

**Univerzitet u Novom Sadu
Fakultet tehničkih nauka**

Marko Vilotić

**Intenzivna plastična deformacija
u procesima višefaznog sabijanja materijala**

DOKTORSKA DISERTACIJA

Novi Sad, 2015.



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

КЉУЧНА ДОКУМЕНТАЦИЈСКА ИНФОРМАЦИЈА

Редни број, РБР:	
Идентификациони број, ИБР:	
Тип документације, ТД:	Монографска публикација
Тип записа, ТЗ:	Текстуални штампани материјал
Врста рада, ВР:	Докторска дисертација
Аутор, АУ:	Марко Вилотић, магистар
Ментор, МН:	Проф. др Дамир Какаш, редовни професор
Наслов рада, НР:	Интензивна пластична деформација у процесима вишефазног сабијања материјала
Језик публикације, ЈП:	Српски
Језик извода, ЈИ:	Српски/Енглески
Земља публикавања, ЗП:	Р. Србија
Уже географско подручје, УГП:	АП Војводина
Година, ГО:	2015.
Издавач, ИЗ:	Ауторски репринт
Место и адреса, МА:	Нови Сад, Трг Доситеја Обрадовића 6
Физички опис рада, ФО: (поглавља/страна/ цитата/табела/слика/графика/прилога)	10/196/209/29/155/А/0
Научна област, НО:	Машинско инжењерство
Научна дисциплина, НД:	Обрада метала деформисањем и нанотехнологије
Предметна одредница/Кључне речи, ПО:	Интензивна пластична деформација, вишефазно сабијање, В-алат, нискоугљенични челик
УДК	
Чува се, ЧУ:	Библиотека Факултета техничких наука, Нови Сад
Важна напомена, ВН:	
Извод, ИЗ:	Представљена је нова метода интензивне пластичне деформације – вишефазно сабијање В-алатом. Користећи ову методу, сабијањем у осамнаест фаза, унапређене су механичке особине нискоугљеничног челика \check{C} .1221 – тврдоћа, чврстоћа и деформабилност. За испитивање микроструктуре коришћени су светлосни, скенинг и трансмисиони микроскоп. Просечна величина кристалног зрна почетног материјала од 19 микрометара је смањена на 250 нанометара након дванаест фаза сабијања. Након осамнаест фаза сабијања на челу узорка остварена је укупна деформација у износу од 3,38.
Датум прихватања теме, ДП:	31.01.2013.
Датум одбране, ДО:	.2015.

Чланови комисије,
КО:

Председник:	др Милентије Стефановић, редовни професор	
Члан:	др Србислав Александровић, редовни професор	
Члан:	др Лепосава Шиђанин, професор емеритус	
Члан:	др Мирослав Планчак, редовни професор у пензији	
Члан:	др Бранко Шкорић, редовни професор	
Члан, ментор:	др Дамир Какаш, редовни професор	Потпис ментора

Образац Q2.НА.04-05 - Издање 1



UNIVERSITY OF NOVI SAD • FACULTY OF TECHNICAL SCIENCES
21000 NOVI SAD, Trg Dositeja Obradovića 6

KEY WORDS DOCUMENTATION

Accession number, ANO :	
Identification number, INO :	
Document type, DT :	Monographic publication
Type of record, TR :	Textual material, printed
Contents code, CC :	Doctoral Thesis
Author, AU :	Marko Vilotić, magister of sciences
Mentor, MN :	Prof. dr Damir Kakaš, full professor
Title, TI :	Severe Plastic Deformation in Material Multi-stage Upsetting Processes
Language of text, LT :	Serbian
Language of abstract, LA :	Serbian/English
Country of publication, CP :	Republic of Serbia
Locality of publication, LP :	AP Vojvodina
Publication year, PY :	2015.
Publisher, PB :	Authors reprint
Publication place, PP :	Novi Sad, Serbia
Physical description, PD : (<i>chapters/pages/ref./tables/pictures/graphs/appendixes</i>)	10/196/209/29/155/A/0
Scientific field, SF :	Mechanical Engineering
Scientific discipline, SD :	Metal Forming and Nanotechnology
Subject/Key words, S/KW :	Severe plastic deformation, multistage upsetting, V-shape die, low carbon steel
UC	
Holding data, HD :	Library of the Faculty of Technical Sciences
Note, N :	
Abstract, AB :	A new severe plastic deformation method has been presented - multistage upsetting by V-shape dies. By using this method, in eighteen upsetting stages, mechanical properties (hardness, strength and formability) of C15E low carbon steel has been improved. For microstructure analysis light, scanning and transmission microscopes have been employed. Initial average grain size of 19 µm has been reduced to 250 nm after twelve upsetting stages. After eighteen upsetting stages, total effective deformation at the sample forehead of 3,38 has been obtained.
Accepted by the Scientific Board on, ASB :	31.01.2013.
Defended on, DE :	2015.
Defended Board, DB :	President: Prof. dr Milentije Stefanović, full professor
	Member: Prof. dr Srbislav Aleksandrović, full professor

Member:	Prof. dr Leposava Šiđanin, professor emeritus	
Member:	Prof. dr Miroslav Plančak, retired full professor	
Member:	Prof. dr Branko Škorić, full professor	
Member, Mentor:	Prof. dr Damir Kakaš, full professor	Menthor's sign

Obrazac **Q2.HA.04-05** - Izdanje 1

ZAHVALNOST

Posebno se zahvaljujem svom cenjenom mentoru dr Damiru Kakašu, redovnom profesoru Fakulteta tehničkih nauka, na podršci i brizi prilikom realizacije istraživanja za potrebe teze i dugogodišnjoj saradnji u Laboratoriji za termičku obradu i nano materijale.

Veoma se zahvaljujem cenjenoj dr Leposavi Šiđanin, profesoru emertusu Fakulteta tehničkih nauka u Novom Sadu, što me je svojim strpljivim i nesebičnim radom uvela u svet nauke o materijalima i svet savremene mikroskopije materijala. Takođe joj se zahvaljujem na mnogobrojnim korisnim sugestijama i podršci prilikom izrade doktorske disertacije.

Posebno se zahvaljujem cenjenom dr Milentiju Stefanoviću, redovnom profesoru Fakulteta inženjerskih nauka iz Kragujevca na dugogodišnjoj pomoći, pažnji i podršci koju mi je nesebično pružao tokom mog školovanja i napredovanja.

Zahvaljujem se cenjenom dr Srboljubu Aleksandroviću, redovnom profesoru Fakulteta inženjerskih nauka iz Kragujevca na pomoći prilikom eksperimentalnih ispitivanja materijala na zatezanje u Laboratoriji za materijale i obradu deformisanjem i na korisnim sugestijama prilikom izrade teze i na korisnim sugestijama tokom izrade teze.

Zahvaljujem se cenjenom dr Branku Škoriću, redovnom profesoru Fakulteta tehničkih nauka u Novom Sadu, na korisnim sugestijama iz oblasti teze i nano tehnologija i na dugogodišnjoj saradnