnu razliku vrednosti zatezne čvrstoće kod materijala ADI 903 i ADI 904 ispitanih u 0,2% vode, uočava se formiranje male zone krtosti kod oba materijala. Navedena zona krtosti je više izražena kod ADI 904 nego kod ADI 903. Međutim, nastala zona krtosti je nedovoljna da bi formirala kritičnu veličinu inicijalne prsline koja bi uzrokovala brzo širenje loma čime bi se značajno uticalo na smanjenje zatezne čvrstoće u poređenju sa uzorcima ispitivanim u suvom stanju.

**Izduženje**, za razliku od napona tečenja i zatezne čvrstoće, beleži statistički značajan pad u svim sredinama ispitivanja. Takođe i procentualno najveći pad vrednosti je zabeležen pri ispitivanju izduženja. Za materijal ADI 903 pad izduženja se kreće od ~50% pa naviše, dok pad za ADI 904 kreće od ~24% sa izraženom tendencijom da se sa porastom koncentracije vode smanjuju vrednosti izduženja. Rezultati ispitivanja izduženja su prikazani u tabeli 3.12. Kod uzorka ADI 903 i najmanja koncentracija vode (0,2%) je bila dovoljna da se utvrdi statistički značajna razlika u odnosu na rezultate ispitivanja u suvom stanju. Kasnijim ispitivanjem površine loma ustanovljeno je prisustvo inicijalnih prsline koje se smatraju uzrokom pada vrednosti izduženja. Takođe, utvrđeno je da sa porastom koncentracije vode povećava i površina krte zone. Nastala prsline ograničava pojavu plastične deformacije materijala do te mere da u slučaju ispitivanja izduženja materijala ADI 903 u vodi (100%) nije došlo do



nastanka plastične deformacije, već lom nastaje u elastičnoj oblasti. Iznenađni prelom epruvete ADI 903 V u oblasti elastičnih deformacija se može objasniti pomoću mikrostrukture nastale na nižoj temperaturi izotermne transformacije. Materijal ADI 903 izotermno transformisan na 300 °C poseduje finu igličastu ausferitnu morfologiju koju odlikuje velika čvrstoća, ali i manja duktilnost [72,174,175]. Nastala prslina se u opisanoj morfologiji brzo širi. Velika vrednost napona tečenja materijala ADI 903 obezbeđuje dovoljno elastično naprezanje koje je potrebno da se smanji energetska barijera za difuziju atoma vodonika. Tako relativno visoka opterećenja tokom ispitivanja u 100% vodi doprinose brzom formiranju i širenju prsline [151,157].

Na dijagramu, prikazanom na slici 3.15, se vidi da krive napon-deformacija za svaku grupu uzoraka imaju isti trend porasta, odnosno preklapaju se. Grafički prikaz krivih je u saglasnosti sa zaključcima autora [151,157,163] da do loma dolazi pri određenom nivou elastične i plastične deformacije, koja će omogućiti dovoljnu hemisorpciju vodonika.

### **Zatezne karakteristike dvofaznog ADI materijala**

Uzorci dvofaznog ADI materijala su ispitani u suvom stanju i u 100% destilovanoj vodi. Ispitivanje u ostalim procentima vode nije vršeno na osnovu rezultata dobijenih pri ispitivanju konvencionalnih ADI materijala. Rezultati ispitivanja DP-ADI materijala izotermno transformisanog na 300 °C prikazani su u tabelama 3.13-3.15 i dijagramima na slikama 3.16-3.18. dok su za 400 °C prikazani u tabelama 3.16-3.18 i slikama 3.20-3.22.

Rezultati ispitivanja u suvom stanju pokazuju da se sa promenom temperature austenitizacije i izotermne transformacije menjaju i vrednosti zateznih karakteristika, tabele 3.13 i 3.16. **Napon tečenja** za obe grupe uzoraka, transformisanih na 300 i 400 °C, se sa povećanjem temperature austenitizacije, odnosno sa povećanjem udela ausferita, povećava. Do istih zapažanja su došli i Basso i ostali [125] koji su ispitivali DP-ADI materijale sa različitim udelima mikrokonstituenata. Poređenjem rezultata u zavisnosti od temperature austenitizacije uzorci izotermno transformisani na 300 °C imaju veće vrednosti napona tečenja nego na 400 °C što se objašnjava finijom morfologijom ausferita - isto je zapaženo i kod konvencionalnih ADI materijala [129,131,176].

**Zatezna čvrstoća** ima isti trend povećanja vrednosti u zavisnosti od temperature austenitizacije, kao i kod napon tečenja. Rezultati ispitivanja u suvom stanju su prikazani u tabelama 3.14 i 3.17. Na nižim temperaturama austenitizacije udeo ferita je dominantan što se odražava nižim vrednostima zatezne čvrstoće. Povećanjem udela ausferita u mikrostrukтури povećavaju se i vrednosti zatezne čvrstoće. Takođe vrednosti zatezne čvrstoće su veće kod grupe uzoraka izotermno transformisanih na 300 °C što se objašnjava finom morfologijom ausferita.

Vrednosti **izduženja** kod DP-ADI materijala opadaju sa povećanjem temperature austenitizacije. Dominantan udeo ferita u mikrostrukтури, koji se postiže na nižim temperaturama austenitizacije, doprinosi većim vrednostima izduženja. Rezultati izmerenih vrednosti su prikazani u tabelama 3.15 i 3.18. Morfologija ausferita takođe utiče na vrednosti izduženja. Pločasta morfologija ausferita, dobijena na višim temperaturama izotermne transformacije, doprinosi povećanju vrednosti izduženja usled većeg zapreminskog udela zadržanog austenita koji je veći kod uzoraka izotermno transformisanih na 400 °C [173].

### Uticao vode

**Napon tečenja** je, kao i kod konvencionalnih ADI materijala, najmanje osetljiv na uticao vode. Rezultati napona tečenja za DP-ADI 300 °C su prikazani u tabeli 3.13, dok su za uzorke izotermno transformisane na 400 °C prikazani u tabeli 3.16. Kod uzoraka izotermno transformisanih na 300 °C uticao vode je jedino statistički signifikantan kod uzorka 843. Uzorak 843 ima najveće vrednosti napona tečenja 1054 MPa. Smatra se da je pri navedenom naponu dostignuta kritična vrednost i da su ispunjeni uslovi za nastanak krtosti ADI materijala, odnosno ausferitne mikrostrukture [164,165]. Kod ostalih uzoraka, u istoj grupi, ispitanih u vodi vrednosti su takođe manje, ali nedovoljno da bi bile statistički značajne. Kod uzoraka izotermno transformisanih na 400 °C voda nema uticaja na vrednosti napona tečenja.

Rezultati ispitivanja **zatezne čvrstoće** su prikazani u tabelama 3.14 i 3.17 za temperature izotermnih transformacija 300 i 400 °C, respektivno. Signifikantan uticao vode je uočen kod uzoraka 843 i 844. Uzorci 843 i 844 imaju naveći udeo ausferita (83,6 odnosno 81,1%) i najmanji udeo ferita (5,7 odnosno 6,8%) te je i njihova osetljivost na vodu najveća, shodno ponašanju konvencionalnim ADI materijalima.

Uticao vode je najviše izražen na vrednosti **izduženja**. Rezultati ispitivanja izduženja su prikazani u tabelama 3.15 i 3.18. Signifikantnost uticaja vode uočena je kod uzoraka austenitizovanih na 820 i 840 °C kod obe grupe uzoraka (300 i 400 °C). Udeo ausferita je visok i iznosi preko 66% kod uzoraka 823 i 824, odnosno preko 81% za uzorke 843 i 844. Sa druge strane visoke vrednosti napona tečenja navedenih materijala obezbeđuju dovoljno elastično naprezanje za smanjenje energetske barijere za difuziju atoma vodonika [151,157]. Visoka opterećenja u vodi doprinose brzom nastanku i širenju prsline. Zbog nižeg sadržaja ferita, koga karakteriše izrazita duktilnost, vrednosti izduženja su niske i pri ispitivanju u suvom stanju. Na ovaj način ferit ne može da spreči propagiranje prsline koja nastaje u ausferitu usled kontakta sa vodom.

### 4.2.3 Energija udara

Ispitivanje energije udara je izvršeno u suvom stanju i u 100% vodi. U suvom stanju ispitani su polazni nodularni liv i dvofazni ADI materijali, a u suvom stanju i vodi su ispitani konvencionalni ADI materijali. Dvofazni ADI materijali su ispitani samo u suvom stanju jer voda nije imala uticaja na pad vrednosti tokom ispitivanja konvencionalnih ADI materijala.

#### *Energija udara nodularnog liva*

Rezultati energije udara polaznog materijala su prikazani u tabeli 3.19. Uočava se da postoje određena rasipanja rezultata ukupne energije udara. Energije potrebne za nastanak prsline su približno iste dok su odstupanja prisutno kod energija potrebnih za rast prsline. Velika razlika u energijama potrebnim za nastanak i rast prsine (3 puta i više) se objašnjava tipom epruvete i mikrostrukturom. Ispitivanje energije udara je izvršeno na epruvetama bez zareza tako da je najveći deo energije utrošen na deformaciju epruvete i nastanak inicijalne prsline. Mikrostruktura polaznog materijala je feritna sa udelom perlita  $10 \pm 1,6\%$  što obezbeđuje epruvetama veliku duktilnost.

### ***Energija udara konvencionalnog ADI materijala***

Ispitivanje energije udara konvencionalnog ADI materijala je izvršeno u suvom stanju i u vodi. Ustanovljeno je da voda nema statistički značajan uticaj na izmerene rezultate. Poređenjem ADI materijala zapaža se da veće vrednosti energije udara ima materijal izotermno transformisan na 400 °C (preko 50%). Rezultati ispitivanja energije su prikazani u tabeli 3.20. Takođe se može uočiti da je kod oba materijala najveća energija utrošena na nastanak prsline dok je manji deo utrošen na njen rast. Razlika u energijama za nastanak i rast prsline iznosi ~95% kod oba ADI materijala.

U slučaju nelegiranih ADI materijala energija udara zavisi od parametara termičkog tretmana odnosno austemperovanja čime se direktno utiče na mikrostrukturu i njenu morfologiju. Opširnija istraživanja su sprovedena i od strane grupe autora Tomasz i ostali [177], koji su ustanovili da na vrednosti energije udara veći uticaj ima temperatura izotermne transformacije nego temperatura austenitizacije. Dobijeni rezultati u disertaciji, da se na višoj temperaturi izotermne transformacije dobijaju više vrednosti energije udara, se podudaraju sa istraživanjima navedenih autora i sa autorima Myszka i ostali [112].

Sa druge strane detaljnija istraživanja uticaja temperature izotermne transformacije na mikrostrukturu u korelaciji sa energijom udara su sprovedena od strane istraživača Rao i Putatunda [117]. Rezultati istraživanja su pokazala da morfologija mikrostrukture utiče na energiju udara i žilavost materijala. Ispitivanja su se zasnivala na merenju energije udara kod materijala koji imaju isti udeo zadržanog austenita, a različitu morfologiju ausferita. Odnosno, ADI materijal izotermno transformisani u donjem području, sa igličastom morfologijom ausferita, imaju veće vrednosti energije udara nego materijali izotermno transformisani u gornjem području, sa više pločastom morfologijom za iste vrednosti zadržanog austenita. Do istih saznanja je došla grupa autora Aranzabal i ostali [173].

U literaturi [89,178,179] kao glavni uticaj na vrednosti energije udara navodi se količina zadržanog austenita. Smatra se da sa porastom količine zadržanog austenita se povećava i duktilnost ADI materijala. U tabeli 3.4 dati su rezultati rendgenostrukturalne analize gde se uočava da zapreminski udeo zadržanog austenita za uzorak 903 iznosi 17,73%, a za 904 daleko više 31,8%. Na osnovu rezultata uočava se da su izmereni rezultati energije udara u korelaciji sa zapreminskim udelom zadržanog austenita. Odnosno ADI materijal sa većom vrednošću energije udara ima veću količinu zadržanog austenita i suprotno. Zavisnost energije udara od udela zadržanog austenita je prikazana na slici 4.2.

#### **Uticaj vode**

Na slici 3.25 prikazan je dijagram zavisnosti sila-vreme pri udarnom ispitivanju konvencionalnog ADI materijala u suvom stanju i u vodi. Linije sila-vreme gledano pojedinačno za svaki ADI materijal ispitan u suvom stanju i u vodi se skoro u potpunosti poklapaju čitavom dužinom što predstavlja još jedan dokaz da voda nema uticaja na pad vrednosti ispitivanja energije udara, kao što je navedeno u literaturi [157]. Smatra se da pri ispitivanju energije udara, usled velike brzine dejstvo sile na uzorak, se ne stiču uslovi za odvijanje procesa hemisorpcije vode sa površine ispitnog uzorka u atomske veze metalne osnove. Takođe se zapaža da je za ADI 903 potrebna veća sila za lom epruvete nego kod ADI 904, ali i manje vremena za prelom epruvete što se objašnjava mehaničkim karakteristikama morfološki različitog ausferita.

### ***Energija udara dvofaznog ADI materijala***

Rezultati ispitivanja energije udara dvofaznog ADI materijala u suvom stanju na instrumentiranom Šarpijevom klatnu su prikazani u tabelama 3.21 i 3.22. Dijagram zavisnosti sila-vreme pri udarnom ispitivanju je prikazan na slici 3.26. Sumirani prikaz zavisnosti energije udara od udela ferita i ausferita za dvofazne i konvencionalne ADI materijale kao i promena udela zadržanog austenita je prikazana dijagramski na slici 4.3.

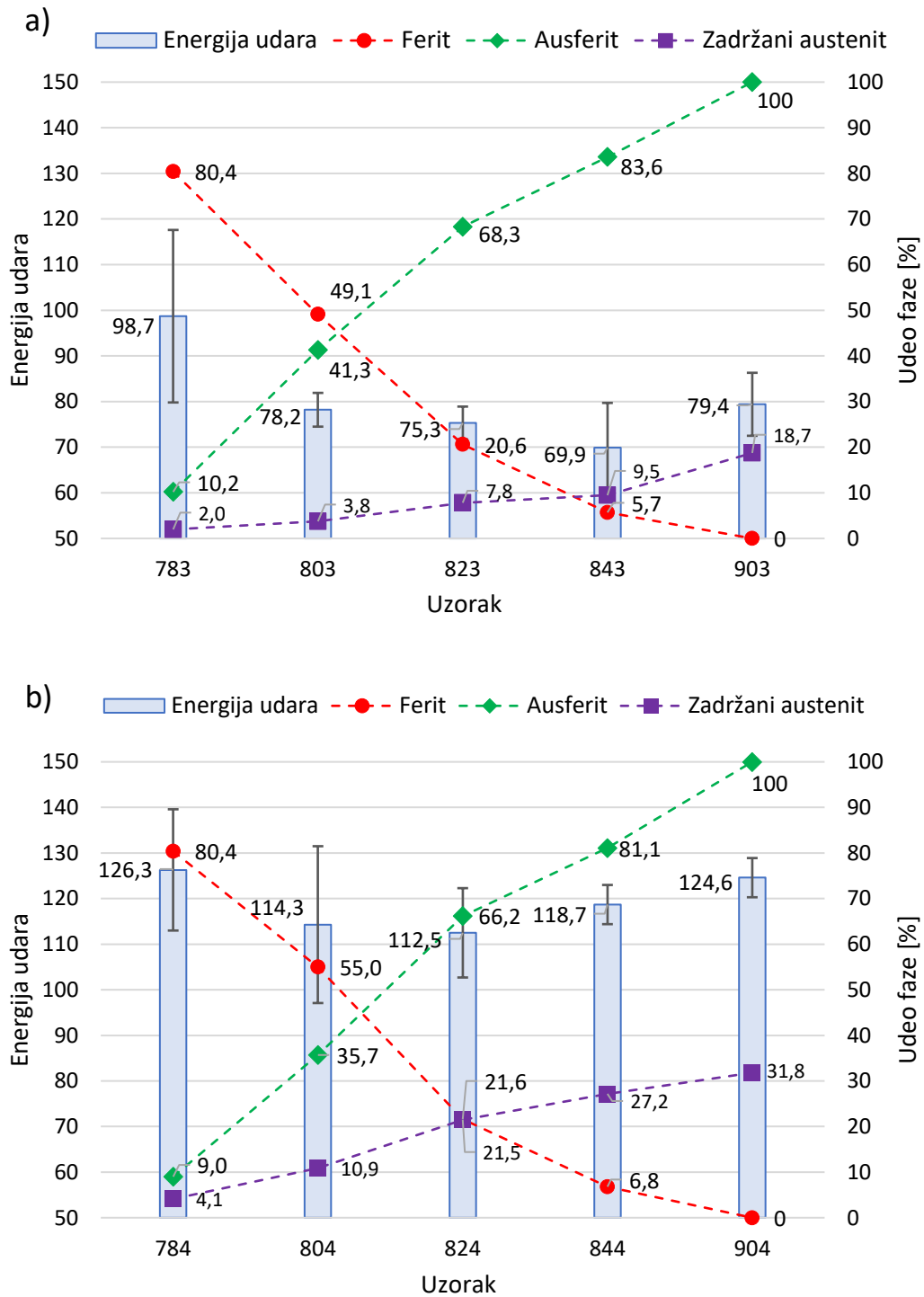
Poređenjem vrednosti rezultata energije udara uzoraka austenitizovanih na istoj temperaturi, a različitoj temperaturi izotermne transformacije, jasno se uočava da svi uzorci izotermno transformisani na 300 °C imaju niže vrednosti energije udara od uzoraka izotermno transformisanih na 400 °C. Ovo je uzrokovano različitom morfologijom ausferita odnosno količinom zadržanog austenita [129,173].

Na temperaturi austenitizacije od 780 °C, udeo ferita je izuzetno visok ~80%, dok je udeo ausferita ~6% kod obe grupe uzoraka. Izmerene vrednosti DP-ADI 784 materijala su najpribližnije polaznom materijalu upravo zbog najvećeg udela ferita. Dok se razlika u energijama između DP-ADI 783 i 784 objašnjava različitom temperaturom izotermne transformacije i žilavošću prisutnog ausferita koji je duktilniji pri transformaciji na 400 °C (784) u odnosu na 300 °C (783). Do sličnih opažanja je došla i grupa autora Tomasz i ostali [177].

Daljom analizom vrednosti rezultata uzoraka pri različitoj temperaturi austenitizacije i istoj temperaturi izotermne transformacije zapažaju se različiti trendovi promene vrednosti rezultata. Kod uzoraka izotermno transformisanih na 300 °C sa povećanjem temperature austenitizacije opadaju vrednosti energije udara. Posmatrajući mikrostrukturu sa porastom temperature primećuje se da udeo ferita opada dok se udeo ausferita povećava. Feritna osnova obezbeđuje nisku čvrstoću i tvrdoću, ali i visoko izduženje i energiju udara [72]. Tako da smanjenjem udela ferita opada energija udara. Istovremeno, porast ausferita, koji takođe doprinosi žilavosti zbog zadržanog austenita, nije dovoljan da spreči pad ukupne žilavosti materijala. Udeo zadržanog austenita u ausferitu je relativno nizak (najviši udeo je 9,47% za materijal 843) što takođe ne doprinosi povećanju žilavosti materijala. Sa druge strane, kod svih DP-ADI materijala na 300 °C sadržaj ugljenika u zadržanom austenitu je preko 1,8% odnosno zadržani austenit se smatra termo-mehanički stabilnim. Usled toga, njegova transformacija u martenzit je otežana, što pozitivno utiče na žilavost [40,99].

Kod uzoraka izotermno transformisanih na 400 °C sa povećanjem temperature austenitizacije od 780 do 820 °C energija udara lagano opada do temperature 840 °C gde dolazi do promene trenda i malog porasta prema vrednosti dobijenoj za konvencionalni ADI materijal 904. Mala promena vrednosti energije udara sa porastom temperature austenitizacije do 820 °C se objašnjava smanjenjem udela ferita kao najuticajnije faze. Smanjenje vrednosti je daleko blaže u odnosu na trend koji je zastupljen kod DP-ADI materijala izotermno transformisanih na 300 °C, iako su udeli ferita i ausferita približno isti. U navedenom slučaju uticaj udela zadržanog austenita u ausferitu dolazi do izražaja i sprečava izrazito smanjenje vrednosti energije udara. Štaviše, na temperaturi 840 °C, kad je količina ausferita najveća (81,1%), sa najvećim udelom zadržanog austenita (27,18%), dolazi do promene trenda i blagog porasta energije udara [173,178].

Rasipanje rezultata je prisutno kod obe grupe uzoraka s tim da je izraženije kod grupe tretirane u gornjem području izotermne transformacije. Rasipanje rezultata se može obrazložiti složenom mikrostrukturom DP-ADI materijala koja se sastoji iz grafitnih nodula, ferita i ausferita. Kretanje prsline je uslovljeno prolaskom kroz različite faze gde je njihova zastupljenost u principu uvek ista. Oko grafitne nodule se nalazi isključivo ferit, a ferit dalje okružuje ausferit. Slično objašnjenje su izložili Rato i ostali [180] za ADI materijale i Zhang i ostali [181] za feritni nodularni liv.



**Slika 4.2** Prikaz zavisnosti energije udara od udela mikrokonstituenata i zapreminskog udela zadržanog austenita kod DP-ADI materijal izotermno transformisanih na: a) 300; b) 400 °C

### **4.3 Morfologija loma**

Morfologija loma je ispitivana na površini loma epruveta za zatezanje. Uočena je razlika u karakteru loma između epruveta ispitanih u suvom stanju i u vodi. Na površini uzoraka prisutne su zone različite morfologije i oblika u zavisnosti od materijala i sredine ispitivanja, odnosno procenta vode. Rezultati ispitivanja su prikazani na slikama 3.28-3.65.

#### **4.3.1 Morfologija loma nodularnog liva**

Morfologiju loma nodularnog liva odlikuje tipičan duktilni lom, ujednačene, homogene strukture, slika 3.29. Površina loma se sastoji iz udubljenja koja su nastala usled plastične deformacije metalne osnove oko nodule grafita i linija koje spajaju udubljenja, slika 3.29c detalj A. Pored linija uočavaju se ligamenti sa sitnim jamicama, slika 3.29c detalj B. Jamice nastaju prekidom ligamenata mehanizmom koalescencije. Omotač udubljenja u kome je smeštena nodula karakteriše ravna površina sa blagim neravninama, slika 3.29d detalj C. Na slikama se takođe uočava da usled izduženja omotača dolazi do odvajanja nodule od metalne osnove.

Duktilni lom je nastao usled visokog udela ferita u metalnoj osnovi (~90%) koji obezbeđuje izrazitu duktilnost [43,48,152].

#### **4.3.2 Morfologija loma konvencionalnog ADI materijala**

Površinu loma konvencionalnih ADI materijala ispitanih u suvom stanju odlikuje ujednačena i homogena morfologija sa ravnomerno raspoređenim jamicama, ravnima cepanja i udubljenjima oko nodula, slika 3.30. Kod oba ADI materijala zastupljen je mešoviti lom, kombinacija duktilnog i krtog loma. Duktilni lom karakterišu jamice koje okružuju područja krtog loma. Krti lom odlikuju ravni cepanja nastale mehanizmom kvazi-cepanja. U zavisnosti od temperature izotermne transformacije razlikuje se i udeo duktilnog loma. Kod uzoraka izotermno transformisanih na 400 °C udeo duktilnog loma je veći u odnosu na uzorke transformisane na 300 °C, što se objašnjava morfologijom ausferita i količinom zadržanog austenita [173] i u korelaciji je sa rezultatima izduženja. Pločasta morfologija ausferita, dobijena na višim temperaturama izotermne transformacije, za razliku od igličaste, doprinosi povećanju vrednosti izduženja kao i veći udeo zadržanog austenita koji u slučaju uzorka ADI 904 iznosi 31,8%, dok kod ADI 903 je 18,7%.

#### **Uticaj vode**

Za razliku od epruveta ispitanih u suvom stanju, na površini loma epruveta ispitanih u tečnostima prisutne su različite oblasti, odnosno dve (ili više) jasno odvojene zone, prikazane na slikama 3.32 i 3.38. Manja zona (ili zone) predstavlja zonu krtosti usled kontakta sa vodom, dok ostatak površine loma, odnosno veća zona ima izgled kao kod uzoraka ispitanih u suvom stanju. Izgled površine loma zone izvan krtosti je isti kod svih ispitivanja bez obzira na ispitnu tečnost i njen izgled je uzrokovan istim mehanizmima kao kod ispitivanja u suvom stanju.

Zona krtosti, nastala usled kontakta sa vodom, za oba ADI materijala ima sličan izgled loma i uočena je pri svim koncentracijama vode. Površina loma nastala usled krtosti u kontaktu

sa vodom nema tipičan izgled krtog loma ADI materijala, koji se javlja pri niskim temperaturama ispitivanja ili posle dužeg austemperovanja, odnosno nema širokih faseta cepanja i jasno vidljivih rečnih šara [163,174]. Morfologija loma zone krtosti je u obliku uskih nazubljenih brazdica, formirajući plitke stepenice i nazubljene grebene, koji se protežu od slobodne površine uzorka ili grafitnih nodula (slika 3.37 i 3.45).

Površina zone krtosti kao i njena dubina prodiranja zavise od koncentracije vode u ispitnoj tečnosti. Kod oba ADI materijala sa povećanjem koncentracije vode povećava se i zona krtosti. Razlika u obliku zone krtosti i dubini prodiranja uočena je i u zavisnosti od temperature izotermne transformacije. Na temperaturi izotermne transformacije od 300 °C površina zone krtosti je više polukružnog oblika sa relativno ujednačenom, zaobljenom granicom između zone krtosti i ostatka površine loma (mešovitog loma). Sa druge strane, zone krtosti uzoraka izotermno transformisanih na 400 °C karakteriše više klinasti oblik čija je granica relativno nepravilnog, nazubljenog oblika. Dubine prodiranja su uglavnom veće nego kod ADI 903 materijala i takođe se povećavaju sa porastom udela vode u ispitnoj tečnosti.

Razlika u obliku i dubini prodiranja zone krtosti se može obrazložiti morfologijom ausferita i udelom (stabilnošću) zadržanog austenita. Relativno veće zone krtosti su prisutne kod ADI 904 materijala sa pločastom morfologijom ausferita čiji je zapreminski udeo manje stabilnog zadržanog austenita veći (31,8%). Za razliku od ADI 904 udeo zadržanog austenita kod ADI 903 je manji (18,73%), a austenit je stabilniji usled većeg obogaćivanja ugljenikom, takođe morfologija ausferita je fino igličasta što zajedno uzrokuje manju sklonost ka prostiranju prsline.

Pored nastanka veće ili manje zone krtosti na površini loma, kod uzoraka se uočava i stvaranje malih krtih zona u obliku lepeza blizu slobodne površine uzorka, slika 3.36b i 3.39b. Može se pretpostaviti da je formiranje malih krtih zona povezano sa nastankom martenzita. Martenzit nastaje pri deformaciji tokom zatezanja zbog većeg sadržaja manje stabilnog zadržanog austenita koji ima manji sadržaj rastvorenog ugljenika [72,120,182]. Pojava lepeza je više zastupljena kod ADI 904 materijala zbog većeg udela zadržanog austenita sa manjim sadržajem ugljenika nego kod ADI 903 materijala. Zapreminski udeo zadržanog austenita za ADI 904 iznosi 31,8% dok je sadržaj ugljenika u zadržanom austenitu 1,864%. Za ADI 903 zapreminski udeo zadržanog austenita iznosi 18,73%, a sadržaj ugljenika 2,091%. Iako je sadržaj ugljenika kod oba ADI materijala veći od 1,8% i smatra se da zadržani austenit pripada stabilnom, treba uzeti u obzir da izmereni rezultati predstavljaju srednje vrednosti sadržaja ugljenika u zadržanom austenitu. Shodno tome velika je verovatnoća da pored stabilnog, u mikrostrukturi ADI materijala, postoji i mali procenat metastabilnog zadržanog austenita koji je sklon transformaciji u martenzit. Martenzit nastaje usled SITRAM/SATRAM efekta (fazna transformacija zadržanog austenita u martenzit izazvana deformacijom ili naponom), kao što je opisano u literaturi [123,182]. Na osnovu prethodno navedenog, može se pretpostaviti da nastanak inicijalnih malih lepezastih krtih površina, kao i sama stabilnost zadržanog austenita pri kretanju prsline, dodatno podstiče formiranje relativno većih i klinastijih zona krtosti kod ADI 904, naspram polukružnih zona krtosti kod ADI 903.

Mesto inicijacije same krte zone nije moguće sa preciznošću utvrditi. Pretpostavlja se da su mesta inicijalnog početka stvaranja, male krte lepeze, koje nastaju od obrađene površine epruvete i/ili na udubljenjima oko nodule, slika 3.39b. Smatra se da voda prodire u udubljenja grafitnih nodula koje se nalaze na obrađenoj površini epruvete, jer je uočen zazor između nodula i metalne osnove, posebno što se zazor (razdvajanje) povećava sa povećanjem sile zatezanja. Takav prodor vode, povećava kontaktnu površinu, a samim tim i povećava mogućnost formiranja zone krtosti. Takođe, kontaktnu površinu povećavaju i prisutne pore u

odlivku, posebno ako su otvorene prema obrađenoj površini epruvete. Pore povezane sa površinom uzorka omogućuju prodiranje tečnosti unutar istih i dalji kontakt sa novim udubljenjima oko nodula ili sa metalnom osnovom. Na taj način se dodatno povećava površina u kontaktu i olakšava nastanak zone krtosti. Na slici 3.42a prikazano je više pora koje su spojene jednim svojim delom sa površinom uzorka.

Stepenasti, brazdasti, izgled morfologije zone krtosti na površini preloma uzoraka može se pripisati cikličnom širenju prslina. Ciklično širenje prsline nastaje zbog samog mehanizma ciklične hemisorpcije atoma vodonika u malim (uskim) zonama ispod površine uzorka nastalim usled dejstva elastičnih i plastičnih deformacija, odnosno u tim zonama nastaje lokalna mikrokrtoš, praćena krtim mikro-lomom stvarajući novoformiranu slobodnu površinu gde bi hemisorpcija mogla ponovo da počne [157,163]. Obrazloženje nastanka zone krtosti mehanizmom ciklične krtosti dodatno je potvrđeno veličinom same zone, jer bi difuzija vodonika preko nekoliko milimetara zone krtosti za nekoliko minuta (vreme testa) zahtevalo nerealno velike koeficijente difuzije vodonika [155,162,163]. Dakle, klasični mehanizam difuzije vodonika [183] ne može se direktno primeniti u slučaju krtosti ADI materijala u vodi. Rezultati zateznih karakteristika i analize površina loma pokazuju da hemisorpcija vodonika zahteva određeni kritični napon i koncentraciju vode koji u interakciji formiraju zonu krtosti.

Najveća promena morfologije, posmatrano u odnosu na morfologiju uzorka ispitanog u suvom stanju, je uočena kod uzoraka ispitanih u 100% vodi, kao najekstremniji uslov za nastanak krtosti, na šta ukazuju rezultati ispitivanja zatezanjem. Površina preloma nema tipičnu krtu morfologiju cepanja (kvazi-cepanje), već se sastoji od nasumično orijentisanih brazdica. Ovo bi se moglo obrazložiti sa nasumičnom orijentacijom ausferitnog ferita i zadržanih austenitnih pločica koje se vide u mikrostrukтури, slika 3.2b i d. Sličan način loma u zoni krtosti primećen je za sve uzorke ispitanu u kontaktu sa vodom, što ukazuje na zajednički uzrok formiranja prslina i mehanizam rasta. Ovo dodatno podržava pretpostavku o cikličnom širenju prsline.

### 4.3.3 Morfologija loma dvofaznog ADI materijala

Morfologija loma dvofaznih ADI materijala ispitanih u suvom stanju je prikazana na slici 3.47. Detaljnim makroskopskim ispitivanjem ustanovljeno je da je kod svih uzorka površina loma u potpunosti ujednačena i sastoji se iz mešovitog loma. Odnos duktilnog i krtog loma se menja u zavisnosti od udela pojedinih faza (slobodnog ferita i zadržanog austenita) i njihove morfologije, odnosno zavisi od temperature austenitizacije i izotermne transformacije koje proizvode datu mikrostrukтуру.

Pri temperaturi austenitizacije od 780 °C morfologija površine loma je pretežno duktilnog karaktera sa mestimičnim odlikama krtog loma, slika 3.47a i b. Zbog visokog udela ferita morfologija loma je najslabija polaznom nodularnom lomu, slika 3.29 i sastoji se iz karakterističnih ligamenata i deformisanih udubljenja oko nodula. Pri temperaturi transformacije od 400 °C (uzorak 784 S) uočeno je da su ligamenti širi nego pri 300 °C (uzorak 783 S) i da je na površini ligamenata prisutan veći broj jamica. Takođe udubljenja oko nodula su krupnija kod uzorka 784 S. Navedene karakteristike morfologije loma se obrazlažu većom duktilnošću uzorka 784 S usled velike količine slobodnog ferita (80,4%). Za mestimične krte zone se smatra da su nastale usled prisustva ausferita. Ausferit, koji je manje duktilan od ferita, će tokom zatezanja pre dostići kritičnu vrednost deformacije pri kojoj dolazi do loma. Takođe, sadržaj ugljenika u zadržanom austenitu je najmanji kod uzoraka 783 S i 784 S i



srednje vrednosti iznose 1,86 odnosno 1,64% respektivno, te se smatra da je zadržani austenit krtiji usled moguće transformacije u martenzit TRIP mehanizmom.

Veća zastupljenost ravnih površina nastalih usled krtog loma je uočena pri temperaturi austenitizacije od 800 °C, slika 3.47c i d. Povećanje krtog loma u morfologiji se objašnjava povećanjem udela ausferita koji iznosi 41,3 odnosno 35,7% za uzorke 803 S i 804 S respektivno. Na površini ligamenata su i dalje prisutne jamice, ali sa ravnomerno raspoređenim ravnima cepanja što je odlika krtog loma. Princip nastanka loma je isti kao kod uzoraka austenitizovanih na 780 °C.

Uzorci austenitizovani na 820 °C imaju potpuno mešoviti karakter loma, slika 3.47e i f. Površina loma se sastoji iz karakterističnih jamica koje okružuju ravni cepanja, a nastala je mehanizmom kvazi-cepanja. Smatra se da su navedene karakteristike morfologije loma posledica dominantnog udela ausferita koji iznosi preko 66% kod oba ADI materijala. Prisutan mešoviti lom se objašnjava interakcijom kritičnog zateznog napona i kompleksnosti mikrostrukture DP-ADI materijala. Kako je udeo ausferita značajan, pri čemu ausferit izdržava viši zatezni napon nego ferit [125,131], nakon njegovog loma dolazi do naglog porasta zateznog napona u preostalom delu više deformabilne feritne faze. Usled tog visokog naprezanja, javlja se velika brzina deformacije preostalog ferita što onemogućuje nastavak formiranja udubljenja i jamica (odlika duktilnog loma) i uzrokuje brzo formiranje ravnih cepanja (odlika krtog loma). Stepnasti izgled i nasumična orijentacija ravnih cepanja se pripisuje samoj morfologiji mikrostrukture ausferita.

Morfologija loma uzoraka austenitizovanih na 840 °C je prikazana na slikama 3.47g i h. Karakter loma je kod oba uzorka mešoviti sa dosta finijom površinom loma (veći udeo jamica i finih ravnih nastalih kvazi-cepanjem). Nastanak loma je isti kao kod uzoraka austenitizovanih na 820 °C, s tim da je udeo ausferita najveći od svih uzoraka i iznosi preko 81%. Iz toga razloga, površina loma je najfinija, jer je metalna osnova skoro u potpunosti ausferitna, odnosno skoro potpuno homogena (udeo ferita je samo 5,7% za 843 S, odnosno 6,8% za 844 S). Uočeno je i da su ravni cepanja više izražene kod uzorka 844 S u odnosu na 843 S, što se objašnjava širim i kraćim pločicama ausferitnog ferita odnosno morfologijom mikrostrukture ADI materijala izotermno transformisanih u gornjem području.

### **Uticaj vode**

Uticaj vode na površinu loma DP-ADI materijala, kao i kod konvencionalnog ADI materijala, se ogleda u formiranju dve morfološki različite zone. Manja zona, koja se uvek nalazi uz slobodnu površinu epruvete, je krtog karaktera i veća zona, koja je u potpunosti ujednačena i homogena, ima odlike mešovitog loma. Ova veća zona je u potpunosti morfološki ista kao pri ispitivanju u suvom stanju.

Makro izgled površine loma DP-ADI materijala ispitanih u 100% vodi, izotermno transformisanih na 300 i 400 °C za različite temperature austenitizacije, prikazana je na slikama 3.49 i 3.58. Uočava se da su zone krtosti nepravilnog oblika i da mogu da se formiraju na više mesta, međutim uvek uz slobodnu površinu uzorka prostirući se ka sredini. Zona krtosti se povećava sa povećanjem temperature austenitizacije, odnosno udelom ausferita. Smatra se da je nepravilniji oblik zona krtosti kod DP-ADI u odnosu na konvencionalni ADI materijal posledica prisustva slobodnog ferita unutar zone krtosti. Ferit koji nije osetljiv na pojavu krtosti u kontaktu sa vodom [150,154,168] otežava ravnomerno prostiranje prsline i izaziva njeno skretanje i prostiranje u više pravaca, stvarajući nazubljeni izgled zone krtosti.

Kod uzoraka austenitizovanih na 780 °C uočava se više malih zona krtosti raspoređenih po obimu površine loma, slika 3.49b i 3.58b. Nastanak malih zona krtosti su posledica kontakta

ausferita sa vodom, dok se njihova mala površina tumači velikim udelom ferita (80,4% kod oba uzorka). Kako ferit nije osetljiv na pojavu krtosti u kontaktu sa vodom [150,154,168] i sprečava širenje i vrši lokalizaciju zone krtosti, usled daljeg porasta napona pri zatezanju, stvaraju se novi uslovi za nastanak zone krtosti na novim mestima po obimu, što za posledicu ima nastanak većeg broja malih zona krtosti na površini loma. Zone krtosti su slične sa manjim razlikama u zavisnosti od temperature izotermne transformacije. Na 300 °C brazdice su fine i guste, međusobno paralelno orjentisane i usmerene od slobodne površine, slika 3.50. Pri 400 °C zona krtosti se sastoji iz nasumično orjentisanih, nazubljenih kraćih i širih brazdica, kao i ravnijih glatkih zona, slika 3.59c. Smatra se da je navedena razlika između brazdica posledica morfologije ausferita, odnosno na 300 °C morfologija ausferita je igličasta sa finijim i izduženim gusto pakovanim snopovima ausferitnog ferita, dok je na 400 °C više pločasta sa širim i kraćim snopovima ausferitnog ferita. Ravnije glatke zone između brazdica su uzrokovane prisustvom veće količine slobodnog ferita, koji usled sprečavanja širenja zone krtosti kroz njega, postaje okružen brazdicama i u takvim uslovima se naglo krto lomi.

Zone krtosti uzoraka 803 V i 804 V su slične uzorcima austenitizovanim na 780 °C sa većim prisustvom ravnih zona sa slabo izraženim brazdicama, slika 3.52 i 3.60. Smatra se da ravne zone krtosti sa slabo izraženim brazdicama koje se nalaze u zoni krtosti nastaju usled loma slobodnog ferita koji je okružen brazdicama nastalim u ausferitu usled kontakta sa vodom. Sa druge strane smatra se da ravne zone izvan zone krtosti, u potpunosti okružene mešovitim lomom, nisu nastale usled uticaja vode, slika 3.53b. Zone krtosti su veće nego kod uzoraka 783 V i 784 V zbog većeg udela ausferita i lakšeg nastanka i prostiranja prsline u kontaktu sa vodom kroz ausferit.

Na površini loma uzoraka 823 V i 824 V se jasno uočava prostiranje zone krtosti u više pravaca, slika 3.54 i 3.62. Smatra se da ferit koji je pao ispod 21,6% više nema sposobnost da u potpunosti zadrži širenje krte zone, kao kod uzoraka austenitizovanih na 780 °C, već usmerava prslinu, koja se usled kontakta sa vodom lakše kreće kroz ausferit (udeo ausferita je preko 66,2%).

Kod uzoraka austenitizovanih na 840 °C zona krtosti se takođe prostire u više pravaca kao kod uzoraka 823 V i 824 V, slika 3.56 i 3.64. Ustanovljeno je da i mali udeo ferita u datom uzorku koji iznosi 5,7% (300 °C), odnosno 6,8% (400 °C) je dovoljan da usmeri kretanje prsline.

Pri detaljnom pregledu površine loma uočeno je da se pore unutar zone krtosti uvek nalaze na slobodnoj površini, odnosno da je omogućen neometan prodor tečnosti što povećava verovatnoću nastanka inicijalne prsline i stvaranja krte zone, slike 3.59d, 3.61, 3.63 i 3.65. Sa druge strane pore koje se nalaze ispod površine i koje nisu spojene sa slobodnom površinom uzorka, odnosno sprečeno je prodiranje tečnosti, su nakon loma okružene mešovitim lomom, slika 3.53. Nodule koje su u kontaktu sa slobodnom površinom takođe povećavaju mogućnost nastanka krte zone. U toku deformacije dolazi do razdvajanja grafitne nodule od zida udubljenja pri čemu se omogućuje lakše prodiranje ispitne tečnosti u dubinu materijala i ostvarivanje kontakta sa vodom po većoj površini, slika 3.55a, 3.60b i 3.64b.

#### **4.4 Mehanizam nastanka krtosti usled kontakta sa vodom**

Na osnovu dobijenih eksperimentalnih rezultata ispitivanja krtosti konvencionalnih i dvofaznih ADI materijala u ovoj doktorskoj tezi, kao i poznatih literaturnih podataka, može se sumirati sledeći mehanizam i uslovi nastanka krtosti ADI materijala u kontaktu sa vodom.

U ovoj doktorskoj tezi utvrđeno je da i najmanja koncentracija vode (0,2%) izaziva nastanak krte zone i početne uslove neophodne za širenje prslina. Međutim zbog prirode ADI materijala koji u svojoj mikrostrukturi sadrže grafitne nodule zona krtosti koja je malih dimenzija neće kritično uticati na opšte mehaničke osobine (napon tečenja, zatezna čvrstoća i izduženje). Iz literature [155,167,168,184] prepoznato je da je voda ta koja uzrokuje krtost pri ispitivanju ADI materijala. Međutim, u dosadašnjoj naučnoj građi autori nisu uočili kritičnu koncentraciju vode u rastvoru koja je dovoljna da izazove krtost. Ispitivanja su se prvenstveno odnosila na određivanje ponašanja raznih ADI materijala u vodi i u drugim tečnostima [151,154,157,162]. U tim ispitivanjima utvrđeno je da pojava krtosti ADI materijala može nastati i pri ispitivanju u raznim drugim tečnostima kao što su motorna ulja, ulja za menjače, dizel gorivo, kočione tečnosti itd. Ako se zna da navedene tečnosti mogu da sadrže nizak procenat vode, što je i definisano raznim standardima za date tečnosti (standardi iz grupe ISO Lubricants, industrial oils and related products - class L, i standardi DIN 51515-2:2010 i DIN 51524:2017). Literaturni rezultati ispitivanja u drugim tečnostima i rezultati prikazani u ovoj tezi potvrđuje postavku da i male koncentracije vode izazivaju krtost.

Kritična koncentracija vode u rastvoru koja uzrokuje krtost konvencionalnih ADI materijala zavisi od morfologije mikrostrukture ausferita. Na osnovu rezultata može se definisati da je za finu mikrostrukturu ausferita potreban manji procenat vode, dok je za grubu mikrostrukturu potreban veći. Za ADI materijal izotermno transformisan na 300 °C potrebna je minimalna koncentracija od 0,2% koja izaziva pad izduženja, dok za materijal izotermno transformisan na 400 °C potrebna je koncentracija vode od 4%. Sa druge strane, koncentracija vode nema uticaja na pojavu krtosti pri ispitivanju energije udara i tvrdoće. Pri ispitivanju energije udara proces hemisorpcije vode se ne odvija usled velike brzine dejstva sile na uzorak. Na taj način je onemogućeno prodiranje vode, odnosno vodonika, sa površine uzorka u atomske veze metalne osnove i njihovo slabljenje. Pri ispitivanju tvrdoće dejstvo sile je mnogo sporije, ali stanje napona je neodgovarajuće, odnosno pri prodiranju utiskivača, materijal koji se plastično deformiše je izložen pritiscima. Šta više u uslovima utiskivanja količina vode ispod utiskivača je veoma mala ili čak nepostojeća.

Ispitivanje dvofaznih ADI materijal u vodi potvrdilo je literaturne podatke [150,152,153] da osetljivost na pojavu krtosti zavisi od udela ferita i ausferita, odnosno da ferit nije osetljiv na pojavu krtosti. U okviru rezultata ispitivanja zatezanjem najveći uticaj vode se odrazio na rezultate izduženja. Uzorci sa udelom ferita manjim od ~20%, odnosno sa ~70% ausferita (~10% je grafit) su osetljivi na uticaj vode, dok uzorci sa većim udelom ferita preko 50% nisu.

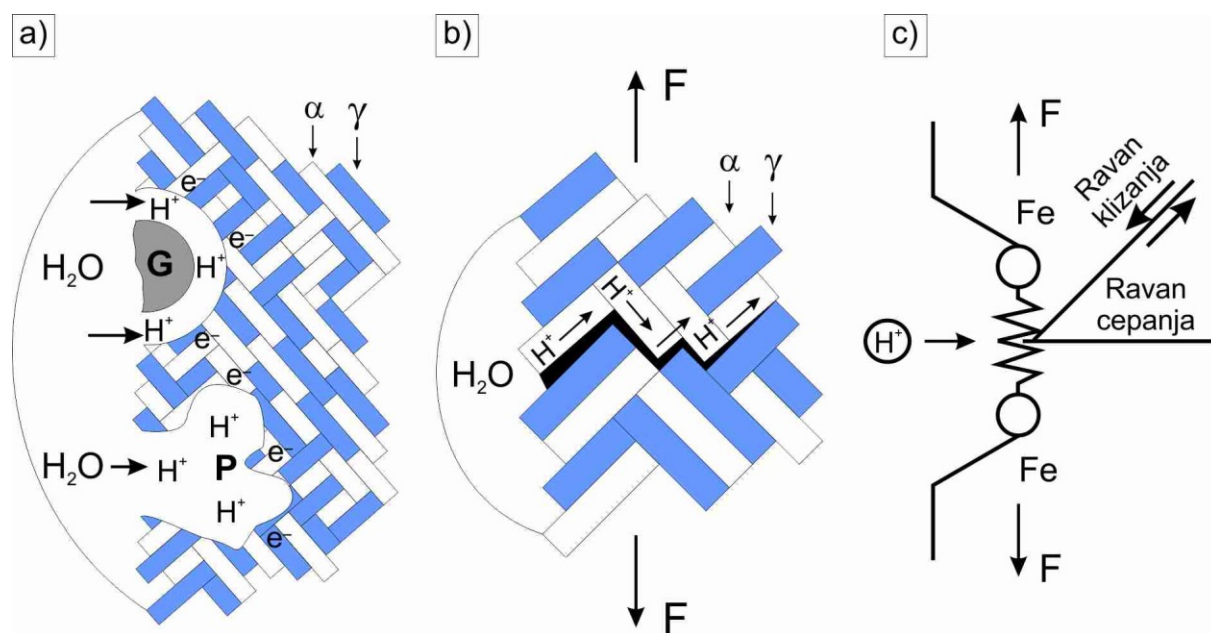
Na osnovu navedenog može se pretpostaviti da se nastanak i širenje prslina ne odvija kroz feritnu fazu već po međufaznoj površini, odnosno između ausferitnog ferita i zadržanog austenita u ausferitnoj mikrostrukturi. Ovakvo objašnjenje podržano je i morfološkim rezultatima zone krtosti gde se uočava lom u vidu brazdica čija gustina i veličina u korelaciji sa finoćom (fina ili gruba) ausferitne mikrostrukture.

Sumiranjem svih ostvarenih rezultata može se definisati mehanizam pojave krtosti za koji je potrebno da se ispune sledeći početni uslovi:

1. mora biti ostvaren kontakt sa vodom (u slobodnom obliku ili rastvoru),
2. deo mora biti izložen zateznim naponima,
3. dejstvo napona treba da bude kvazi-statično, odnosno potrebna je mala brzina deformacije.

Sam proces nastanka i širenja krte zone se odvija ciklično što je potvrđeno morfološkim izgledom same površine loma krte zone.

Voda koja u kontaktu sa slobodnom površinom metala stvara uslove za izdvajanje atoma vodonika. Mogućnost odvijanja ovoga procesa je olakšana ako je površina kontakta veća. Iz toga razloga krta zona obično nastaje na mestima gde voda može da prodre unutar granične površine između grafitne nodule i metalne osnove ili na mestima poroznosti, slika 4.3a. Atomi vodonika, koji se izdvajaju iz vode na površinu sa materijalom, procesom hemisorpcije prelaze u međugraničnu površinu dve različite faze (zadržanog austenita i ausferitnog ferita), slika 4.3b. Na taj način slabi se veza među atomima metala i dolazi do nastanka i širenja loma, slika 4.3c. Širenjem loma dolazi do lokalne relaksacije materijala, odnosno smanjenja zateznih napona što zaustavlja dalje propagiranje prsline. Međutim, usled konstantnog porasta zateznog napona i prisustva vode opisani proces se ponavlja, prslina se ponovo širi, a površina loma poprima brazdast izgled sličan zamornom lomu. U trenutku kada zona krtosti dostigne kritičnu vrednost nastupa potpuni lom materijala.



**Slika 4.3** Šematski prikaz mehanizma nastanka krtosti usled kontakta sa vodom: a) kontakt sa vodom i prodiranje (G - grafit, P - pora); b) hemisorpcija atoma vodonika u međugraničnu površinu dve faze ( $\alpha$  - ausferitni ferit,  $\gamma$  - zadržani austenit); c) slabljenje međuatomske veze usled atoma vodonika.

## **5 ZAKLJUČCI**

U okviru disertacije sprovedeno je ispitivanje uticaja vode na pojavu krtosti kod konvencionalnih i dvofaznih ADI materijala. Za potrebe ispitivanja proizvedena su dva konvencionalna i osam dvofaznih ADI materijala i ispitani su u tečnostima sa različitim procentima vode (0,2; 4; 10 i 100%), dok su kao referentne vrednosti korišćeni rezultati ispitivanja u suvom stanju.

Na osnovu uspešno sprovedenih eksperimentalnih ispitivanja i dobijenih rezultata prikazanih u doktorskoj disertaciji može se konstatovati sledeće:

- 1) **Parametri za proizvodnju nelegiranog konvencionalnog ADI materijala** su temperatura austenitizacije 900 °C tokom 2 sata i izotermne transformacije 300 ili 400 °C tokom 1 sata. Ovako dobijeni konvencionalni ADI materijali prema mehaničkim osobinama (standard EN 1564:2011) spadaju u klase EN-GJS-1400-1 (900/300 °C) i EN-GJS-900-8 (900/400 °C).
- 2) **Parametri za proizvodnju dvofaznog ADI materijala** su temperatura austenitizacije 780, 800, 820 i 840 °C tokom 2 sata i izotermne transformacije 300 i 400 °C tokom 1 sata. Od proizvedenih osam različitih DP-ADI materijala, dva materijala prema mehaničkim osobinama spadaju u klase EN-GJS-800-10 dobijen na 820/400 °C i EN-GJS-900-8 dobijen na 840/400 °C, dok preostali imaju vrednosti bliske standardnim klasama.
- 3) **Mikrostruktura metalne osnove** dobijenih ADI materijala sa navedenim parametrima termičkog tretmana prvenstveno zavisi od temperature austenitizacije i izotermne transformacije.
  - Mikrostruktura metalne osnove konvencionalnih ADI materijala austenitizovanih na 900 °C i izotermno transformisanih na 300 ili 400 °C je u potpunosti ausferitna. Mikrostruktura ausferita se sastoji iz ausferitnog ferita i različitog udela (u zavisnosti od područja izotermne transformacije) izotermno transformisanog, stabilnog, ugljenikom visoko obogaćenog, zadržanog austenita.
  - Na nižoj temperaturi izotermne transformacije 300 °C ausferitna reakcija se brže odvija dok je difuzija ugljenika manja. Ovi uslovi uzrokuju stvaranje veće količine iglica ausferitnog ferita što direktno utiče na manju količinu zadržanog austenita. Ovako formirani zadržani austenit će imati veću količinu ugljenika. Zapreminski udeo zadržanog austenita kod uzoraka izotermno transformisanih na 300 °C iznosi 18,73%, dok je količina ugljenika 2,091%. Morfologija nastalog ausferita je više acikularna, igličasta, sa finijim i izduženim snopovima ausferitnog ferita.
  - Na višoj temperaturi izotermne transformacije 400 °C ausferitna reakcija se sporije odvija pri čemu je difuzija ugljenika veća. Sporije odvijanje reakcije uzrokuje i stvaranje manje količine širokih pločica ausferitnog ferita. Na taj način dolazi do stvaranja veće količine zadržanog austenita sa manjim sadržajem ugljenika. Zapreminski udeo zadržanog austenita kod uzoraka izotermno transformisanih na 400 °C iznosi 31,8%, a količina ugljenika 1,864%. Spora reakcija na temperaturi 400 °C doprinosi rastu feritnih pločica tako da se formira pločasta morfologija ausferita sa širim i kraćim snopovima ausferitnog ferita.
  - Kod dvofaznih ADI materijala temperatura austenitizacije utiče na udeo mikrokonstituenata to jest udeo ferita i ausferita u metalnoj osnovi DP-ADI materijala, dok temperatura izotermne transformacije utiče na morfologiju ausferita. Primenom navedenih parametara termičkog tretmana dobijeni su materijali sa različitim udelima

faza. Na najnižoj temperaturi austenitizacije (780 °C) ostvaren je najveći udeo ferita (80,4% kod oba materijala) i najmanji udeo ausferita (10,4 odnosno 9% za temperature izotermne transformacije 300 i 400 °C). Povećanjem temperature austenitizacije udeo ferita se smanjuje uz istovremeno povećanje udela ausferita da bi na najvišoj temperaturi austenitizacije 840 °C udeo ferita opao na ~6%, a ausferita dostigao ~82%.

- Zapreminski udeo zadržanog austenita unutar ausferita se povećava sa porastom temperature austenitizacije. Povećanje je više izraženo kod uzoraka izotermno transformisanih na 400 °C gde pri najnižoj temperaturi austenitizacije 780 °C iznosi 4,12%, a najveći udeo je izmeren pri 840 °C i iznosi 27,18%. Kod uzoraka izotermno transformisanih na 300 °C vrednosti zadržanog austenita u ausferitu su niže, kod uzoraka tretiranih na 780 °C zapreminski udeo iznosi 1,98%, a na 840 °C iznosi 9,47%.
- Morfologija ausferita DP-ADI materijala kao i kod konvencionalnih ADI materijala zavisi od temperature izotermne transformacije, pri čemu na 300 °C nastaje više igličasta morfologija sa finijim i izduženim snopovima ausferitnog ferita, a na 400 °C više pločasta sa širim i kraćim snopovima ausferitnog ferita.

#### 4) **Tvrdoća ADI materijala** zavisi od udela faza i morfologije ausferita.

- Tvrdoća konvencionalnog ADI materijala zavisi od morfologije ausferita. Veće vrednosti tvrdoće su izmerene kod uzoraka sa finom igličastom morfologijom ausferita koji su izotermno transformisani na 300 °C i iznose 400 HV. Sa druge strane, vrednost tvrdoće pri gruboj pločastoj morfologiji ausferita dobijenoj na 400 °C iznosi 357 HV.
- Tvrdoća dvofaznih ADI materijala zavisi od odnosa udela slobodnog ferita i ausferita, i morfologije ausferita. Povećanjem udela ausferita u metalnoj osnovi povećava se tvrdoća ADI materijala. Uzorci sa finom igličastom morfologijom ausferita (300 °C) imaju veću tvrdoću od uzoraka sa grubom pločastom morfologijom (400 °C). Vrednosti tvrdoće za uzorke austenitizovane od 780 do 840 °C i izotermno transformisane na 300 °C iznose od 320 do 388 HV, dok kod uzoraka izotermno transformisanih na 400 °C vrednosti su niže i iznose od 314 do 360 HV.
- Voda nema uticaja na vrednosti tvrdoće konvencionalnog i dvofaznog ADI materijala.

#### 5) **Zatezne karakteristike** kod svih ispitanih ADI materijala zavise od parametara termičkog tretmana i kontakta sa kritičnom koncentracijom vode.

- Vrednosti napona tečenja i zatezne čvrstoće konvencionalnih ADI materijala za istu temperaturu austenitizacije (900 °C) zavise od temperature izotermne transformacije, odnosno od morfologije ausferita. Vrednosti su veće pri nižim temperaturama izotermne transformacije koju karakteriše fina igličasta morfologija ausferita. Vrednosti napona tečenja i zatezne čvrstoće za uzorke izotermno transformisane na 300 °C iznose 1244 odnosno 1450 MPa. Primetno niže vrednosti napona tečenja i zatezne čvrstoće su dobijene pri temperaturi transformacije od 400 °C i iznose 722 odnosno 959 MPa.
- Vrednosti izduženja konvencionalnih ADI materijala su veća pri višoj temperaturi izotermne transformacije za koju je karakteristična gruba pločasta morfologija ausferita sa višim udelom zadržanog austenita. Vrednosti izduženja za materijale izotermno transformisane na 300 i 400 °C (čiji je zapreminski udeo zadržanog austenita 18,73% odnosno 31,8%, respektivno) iznose 4,5% odnosno 11,5%.

- Povećanjem procenta vode u ispitnoj tečnosti dolazi do pada vrednosti zateznih karakteristika. Ispitne tečnosti sa manjim procentom vode nemaju signifikantan uticaj na sve zatezne karakteristike jednog materijala. Najmanji uticaj je izražen na vrednostima napona tečenja, dok je najveći uticaj uočen na vrednostima izduženja. Za ADI materijal izotermno transformisan na 300 °C potrebna je minimalna koncentracija od 0,2% koja izaziva pad izduženja, dok za materijal izotermno transformisan na 400 °C potrebna je koncentracija vode od 4%. Uticaj vode je signifikantan kod svih zateznih karakteristika pri koncentraciji 100%.
- Vrednosti napona tečenja i zatezne čvrstoće DP-ADI materijala zavise od temperature austenitizacije i temperature izotermne transformacije. Povećanjem temperature austenitizacije povećavaju se vrednosti čvrstoće usled povećanja udela ausferita. Porast napona tečenja sa temperaturom austenitizacije od 780 do 840 °C (300 °C) iznosi od 365 do 1216 MPa, a vrednosti zatezne čvrstoće od 499 do 1389 MPa. Pri temperaturi izotermne transformacije od 400 °C promene su sledeće, napon tečenja se povećava od 344 do 726 MPa, a vrednosti zatezne čvrstoće od 478 do 953 MPa.
- Izduženje kod DP-ADI materijala se smanjuje sa povećanjem temperature austenitizacije, odnosno smanjenjem udela ferita. Vrednosti izduženja su veće kod DP-ADI materijala izotermno transformisanih na 400 °C zbog više pločaste morfologije ausferita i većeg udela zadržanog austenita. Vrednost izduženja sa porastom temperature austenitizacije od 780 do 840 °C opada sa 14,7 na 2% za temperaturu izotermne transformacije 300 °C, u suvom stanju ispitivanja. Pad izduženja pri temperaturi izotermne transformacije od 400 °C iznosi sa 16,3 na 12,7%.
- Uticaj vode na pad vrednosti zateznih karakteristika je manje izražen pri nižim temperaturama austenitizacije, odnosno kod uzoraka sa većim udelom slobodnog ferita. Uticaj vode na zatezne karakteristike nije uočen kod uzoraka termički tretiranih na temperaturama 780/300 °C, 800/300 °C, 780/400 °C i 800/400 °C, odnosno kod uzoraka čiji je udeo slobodnog ferita preko 49,1%. Signifikantan uticaj na sve tri zatezne karakteristike je uočen kod uzorka 840/300 °C (udeo slobodnog ferita je 5,7%, a ausferita 83,6%). Kod preostalih uzoraka uticaj vode je signifikantan samo na pojedine zatezne karakteristike najčešće izduženje.
- Može se konstatovati da feritna faza nije osetljiva na nastanak krtosti usled kontakta sa vodom.

## 6) Energija udara

- Energija udara konvencionalnih ADI materijala zavisi od temperature izotermne transformacije, to jest od zapreminskog udela zadržanog austenita. Uzorci izotermno transformisani na 400 °C, čiji je udeo zadržanog austenita 31,8%, imaju vrednosti energije udara od 124,6 J, dok je energija udara manja kod uzoraka izotermno transformisanih na 300 °C, čiji je udeo zadržanog austenita 17,73%, i iznosi 79,4 J.
- Energija udara kod DP-ADI materijala se smanjuje sa povećanjem temperature austenitizacije. Takođe, uzorci izotermno transformisani na 400 °C imaju veće vrednosti energije udara od uzoraka izotermno transformisanih na 300 °C. Pad vrednosti energije udara, pri porastu temperature sa 780 na 840/300 °C, iznosi sa 98,7 na 69,9 J, a pri temperaturi izotermne transformacije od 400 °C sa 126,3 na 118,7 J.
- Voda nema uticaja na izmerene vrednosti energije udara ADI materijala.



7) **Morfologija loma ADI materijala** zavisi od parametara termičkog tretmana i sredine ispitivanja.

- Konvencionalne ADI materijale pri ispitivanju u suvom stanju odlikuje mešoviti lom (duktilni i krto lom nastao kvazi-cepanjem). Uticaj temperature izotermne transformacije je minimalan i ogleda se u nešto većem udelu duktilnog loma kod izotermno transformisanih uzoraka na 400 °C u odnosu na 300 °C.
- Ispitivanjem konvencionalnog ADI materijala u različitim koncentracijama vode uvek dolazi do formiranja zone krtosti koja se nalazi uz slobodnu površinu uzorka. Zona krtosti se povećava i više prodire u dubinu sa povećanjem koncentracije vode.
- Zona krtosti ima morfologiju loma sa karakterističnim nazubljenim brazdicama, formirajući plitke stepenice i nazubljene grebene. Širina brazdica zavisi od temperature izotermne transformacije odnosno morfologije ausferita.
- Morfologija loma dvofaznog ADI materijala, ispitanog u suvom stanju, zavisi od temperature austenitizacije, dok temperatura izotermne transformacije nema značajnijeg uticaja, osim na višim temperaturama austenitizacije kada je mikrostruktura skoro u potpunosti ausferitna. Na temperaturi austenitizacije od 780 °C morfologija loma je najvećim delom duktilnog karaktera usled visokog sadržaja ferita. Povećanjem temperature austenitizacije površina loma poprima izgled mešovitog loma usled prisustva ferita i ausferita u mikrostrukturi. Na temperaturi 840 °C površina loma je u potpunosti sastavljena od duktilnog loma i loma nastalog usled kvazi-cepanja zbog prvenstveno ausferitne mikrostrukture. Može se konstatovati, da je morfologija loma dvofaznih ADI materijala direktna posledica udela mikrokonstituenata i morfologije mikrostrukture ausferita.
- Pri ispitivanju dvofaznog ADI materijala u vodi uvek dolazi do formiranja zone krtosti. Zona krtosti se nalazi na slobodnoj površini i prodire u dubinu uzorka, a nastaje usled kontakta sa vodom. Povećanjem temperature austenitizacije se povećava veličina zone krtosti. Veći udeo slobodnog ferita ograničava širenje zone krtosti do određenog kritičnog napona zatezanja. U slučaju manjeg udela ferita ograničavanje krutih zona više nije izraženo već je prisutno njihovo preusmeravanje. Na taj način se dobijaju površine zone krtosti nepravilnog oblika i koje se prostiru u više pravaca.

8) **Mehanizam nastanka zone krtosti**

- Početni uslovi na nastanak zone krtosti su:
  1. kontakt sa vodom (u slobodnom obliku ili rastvoru),
  2. prisustvo zateznih napona,
  3. mala brzina deformacije.
- Proces nastanka i širenja zone krtosti se odvija ciklično pri čemu atomi vodonika procesom hemisorpcije se ugrađuju u međugraničnu površinu između zadržanog austenita i ausferitnog ferita, slabe veze i izazivaju lom. Nakon loma dolazi do stvaranja nove slobodne površine, ponovne hemisorpcije vodonika i proces loma se ponavlja.

## **6 LITERATURA**

- [1] Šiđanin, L., Mašinski materijali II, Fakultet tehničkih nauka, Novi Sad, 1996.
- [2] Elliott, R., Cast iron technology, Butterworth-Heinemann Ltd, Oxford, 1988.
- [3] Radzikowska, J.M., Metallography and Microstructures of Cast Iron, in: Metallogr. Microstruct., ASM International, 2004: pp. 565–587. <https://doi.org/10.31399/asm.hb.v09.a0003765>.
- [4] De Sousa, J.A.G., Sales, W.F., Machado, A.R., A review on the machining of cast irons, The International Journal of Advanced Manufacturing Technology. 94 (2018) 4073–4092. <https://doi.org/10.1007/s00170-017-1140-1>.
- [5] Term, T.H.E., Iron, C., Classification and Basic Metallurgy of Cast Irons, in: J.R. Davis (Ed.), ASM Spec. Handb. Cast Irons, ASM International, United States of America, Materials Park, Park, 1996: pp. 3–16. [www.asminternational.org](http://www.asminternational.org).
- [6] American Foundry Society, Organization, W.F., Census of World Casting Production - Total Casting Tons Dip in 2019, Modern Casting. (2021) 2019–2022.
- [7] The European Foundry Industry 2020, Düsseldorf, 2021.
- [8] Stefanescu, D.M., The Meritocratic Ascendance of Cast Iron: from Magic to Virtual Cast Iron, International Journal of Metalcasting. 13 (2019) 726–752. <https://doi.org/10.1007/s40962-019-00347-8>.
- [9] Ngqase, M., Pan, X., An Overview on Types of White Cast Irons and High Chromium White Cast Irons, Journal of Physics: Conference Series. 1495 (2020) 5–13. <https://doi.org/10.1088/1742-6596/1495/1/012023>.
- [10] Angel, M., Modelling the microstructure and mechanical properties of austempered ductile irons, Cambridge, 2001.
- [11] Nur Hidajatullah, M., Sambas, A., Sarah Puspita, K., Tellurium Effect on ASTM A 220 Graphite Malleable Cast Iron, Journal of Engineering Design and Technology. 19 (2019) 25–33. <https://doi.org/10.31940/logic.v19i1.1274>.
- [12] Genculu, S., Cast Irons -Properties and Applications, CAB Worldwide. (2010) 1–8. <http://www.cabinc.com/pdf/CastIronProp-wp.pdf>.
- [13] Van Ettinger, C.J., Oil quenched malleable iron, the strength of an old material in a “green cast” development and a new future, in: 69th World Foundry Congr. 2010, WFC 2010, 2010: pp. 427–435.
- [14] Yamamoto, H., Shinzaki, K., Morishita, M., Koyama, K., Preparation of white heart malleable cast iron in Na<sub>2</sub>O-K<sub>2</sub>O-SiO<sub>2</sub> oxide molten salt, Materials Transactions. 47 (2006) 263–266. <https://doi.org/10.2320/matertrans.47.1878>.
- [15] Jovanović, M., Adamović, D., Lazić, V., Ratković, N., Mašinski materijali, Mašinski fakultet, Kragujevac, 2003.
- [16] Vladislav, Đ., Metalni materijali, IRO Naučna knjiga, Beograd, 1984.
- [17] Krawczyk, J., Microstructure and tribological properties of mottled cast iron with different chemical composition, Archives of Materials Science and Engineering. 51 (2011) 5–15.
- [18] Krawczyk, J., Pacyna, J., Influence of a matrix on properties of mottled cast iron applied for mill rolls, Archives of Foundry Engineering. 10 (2010) 45–50.
- [19] Krawczyk, J., Pacyna, J., The influence of microstructure of mottled cast iron for mill rolls on its properties, in: Met. 2009 - 18th Int. Conf. Metall. Mater. Conf. Proc., Hradec nad Moravici, 2009: pp. 266–272.
- [20] Ba, P., Krawczyk, J., Paw, B., Influence of the heat treatment on the microstructure and properties of austenitic cast steel, 57 (2013) 15–22.
- [21] Nakae, H., Shin, H., Effect of Graphite Morphology on Tensile Properties of Flake Graphite Cast Iron, Materials Transactions. 42 (2001) 1428–1434. <https://doi.org/10.2320/matertrans.42.1428>.
- [22] Leach, P.W., Borland, D.W., The unlubricated wear of flake graphite cast iron, Wear. 85 (1983) 257–266. [https://doi.org/10.1016/0043-1648\(83\)90068-6](https://doi.org/10.1016/0043-1648(83)90068-6).
- [23] 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. <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2008.04.015>.

- [24] Rivera, G.L., Boeri, R.E., Sikora, J.A., Solidification of gray cast iron, *Scripta Materialia*. 50 (2004) 331–335. <https://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2003.10.019>.
- [25] Baker, T.J., The fracture resistance of flake graphite cast iron, *International Journal of Materials in Engineering Applications*. 1 (1978) 13–18. [https://doi.org/10.1016/0141-5530\(78\)90003-1](https://doi.org/10.1016/0141-5530(78)90003-1).
- [26] Collini, L., Nicoletto, G., Konečná, R., Microstructure and mechanical properties of pearlitic gray cast iron, *Materials Science and Engineering: A*. 488 (2008) 529–539. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2007.11.070>.
- [27] Lacaze, J., Connétable, D., Castro-Román, M.J., Effects of impurities on graphite shape during solidification of spheroidal graphite cast irons, *Materialia*. 8 (2019) 1–9. <https://doi.org/10.1016/j.mtla.2019.100471>.
- [28] Lima, M.L., Albertin, E., Correa, E.R., Rabello, R.B., Uehara, S., Pearlite Refining Strategies for Hypoeutectic Gray Cast Iron, *International Journal of Metalcasting*. 14 (2020) 766–773. <https://doi.org/10.1007/s40962-020-00413-6>.
- [29] 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. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2006.08.108>.
- [30] Gumienny, G., Dondzbach, M., Kacprzyk, B., Effect of Chromium on the Solidification Process and Microstructure of Vermicular Graphite Cast Iron, *Archives of Foundry Engineering*. 15 (2015) 29–34. <https://doi.org/10.1515/afe-2015-0054>.
- [31] Sturm, J.C., Schäfer, W., “Cast iron - A predictable material” 25 years of modeling the manufacture, structures and properties of cast iron, *Materials Science Forum*. 925 (2018) 451–464. <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/MSF.925.451>.
- [32] Gregorutti, R.W., Grau, J.E., Mechanical properties of compacted graphite cast iron with different microstructures, *International Journal of Cast Metals Research*. 27 (2014) 275–281. <https://doi.org/10.1179/1743133614Y.0000000118>.
- [33] Dawson, S., Compacted Graphite Iron - A material solution for modern diesel engine cylinder blocks and heads, in: 68th World Foundry Congr. 2008, WFC 2008, World Foundry Organization Ltd, Chennai, INDIA, 2008: pp. 93–99.
- [34] Stefanescu, D.M., Solidification and modeling of cast iron—A short history of the defining moments, *Materials Science and Engineering: A*. 413–414 (2005) 322–333. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2005.08.180>.
- [35] Salomonsson, K., Jarfors, A.E.W., Three-Dimensional Microstructural Characterization of Cast Iron Alloys for Numerical Analyses, *Materials Science Forum*. 925 (2018) 427–435. <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/MSF.925.427>.
- [36] Soffritti, C., Calzolari, L., Pepi, S., Fortini, A., Merlin, M., Garagnani, G.L., Metallurgical and Statistical Approaches to the Study of Cast Iron Street Furniture, *Metallurgical and Materials Transactions A*. 52 (2021) 1127–1141. <https://doi.org/10.1007/s11661-021-06135-6>.
- [37] Stefanescu, D.M., Alonso, G., Suarez, R., Recent Developments in Understanding Nucleation and Crystallization of Spheroidal Graphite in Iron-Carbon-Silicon Alloys, *Metals*. 10 (2020) 221. <https://doi.org/10.3390/met10020221>.
- [38] Iacoviello, F., Di Cocco, V., Rossi, A., Cavallini, M., Ferritic-pearlitic ductile cast irons: Is  $\Delta K$  a useful parameter?, in: 13th Int. Conf. Fract. 2013, ICF 2013, Beijing, China, 2013: pp. 998–1006.
- [39] Evans, E.R., Henton Morrogh CBE FRS FEng. 29 September 1917 – 20 September 2003, *Biographical Memoirs of Fellows of the Royal Society*. 51 (2005) 303–314. <https://doi.org/10.1098/rsbm.2005.0019>.
- [40] Eric Cekic, O., Sidjanin, L., Rajnovic, D., Balos, S., Austempering kinetics of Cu-Ni alloyed austempered Ductile Iron, *Metals and Materials International*. 20 (2014) 1131–1138. <https://doi.org/10.1007/s12540-014-6017-3>.
- [41] Theuwissen, K., Lacaze, J., Laffont, L., Structure of graphite precipitates in cast iron, *Carbon*. 96 (2016) 1120–1128. <https://doi.org/10.1016/j.carbon.2015.10.066>.
- [42] Kumar Gupta, A., Boruah, D., Suresh, N., Kamal, N., Singh, A.K., Preparation effect of mould systems on microstructure and mechanical properties of spheroidised graphite iron, *International Journal of Engineering Research and Applications*. 6 (2016) 68–73.

- [43] Jenkins, L., *Ductile Iron Data for Design Engineers*, Rio Tinto Iron & Titanium, Inc., Montreal, Canada, 1990.
- [44] Toshiro, K., *Strength and Toughness of Materials*, AGNE Gijutus Center, Tokyo, 2004.
- [45] Boulifa, I., Hadji, A., Study of the Influence of Alloying Elements on the Mechanical Characteristics and Wear Behavior of a Ductile Cast Iron, *Frattura Ed Integrità Strutturale*. 15 (2021) 74–83. <https://doi.org/10.3221/IGF-ESIS.56.06>.
- [46] Amiri Kasvayee, K., *Microstructure and deformation behaviour of ductile iron under tensile loading*, School of Engineering, Jönköping University, Jönköping, Sweden, 2015.
- [47] Guo, X., Stefanescu, D.M., Partitioning of alloying elements during the eutectoid transformation of ductile iron, *International Journal of Cast Metals Research*. 11 (1999) 437–441. <https://doi.org/10.1080/13640461.1999.11819313>.
- [48] Gonzaga, R. a, Landa, P.M., Perez, A., Villanueva, P., Mechanical properties dependency of the pearlite content of ductile irons, *Journal of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering*. 33 (2009) 150–158.
- [49] Adebayo, A.O., Taiwo, G.L., Oyetunji, A., Effects of Magnesium Variation and Heat Treatment on Mechanical and Micro-Structural Properties of Ductile Cast Iron, *FUOYE Journal of Engineering and Technology*. 2 (2017) 61–65. <https://doi.org/10.46792/fuoyejet.v2i2.130>.
- [50] Warmuzek, M., Polkowska, A., Micromechanism of Damage of the Graphite Spheroid in the Nodular Cast Iron During Static Tensile Test, *Journal of Manufacturing and Materials Processing*. 4 (2020) 1–19. <https://doi.org/10.3390/jmmp4010022>.
- [51] Khatkar, S.K., Suri, N.M., Kant, S., Pankaj, A Review on Mechanical and Tribological Properties of Graphite Reinforced Self Lubricating Hybrid Metal Matrix Composites, *Reviews on Advanced Materials Science*. 56 (2018) 1–20. <https://doi.org/10.1515/rams-2018-0036>.
- [52] Thakur, S., Thakur, K.K., Singh, H., a Review Paper on Abrasive Wear & Tribology, *AGU International Journal of Engineering & Technology*. 4 (2017) 62–69.
- [53] Källbom, R., Hamberg, K., Björkegren, L.-E., Chunky graphite in ductile iron castings, in: *67th World Foundry Congr. 5-7 June*, Institute of Cast Metals Engineers, Harrogate, UK, 2006: pp. 184–194.
- [54] Modi, H.P., A Review on Effect of Process Parameters on Microstructure and Mechanical Properties of Spheroidal Graphite (SG) Cast Iron, *International Journal for Research in Applied Science and Engineering Technology*. 9 (2021) 445–448. <https://doi.org/10.22214/ijraset.2021.33128>.
- [55] Biraje, G.S., Jadhav, D.M., Shaikh, A.M., Study and observation of process parameters for spheroidal graphite ( SG ) iron casting, *International Journal of Science Technology & Engineering*. 3 (2016) 382–385.
- [56] Olawale, J.O., Ibitoye, S.A., Processing Techniques and Productions of Ductile Iron: A Review, *International Journal of Scientific & Engineering Research*. 7 (2016) 397–423. <http://www.ijser.org>.
- [57] Lacaze, J., Sertucha, J., Åberg, L.M., Microstructure of As-cast Ferritic-pearlitic Nodular Cast Irons, *ISIJ International*. 56 (2016) 1606–1615. <https://doi.org/10.2355/isijinternational.ISIJINT-2016-108>.
- [58] Moussa, R.R., Ali, A.E., Abdel-Magied, R.K., Elshiekh, M.N., An Investigation into Mechanical Properties of Ductile Cast Iron with Different Heat Treatment Processes, *Periodica Polytechnica Mechanical Engineering*. 63 (2019) 183–187. <https://doi.org/10.3311/PPme.13672>.
- [59] Avdusinovic, H., Gigović-Gekić, A., Heat Treatment of Nodular Cast Iron, in: *13. Int. Res. Conf. "Trends Dev. Mach. Assoc. Technol. - Tmt, Hammamet, Tunisia, 2009*: pp. 669–672.
- [60] Kumar Swain, S., Effect of Chemistry and Processing Variables on the Mechanical Properties of Thin-wall Ductile Iron Castings, *National Institute of Technology, Rourkela*, 2008.
- [61] Wang, C., Chen, Y., Han, J., Ping, D., Zhao, X., Microstructure of ultrahigh carbon martensite, *Progress in Natural Science: Materials International*. 28 (2018) 749–753. <https://doi.org/10.1016/j.pnsc.2018.11.008>.
- [62] Murcia, S.C., Ossa, E.A., Celentano, D.J., Nodule Evolution of Ductile Cast Iron During Solidification, *Metallurgical and Materials Transactions B*. 45 (2014) 707–718. <https://doi.org/10.1007/s11663-013-9979-5>.
- [63] Balvant, R., Yehuda, K., Protecting ductile-iron Water Mains: What protection method works best for what soil condition?, *Journal AWWA*. 95 (2003) 110–125.

- [64] NTN Corporation, Bearing Units with Ductile Cast NTN Ductile Cast Iron Housing, (2023).
- [65] Thacker, K.B., Scholar, P.G., Analysis of parameters for casting ductile iron pipe-A Review, *International Journal of Engineering Research and General Science*. 3 (2015) 403–429.
- [66] Shifani Madtha, L., Narendra Babu, B.R., Experimental Behavioural Study Of Ductile Cast Iron Microstructure And Its Mechanical Properties, *International Journal of Engineering Research and Applications*. 3 (2013) 1470–1475.
- [67] Fakić, B., Kratina, E., Adisa, B., Uzajamna zavisnost hemijskog sastava, mikrostrukture i osobina kod nodularnog liva, in: IX NAUČNO STRUČNI Simp. SA MEĐUNARODNIM UČEŠĆEM "METALNI I Nemet. Mater. Proizv., Zenica, 2012: pp. 1–6.
- [68] Eric Cekic, O., Dojeinovic, M., Rajnovic, D., Sidjanin, L., Balos, S., Microstructure and cavitation behaviour of alloyed austempered ductile irons, *International Journal of Cast Metals Research*. 31 (2018) 1–9. <https://doi.org/10.1080/13640461.2018.1446385>.
- [69] Das, A.K., Dhal, J.P., Panda, R.K., Mishra, S.C., Sen, S., Effect of Alloying Elements and Processing Parameters on Mechanical Properties of Austempered Ductile Iron, *Journal of Materials & Metallurgical Engineering*. 3 (2013) 8–16.
- [70] Nofal, A.A., Jekova, L., Novel Processing Techniques and Applications of Austempered Ductile Iron, *Journal of the University of Chemical Technology and Metallurgy*. 44 (2009) 213–228.
- [71] Samaddar, S., Das, T., Chowdhury, A.K., Singh, M., Manufacturing of Engineering components with Austempered Ductile Iron – A Review, *Materials Today: Proceedings*. 5 (2018) 25615–25624. <https://doi.org/10.1016/j.matpr.2018.11.001>.
- [72] Harding, R.A., The production, properties and automotive applications of austempered ductile iron, *Kovove Materialy*. 45 (2007) 1–16.
- [73] 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. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2006.09.058>.
- [74] Savkovic, B., Kovac, P., Dudic, B., Gregus, M., Rodic, D., Strbac, B., Ducic, N., Comparative Characteristics of Ductile Iron and Austempered Ductile Iron Modeled by Neural Network, *Materials*. 12 (2019) 1–16. <https://doi.org/10.3390/ma12182864>.
- [75] Alabi, A.G.F., Aluko, E.F.I., Production of Austempered Ductile Iron with Optimum Sulphur Level for Effective Mechanical Properties, *The International Journal Of Engineering And Science*. 1 (2013) 67–71.
- [76] Hayrynen, K.L., Keough, J.R., Austempered Ductile Iron-The State of the Industry in 2003, *Keith Millis Symposium on Ductile Cast Iron*. (2003) 1–15.
- [77] Voigt, R.C., Austempered Ductile Iron—Processing and Properties, *Cast Metals*. 2 (1989) 71–93. <https://doi.org/10.1080/09534962.1989.11818986>.
- [78] Li, X., Wagner, J.N., Stark, A., Koos, R., Landesberger, M., Hofmann, M., Fan, G., Gan, W., Petry, W., Carbon Redistribution Process in Austempered Ductile Iron (ADI) During Heat Treatment—APT and Synchrotron Diffraction Study, *Metals*. 9 (2019) 1–15. <https://doi.org/10.3390/met9070789>.
- [79] Wang, B., Barber, G.C., Qiu, F., Zou, Q., Yang, H., A review: phase transformation and wear mechanisms of single-step and dual-step austempered ductile irons, *Journal of Materials Research and Technology*. 9 (2020) 1054–1069. <https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2019.10.074>.
- [80] Cetin, B., Meco, H., Davut, K., Arslan, E., Uzun, M.C., Microstructural Analysis of Austempered Ductile Iron Castings, *Hittite Journal of Science and Engineering*. 3 (2016) 29–34. <https://doi.org/10.17350/HJSE19030000029>.
- [81] Sahoo, S.K., Patnaik, S., Majhi, J., Mechanical Properties Enhancement of Ductile Iron by Austempering and Copper Addition, in: *MOMAVEA*, 2013: pp. 1–5.
- [82] Sellamuthu, P., Samuel, D., Dinakaran, D., Premkumar, V., Li, Z., Seetharaman, S., Austempered Ductile Iron (ADI): Influence of Austempering Temperature on Microstructure, Mechanical and Wear Properties and Energy Consumption, *Metals*. 8 (2018) 1–12. <https://doi.org/10.3390/met8010053>.
- [83] Tyrała, E., Górný, M., Kawalec, M., Muszyńska, A., Lopez, H.F., Evaluation of volume fraction of austenite in austempering process of austempered ductile iron, *Metals*. 9 (2019) 1–10. <https://doi.org/10.3390/met9080893>.

- [84] Basso, A., Martínez, R., Sikora, J., Influence of chemical composition and holding time on austenite ( $\gamma$ )  $\rightarrow$  ferrite ( $\alpha$ ) transformation in ductile iron occurring within the intercritical interval, *Journal of Alloys and Compounds*. 509 (2011) 9884–9889. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2011.07.069>.
- [85] Konca, E., Tur, K., Koç, E., Effects of Alloying Elements (Mo, Ni, and Cu) on the Austemperability of GGG-60 Ductile Cast Iron, *Metals*. 7 (2017) 1–9. <https://doi.org/10.3390/met7080320>.
- [86] Goergen, F., Mevissen, D., Masaggia, S., Veneri, E., Brimmers, J., Brecher, C., Contact Fatigue Strength of Austempered Ductile Iron (ADI) in Gear Applications, *Metals*. 10 (2020) 1–11. <https://doi.org/10.3390/met10091147>.
- [87] 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. <https://doi.org/10.1016/j.matchar.2013.09.005>.
- [88] Aristizabal, R., Foley, R., Druschitz, A., Intercritically austenitized quenched and tempered ductile iron, *International Journal of Metalcasting*. 6 (2012) 7–14. <https://doi.org/10.1007/BF03355534>.
- [89] 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 (1997) 4783–4791. <https://doi.org/10.1023/A:1018687115732>.
- [90] Yescas, M.A., Bhadeshia, H.K.D.H., MacKay, D.J., Estimation of the amount of retained austenite in austempered ductile irons using neural networks, *Materials Science and Engineering: A*. 311 (2001) 162–173. [https://doi.org/10.1016/S0921-5093\(01\)00913-3](https://doi.org/10.1016/S0921-5093(01)00913-3).
- [91] 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. <https://doi.org/10.1080/13640461.2003.11819581>.
- [92] Chang, C.H., Shih, T.S., Ausferrite Transformation in Austempered Alloyed Ductile Irons, *Transactions of the Japan Foundrymen's Society*. 13 (1994) 56–63.
- [93] Bosnjak, B., Radulovic, B., Pop-Tonev, K., Asanovic, V., Influence of Microalloying and Heat Treatment on the Kinetics of Bainitic Reaction in Austempered Ductile Iron, *Journal of Materials Engineering and Performance*. 10 (2001) 203–211. <https://doi.org/10.1361/105994901770345222>.
- [94] Swain, S.K., Panda, R.K., Dhal, J.P., Mishra, S.C., Sen, S., Phase Investigation of Austempered Ductile Iron, *Orissa Journal of Physics*. 19 (2012) 73–80.
- [95] Mussa, A., Krakhmalev, P., Bergström, J., Wear mechanisms and wear resistance of austempered ductile iron in reciprocal sliding contact, *Wear*. 498–499 (2022) 1–13. <https://doi.org/10.1016/j.wear.2022.204305>.
- [96] Rundman, K.B., Moore, D.J., Hayrynen, K.L., Dubensky, W.J., Rouns, T.N., The microstructure and mechanical properties of austempered ductile iron, *Journal of Heat Treating*. 5 (1988) 79–95. <https://doi.org/10.1007/BF02833175>.
- [97] 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 (2002) 519–526. <https://doi.org/10.1361/105994902770343764>.
- [98] Liu, Y.C., Schissler, J.M., Chobaut, J.P., Vettters, H., Structural Evolution of Austempered Ductile Iron (ADI) during Tempering, *Advanced Materials Research*. 4 (1997) 407–414. <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/AMR.4-5.407>.
- [99] Kovacs, B., On the terminology and structure of ADI, *Afs Transactions*. (1994) 417–420.
- [100] Sidjanin, L., Smallman, R.E., Metallography of bainitic transformation in austempered ductile iron, *Materials Science and Technology (United Kingdom)*. 8 (1992) 1095–1103. <https://doi.org/10.1179/mst.1992.8.12.1095>.
- [101] 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. <https://doi.org/10.1179/mst.1994.10.8.711>.
- [102] Landesberger, M., Koos, R., Hofmann, M., Li, X., Boll, T., Petry, W., Volk, W., Phase transition kinetics in austempered ductile iron (ADI) with regard to MO content, *Materials*. 13 (2020) 1–23. <https://doi.org/10.3390/ma13225266>.

- [103] Sidjanin, L., Novovic, M., Smallman, R.E., Metallographic Investigations of ADI materials, *Praktische Metallographie (Practical Metallography)*. 33 (1996) 2–16.
- [104] Hernández-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. <https://doi.org/10.1016/j.matchar.2013.06.004>.
- [105] Hernández-Rivera, J.L., Campos Cambranis, R.E., 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 (2011) 4756–4762. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2011.06.030>.
- [106] Rajnović, D., Uticaj mikrostrukture na prelaznu temperaturu ADI materijala, Univerzitet u Novom Sadu, Novi Sad, 2015.
- [107] Putatunda, S.K., Development of austempered ductile cast iron (ADI) with simultaneous high yield strength and fracture toughness by a novel two-step austempering process, *Materials Science and Engineering: A*. 315 (2001) 70–80. [https://doi.org/10.1016/S0921-5093\(01\)01210-2](https://doi.org/10.1016/S0921-5093(01)01210-2).
- [108] Yang, J., Putatunda, S.K., Effect of microstructure on abrasion wear behavior of austempered ductile cast iron (ADI) processed by a novel two-step austempering process, *Materials Science and Engineering: A*. 406 (2005) 217–228. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2005.06.036>.
- [109] 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.
- [110] Sudhanshu, D., Deivanathan, R., Properties investigation of austempered ductile iron, *Metallurgical and Materials Engineering*. 22 (2016) 25–30. <https://doi.org/10.30544/137>.
- [111] Fernandino, D.O., Boeri, R.E., Fractographic analysis of austempered ductile iron, *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures*. 39 (2016) 583–598. <https://doi.org/10.1111/ffe.12380>.
- [112] Myszka, D., Skolek, E., Wiczorek, A., Manufacture of Toothed Elements in Nanoausferritic Ductile Iron, *Archives of Metallurgy and Materials*. 59 (2014) 1217–1221. <https://doi.org/10.2478/amm-2014-0211>.
- [113] Wang, B., Qiu, F., Barber, G.C., Pan, Y., Cui, W., Wang, R., Microstructure, wear behavior and surface hardening of austempered ductile iron, *Journal of Materials Research and Technology*. 9 (2020) 9838–9855. <https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2020.06.076>.
- [114] Nofal, A., Advances in the metallurgy and applications of ADI, *Journal of Metallurgical Engineering*. 2 (2012) 181–195.
- [115] Notai, A.A., Nasr El-Din, H., Ibrahim, M.M., Thermomechanical treatment of austempered ductile iron, *China Foundry*. 4 (2007) 304–309.
- [116] Taub, A., De Moor, E., Luo, A., Matlock, D.K., Speer, J.G., Vaidya, U., Materials for Automotive Lightweighting, *Annual Review of Materials Research*. 49 (2019) 327–359. <https://doi.org/10.1146/annurev-matsci-070218-010134>.
- [117] Rao, P.P., Putatunda, S.K., Dependence of fracture toughness of austempered ductile iron on austempering temperature, *Metallurgical and Materials Transactions A*. 29 (1998) 3005–3016. <https://doi.org/10.1007/s11661-998-0208-9>.
- [118] Jayamathy, M., Vasanth, R., Noise Reduction in Two Wheeler Gears Using Austempered Ductile Iron, in: *SAE Tech. Pap.*, 2003: pp. 1–7. <https://doi.org/10.4271/2003-32-0041>.
- [119] Kühn, F., Brimmers, J., Bergs, T., Process design for gear shaping of austempered ductile iron (ADI) components, in: *Procedia CIRP*, Elsevier B.V., 2021: pp. 214–219. <https://doi.org/10.1016/j.procir.2021.03.098>.
- [120] Białobrzeski, A., Pezda, J., Testing of heating and cooling process of ADI cast iron with use of ATND method, *Archives of Foundry Engineering*. 8 (2008) 11–14.
- [121] Keough, J.R., Austempered Ductile Iron (ADI) – A Green Alternative, *Transactions of American Foundry Society*. 119 (2011) 591–599.
- [122] Keough, J.R., Hayrynen, K.L., Popovski, V., Sumner, S., Rimmer, A., Agricultural Applications of Austempered Iron and Steel Components, *Metal Casting Design and Purchasing*. (2009) 1–9.
- [123] Balos, S., Radisavljevic, I., Rajnovic, D., Dramicanin, M., Tabakovic, S., Eric-Cekic, O., Sidjanin, L., Geometry, mechanical and ballistic properties of ADI material perforated plates, *Materials and Design*. 83 (2015) 66–74. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2015.05.081>.



- [124] Keough, J.R., Hayrynen, K.L., Automotive Applications of Austempered Ductile Iron (ADI): A Critical Review, *Journal of Materials & Manufacturing*. 109 (2000) 344–354. <https://doi.org/10.4271/2000-01-0764>.
- [125] Basso, A., Caldera, M., Chapetti, M., Sikora, J., Mechanical characterization of dual phase austempered ductile iron, *ISIJ International*. 50 (2010) 302–306. <https://doi.org/10.2355/isijinternational.50.302>.
- [126] Lagarde, M., Basso, A., Dommarco, R.C., Sikora, J., Development and Characterization of a New Type of Ductile Iron with a Novel Multi-phase Microstructure, *ISIJ International*. 51 (2011) 645–650. <https://doi.org/10.2355/isijinternational.51.645>.
- [127] Fernandino, D.O., Massone, J.M., Boeri, R.E., Characterization of the austemperability of partially austenitized ductile iron, *Journal of Materials Processing Technology*. 213 (2013) 1801–1809. <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2013.05.002>.
- [128] Basso, A., Sikora, J., Martínez, R., Analysis of mechanical properties and its associated fracture surfaces in dual-phase austempered ductile iron, *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures*. 36 (2013) 650–659. <https://doi.org/10.1111/ffe.12032>.
- [129] Basso, A., Sikora, J., Review on production processes and mechanical properties of dual phase austempered ductile iron, *International Journal of Metalcasting*. 6 (2012) 7–14. <https://doi.org/https://doi.org/10.1007/BF03355473>.
- [130] Vuong, H.L., Nguyen, H.H., Hoang, A.T., Vu, A.T., Nguyen, D.T., Le, T.S., Influence of Heat Treatment Processing Three Phase Region on the Microstructure and Hardness ADI Alloys, *Journal of Mechanical Engineering Research and Developments (JMERE)*. 44 (2021) 289–296.
- [131] Kilicli, V., Erdogan, M., Tensile properties of partially austenitised and austempered ductile irons with dual matrix structures, *Materials Science and Technology*. 22 (2006) 919–928. <https://doi.org/10.1179/174328406X102390>.
- [132] Kilicli, V., Erdogan, M., Effect of ausferrite volume fraction and morphology on tensile properties of partially austenitised and austempered ductile irons with dual matrix structures, *International Journal of Cast Metals Research*. 20 (2007) 202–214. <https://doi.org/10.1179/136404607X256051>.
- [133] Basso, A., Caldera, M., Rivera, G., Sikora, J., High silicon ductile iron: Possible uses in the production of parts with “Dual Phase ADI” microstructure, *ISIJ International*. 52 (2012) 1130–1134. <https://doi.org/10.2355/isijinternational.52.1130>.
- [134] Eric Cekic, O., Rajnovic, D., Sidjanin, L., Janjatovic, P., Baloš, S., *Computational and Experimental Approaches in Materials Science and Engineering*, Springer International Publishing, Cham, 2020. <https://doi.org/10.1007/978-3-030-30853-7>.
- [135] Cerah, M., Kocatepe, K., Erdogan, M., Influence of martensite volume fraction and tempering time on tensile properties of partially austenitized in the ( $\alpha + \gamma$ ) temperature range and quenched + tempered ferritic ductile iron, *Journal of Materials Science*. 40 (2005) 1–7. <https://doi.org/10.1007/s10853-005-0415-3>.
- [136] Bandanadjaja, B., Idamayanti, D., Widarmansyah, N., Lestarianto, A., The effect of first step holding time of low high austempering heat treatment to the mechanical properties of Austempered Ductile Iron (ADI), in: *IOP Conf. Ser. Mater. Sci. Eng.*, 2019: pp. 1–8. <https://doi.org/10.1088/1757-899X/541/1/012023>.
- [137] Janjatovic, P., Eric-Cekic, O., Rajnovic, D., Balos, S., Grabulov, V., Sidjanin, L., Microstructure and fracture mode of unalloyed dual-phase austempered ductile iron, *Chemical Industry and Chemical Engineering Quarterly*. 28 (2022) 161–167. <https://doi.org/10.2298/CICEQ201222027J>.
- [138] Monchoux, J.P., Verdu, C., Thollet, G., Fougères, R., Reynaud, A., Morphological changes of graphite spheroids during heat treatment of ductile cast irons, *Acta Materialia*. 49 (2001) 4355–4362. [https://doi.org/10.1016/S1359-6454\(01\)00230-0](https://doi.org/10.1016/S1359-6454(01)00230-0).
- [139] Gür, C.H., Ozer, M., Erdogan, M., The Evaluation of Structure – Property Relationships in the Dual Matrix Ductile Iron by Magnetic Barkhausen Noise Analysis, in: *Middle East, Shanghai, China, 2008*: pp. 25–28.
- [140] Basso, A., Martínez, R., Sikora, J., Influence of section size on dual phase ADI microstructure and properties: comparison with fully ferritic and fully ausferritic matrices, *Materials Science and Technology*. 25 (2009) 1271–1278. <https://doi.org/10.1179/174328408X365784>.
- [141] Kobayashi, T., Yamada, S., Effect of Holding Time in the ( $\alpha + \gamma$ ) Temperature Range on Toughness of Specially Austempered Ductile Iron, *Metallurgical and Materials Transactions A*. 27 (1996) 1961–1971. <https://doi.org/10.1007/BF02651945>.

- [142] Stefanescu, D.M., A History of Cast Iron, *Cast Iron Science and Technology*. (2018) 3–11. <https://doi.org/10.31399/asm.hb.v01a.a0006320>.
- [143] Aranzabal, J., Serramoglia, G., Gorla, C.A., Rousière, D., Development of a new mixed (ferritic-ausferritic) ductile iron for automotive suspension parts, *International Journal of Cast Metals Research*. 16 (2003) 185–190. <https://doi.org/10.1080/13640461.2003.11819580>.
- [144] Colombo, D.A., Dommarco, R.C., Basso, A.D., Rolling contact fatigue behavior of dual-phase austempered ductile iron, *Wear*. 418–419 (2019) 208–214. <https://doi.org/10.1016/j.wear.2018.11.009>.
- [145] Druschitz, A.P., Fitzgerald, D.C., Machinable austempered cast iron article having improved machinability, fatigue performance, and resistance to eynenessnpa, US 7,070,666 B2, 2006.
- [146] Druschitz, A.P., Fitzgerald, D.C., MADI™: Introducing a New, Machinable, Austempered Ductile Iron, in: *SAE Tech. Pap.*, Detroit, 2003: pp. 1–9. <https://doi.org/10.4271/2003-01-0831>.
- [147] Ovalia, I., Mavib, A., Investigating the machinability of austempered ductile irons with dual matrix structures, *International Journal of Materials Research*. 104 (2013) 192–198. <https://doi.org/10.3139/146.110849>.
- [148] Druschitz, A.P., Folz, H.L., Devor, D., Kapoor, S., Balasubramanian, A., Bronk, K., Bussema, J., Glowik, M., Malkewicz, N., Etling, S., Hegde, P., Machinability of MADI™, in: *SAE Tech. Pap.*, Detroit, Michigan, 2005: pp. 1–7. <https://doi.org/10.4271/2005-01-1684>.
- [149] Druschitz, A., Aristizabal, R., Druschitz, E., Hubbard, C., Watkins, T., Neutron Diffraction Studies of Intercritically Austempered Ductile Irons, *SAE International Journal of Materials and Manufacturing*. 4 (2011) 111–118. <https://doi.org/10.4271/2011-01-0033>.
- [150] Caldera, M., Martínez, R.A., Boeri, R.E., Sikora, J.A., Evaluation of water embrittlement on ‘dual phase’ ADI, *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures*. 34 (2011) 774–781. <https://doi.org/10.1111/j.1460-2695.2011.01571.x>.
- [151] 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 (2000) 9–15. <https://doi.org/10.1080/13640461.2000.11819384>.
- [152] Gagne, M., Hayrynen, K., Environmental Embrittlement of Ductile Irons - A Review of Available Data, *The Ductile Iron News*. (2005) 1–12.
- [153] Martínez, R.A., Simison, S.N., Boeri, R.E., Environmentally Assisted Embrittlement of ADI - Current Understanding, *World*. (2002) 1–9.
- [154] Druschitz, A.P., Tenpas, D.J., Effect of liquid environments on the tensile properties of ductile iron, in: *SAE Tech. Pap.*, 2004: pp. 1–7. <https://doi.org/10.4271/2004-01-0793>.
- [155] 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 (2003) 2971–2977. <https://doi.org/10.1023/A:1024425727963>.
- [156] Song, Y.-H., Lui, T.-S., Chen, L.-H., Effect of Si Content on the Deterioration of Vibration Fracture Resistance of Ferritic SG Cast Iron under an Aqueous Environment, *MATERIALS TRANSACTIONS*. 45 (2004) 1461–1468. <https://doi.org/10.2320/matertrans.45.2463>.
- [157] 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 (2003) 209–214. <https://doi.org/10.1080/13640461.2003.11819584>.
- [158] Fernández Scudeller, F., Martínez, R.A., Evaluation of environmentally assisted fracture of austempered ductile iron (ADI) under cyclic load bearing, *Fatigue and Fracture of Engineering Materials and Structures*. 39 (2016) 346–356. <https://doi.org/10.1111/ffe.12360>.
- [159] Lynch, S.P., Environmentally assisted cracking: Overview of evidence for an adsorption-induced localised-slip process, *Acta Metallurgica*. 36 (1988) 2639–2661. [https://doi.org/10.1016/0001-6160\(88\)90113-7](https://doi.org/10.1016/0001-6160(88)90113-7).
- [160] Wang, M., Akiyama, E., Tsuzaki, K., Effect of hydrogen on the fracture behavior of high strength steel during slow strain rate test, *Corrosion Science*. 49 (2007) 4081–4097. <https://doi.org/10.1016/j.corsci.2007.03.038>.

- [161] Boeri, R.E., Martínez, R.A., Embrittlement of ADI by contact with liquids: Influence of alloy content and preventive methods, *Materials Science and Technology (United Kingdom)*. 29 (2013) 665–671. <https://doi.org/10.1179/1743284712Y.0000000171>.
- [162] Caballero, L., Elices, M., Parkins, R.N., Environment-Sensitive Fracture of Austempered Ductile Iron, *Corrosion*. 61 (2005) 51–57. <https://doi.org/10.5006/1.3278160>.
- [163] 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. <https://doi.org/10.1016/j.matchar.2015.01.001>.
- [164] Hayrynen, M.G.K.L., Ha, Q., Environmental Embrittlement of Ductile Iron, in: *Proc. 8th Int. Symp. Sci. Process. Cast Iron*, Beijing, China, 2006: pp. 452–457.
- [165] Dangtim, D.K., Ajoge, E.O., Odiakaose, C., Donald, A.O., Stress Corrosion Resistance Capacity: Austempered Ductile Iron and High Strength Alloy Steels in Marine Environment, *ANNALS of Faculty Engineering Hunedoara – International Journal of Engineering*. 17 (2019) 193–199.
- [166] Fatahalla, N., Hussein, O., Microstructure, Mechanical Properties, Toughness, Wear Characteristics and Fracture Phenomena of Austenitised and Austempered Low-Alloyed Ductile Iron, *OALib*. 02 (2015) 1–16. <https://doi.org/10.4236/oalib.1101012>.
- [167] Martínez, R.A., Fracture surfaces and the associated failure mechanisms in ductile iron with different matrices and load bearing, *Engineering Fracture Mechanics*. 77 (2010) 2749–2762. <https://doi.org/10.1016/j.engfracmech.2010.07.013>.
- [168] Cai, Q.Z., Wei, B.K., Tanaka, Y., Fatigue properties of austempered ductile iron (ADI) in water environment, *Acta Metallurgica Sinica*. 17 (2004) 122–130.
- [169] Rivera, G., Boeri, R., Sikora, J., Revealing and characterising solidification structure of ductile cast iron, *Materials Science and Technology*. 18 (2002) 691–697. <https://doi.org/10.1179/026708302225003668>.
- [170] Cullity, B.D., *Elements of X-ray diffraction*, 2nd ed., Addison-Wesley Publishing Company Inc., Massachusetts, USA, 1978.
- [171] Agarwal, B.L., *Basic statistics*, Rev. 4th, New Age International, New Delhi, 2007.
- [172] Wang, B., Barber, G.C., Tao, C., Sun, X., Ran, X., Characteristics of tempering response of austempered ductile iron, *Journal of Materials Research and Technology*. 7 (2018) 198–202. <https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2017.08.011>.
- [173] 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 A*. 28 (1997) 1143–1156. <https://doi.org/10.1007/s11661-997-0280-6>.
- [174] Erić, O., Rajnović, D., Zec, S., Sidjanin, L., Jovanović, M.T., Microstructure and fracture of alloyed austempered ductile iron, *Materials Characterization*. 57 (2006) 211–217. <https://doi.org/10.1016/j.matchar.2006.01.014>.
- [175] Sidjanin, L., Rajnovic, D., Eric, O., Smallman, R.E., Austempering study of unalloyed and alloyed ductile irons, *Materials Science and Technology*. 26 (2010) 567–571. <https://doi.org/10.1179/174328409X407524>.
- [176] Sahin, Y., Erdogan, M., Kilicli, V., Wear behavior of austempered ductile irons with dual matrix structures, *Materials Science and Engineering: A*. 444 (2007) 31–38. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2006.06.071>.
- [177] Giętka, T., Ciechacki, K., Gumienny, G., The effect of heat treatment on the impact strength of ADI, in: *Met. 2016 - 25th Anniv. Int. Conf. Metall. Mater. Conf. Proc.*, n.d.: pp. 159–166.
- [178] 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. <https://doi.org/10.1007/s11665-007-9069-4>.
- [179] Eric, O., Jovanovic, M., Sidjanin, L., Rajnovic, D., Microstructure and mechanical properties of CuNiMo austempered ductile iron, *Journal of Mining and Metallurgy, Section B: Metallurgy*. 40 (2004) 11–19. <https://doi.org/10.2298/jmmb0401011e>.
- [180] Ratto, P.J.J., Ansaldi, A.F., Fierro, V.E., Agüera, F.R., Villar, H.N.A., Sikora, J.A., Low temperature impact tests in austempered ductile iron and other spheroidal graphite cast iron structures, *ISIJ International*. 41 (2001) 372–380. <https://doi.org/10.2355/isijinternational.41.372>.

- [181] Zhang, X., Qu, Y., Li, R., Fracture Mechanism of Ferritic Ductile Iron under Instrumented Impact Load at Low Temperatures, *ISIJ International*. 54 (2014) 2309–2313. <https://doi.org/10.2355/isijinternational.54.2309>.
- [182] Balos, S., Rajnovic, D., Dramicanin, M., Labus, D., Eric-Cekic, O., Grbovic-Novakovic, J., Sidjanin, L., Abrasive wear behaviour of ADI material with various retained austenite content, *International Journal of Cast Metals Research*. 29 (2016) 187–193. <https://doi.org/10.1080/13640461.2015.1125982>.
- [183] Li, X., Ma, X., Zhang, J., Akiyama, E., Wang, Y., Song, X., Review of Hydrogen Embrittlement in Metals: Hydrogen Diffusion, Hydrogen Characterization, Hydrogen Embrittlement Mechanism and Prevention, *Acta Metallurgica Sinica (English Letters)*. 33 (2020) 759–773. <https://doi.org/10.1007/s40195-020-01039-7>.
- [184] Komatsu, S., Zhou, C.Q., Shibutani, S., Tanaka, Y., Embrittlement Characteristics of Fracture Toughness in Ductile Iron by Contact With Water, *International Journal of Cast Metals Research*. 11 (1999) 539–544. <https://doi.org/10.1080/13640461.1999.11819330>.

*Овај Образац чини саставни део докторске дисертације, односно докторског уметничког пројекта који се брани на Универзитету у Новом Саду. Попуњен Образац укоричити иза текста докторске дисертације, односно докторског уметничког пројекта.*

### План третмана података

<b>Назив пројекта/истраживања</b>
Утицај воде на појаву кртости код конвенционалних и двофазних АДИ материјала
<b>Назив институције/институција у оквиру којих се спроводи истраживање</b>
Факултет техничких наука, Универзитет у Новом Саду
<b>Назив програма у оквиру ког се реализује истраживање</b>
Докторске академске студије: Машинство
<b>1. Опис података</b>
<i>1.1 Врста студије</i> <i>Укратко описати тип студије у оквиру које се подаци прикупљају</i> Експериментална докторска дисертација
<i>1.2 Врсте података</i> а) <b>квантитативни</b> б) <b>квалитативни</b>
<i>1.3. Начин прикупљања података</i> а) анкете, упитници, тестови

б) клиничке процене, медицински записи, електронски здравствени записи

в) генотипови: навести врсту \_\_\_\_\_

г) административни подаци: навести врсту \_\_\_\_\_

д) узорци ткива: навести врсту \_\_\_\_\_

ђ) снимци, фотографије: микрофотографије \_\_\_\_\_

е) текст: преглед литературе \_\_\_\_\_

ж) мапа, навести врсту \_\_\_\_\_

з) остало: експериментални резултати и механичка испитивања \_\_\_\_\_

1.3 Формат података, употребљене скале, количина података

1.3.1 Употребљени софтвер и формат датотеке:

а) **Excel фајл, датотека .xls**

б) SPSS фајл, датотека \_\_\_\_\_

в) PDF фајл, датотека \_\_\_\_\_

д) **Текст фајл, датотека: .doc**

е) **JPG фајл, датотека: .jpg, tiff**

ф) Остало, датотека: **JMicroVision 1.2.7 .jmv**

1.3.2. Број записа (код квантитативних података)

а) број варијабли: **7** \_\_\_\_\_

б) број мерења (испитаника, процена, снимака и сл.) **413** \_\_\_\_\_

1.3.3. Поновљена мерења

а) да

б) **не**

Уколико је одговор да, одговорити на следећа питања:

а) временски размак између поновљених мера је \_\_\_\_\_

б) варијабле које се више пута мере односе се на \_\_\_\_\_

в) нове верзије фајлова који садрже поновљена мерења су именоване као \_\_\_\_\_

Напомене: \_\_\_\_\_

*Да ли формати и софтвер омогућавају дељење и дугорочну валидност података?*

*а) Да*

*б) Не*

*Ако је одговор не, образложити \_\_\_\_\_*

\_\_\_\_\_

## 2. Прикупљање података

### 2.1 Методологија за прикупљање/генерисање података

#### 2.1.1. У оквиру ког истраживачког нацрта су подаци прикупљени?

а) експеримент, навести тип **механичка и микроструктурна испитивања**

б) корелационо истраживање, навести тип \_\_\_\_\_

ц) анализа текста, навести тип **анализа доступне литературе**

д) остало, навести шта **анализа јавно доступних података**

#### 2.1.2 Навести врсте мерних инструмената или стандарде података специфичних за одређену научну дисциплину (ако постоје).

Инструменти: Оптички емисиони спектрометар ARL-3460; коморна пећ МПЗ; светлосни микроскоп „Orthoplan“, Leitz; дифрактометар „D500“ Simens; апарат за мерење тврдоће „HPO 250“, WEB Leipzig; механичка кидалица ZDM 5/91“, WEB Leipzig; инструментирано Шарпијево клатно „JWT 450I“ Jinan Testing Equipment IE Corporation; скенирајући електронски микроскоп JEOL JSM 6460LV, JEOL,

Стандарди: ASTM A897M-06; SRPS EN ISO 945-1:2019; SRPS EN ISO 6892-1:2020; SRPS EN ISO 6506-1:2016; SRPS EN ISO 148-1:2017; SRPS EN ISO 14556:2016.

### 2.2 Квалитет података и стандарди

#### 2.2.1. Третман недостајућих података

а) Да ли матрица садржи недостајуће податке? Да **Не**

Ако је одговор да, одговорити на следећа питања:

- а) Колики је број недостајућих података? \_\_\_\_\_
- б) Да ли се кориснику матрице препоручује замена недостајућих података? Да Не
- в) Ако је одговор да, навести сугестије за третман замене недостајућих података
- 

2.2.2. На који начин је контролисан квалитет података? Описати

**Квалитет података је контролисан поређењем експерименталних и теоријских података.**

2.2.3. На који начин је извршена контрола уноса података у матрицу?

**Методом случајне провере насумичних вредности**

---

### 3. Третман података и пратећа документација

3.1. Третман и чување података

3.1.1. Подаци ће бити депоновани у Репозиторијуму докторских дисертација на Универзитету у Новом Саду.

3.1.2. URL адреса \_\_\_\_\_

3.1.3. DOI \_\_\_\_\_

3.1.4. Да ли ће подаци бити у отвореном приступу?

- а) Да
- б) Да, али после ембарга који ће трајати до \_\_\_\_\_
- в) Не

Ако је одговор не, навести разлог \_\_\_\_\_

3.1.5. Подаци неће бити депоновани у репозиторијум, али ће бити чувани.

Образложење



---

---

### 3.2 Метаподаци и документација података

3.2.1. Који стандард за метаподатке ће бити примењен? \_\_\_\_\_

3.2.1. Навести метаподатке на основу којих су подаци депоновани у репозиторијум.

---

---

*Ако је потребно, навести методе које се користе за преузимање података, аналитичке и процедуралне информације, њихово кодирање, детаљне описе варијабли, записа итд.*

---

---

---

---

### 3.3 Стратегија и стандарди за чување података

3.3.1. До ког периода ће подаци бити чувани у репозиторијуму? **Неограничено**

3.3.2. Да ли ће подаци бити депоновани под шифром? Да **Не**

3.3.3. Да ли ће шифра бити доступна одређеном кругу истраживача? Да **Не**

3.3.4. Да ли се подаци морају уклонити из отвореног приступа после извесног времена?

Да **Не**

Образложити

---

#### 4. Безбедност података и заштита поверљивих информација

Овај одељак МОРА бити попуњен ако ваши подаци укључују личне податке који се односе на учеснике у истраживању. За друга истраживања треба такође размотрити заштиту и сигурност података.

##### 4.1 Формални стандарди за сигурност информација/података

Истраживачи који спроводе испитивања с људима морају да се придржавају Закона о заштити података о личности ([https://www.paragraf.rs/propisi/zakon\\_o\\_zastiti\\_podataka\\_o\\_licnosti.html](https://www.paragraf.rs/propisi/zakon_o_zastiti_podataka_o_licnosti.html)) и одговарајућег институционалног кодекса о академском интегритету.

##### 4.1.2. Да ли је истраживање одобрено од стране етичке комисије? Да **Не**

Ако је одговор Да, навести датум и назив етичке комисије која је одобрила истраживање

---

##### 4.1.2. Да ли подаци укључују личне податке учесника у истраживању? Да **Не**

Ако је одговор да, наведите на који начин сте осигурали поверљивост и сигурност информација везаних за испитанике:

- а) Подаци нису у отвореном приступу
  - б) Подаци су анонимизирани
  - ц) Остало, навести шта
- 
- 

#### 5. Доступност података

##### 5.1. Подаци ће бити

**а) јавно доступни**

б) доступни само уском кругу истраживача у одређеној научној области

ц) затворени

Ако су подаци доступни само уском кругу истраживача, навести под којим условима могу да их користе:

---

---

*Ако су подаци доступни само уском кругу истраживача, навести на који начин могу приступити подацима:*

---

---

*5.4. Навести лиценцу под којом ће прикупљени подаци бити архивирани.*

**ауторство – некомерцијално**

## **6. Улоге и одговорност**

*6.1. Навести име и презиме и мејл адресу власника (аутора) података*

Петар Јањатовић, janjatovic104@mail.com

*6.2. Навести име и презиме и мејл адресу особе која одржава матрицу с подацима*

Петар Јањатовић, janjatovic104@mail.com

*6.3. Навести име и презиме и мејл адресу особе која омогућује приступ подацима другим истраживачима*

Петар Јањатовић, janjatovic104@mail.com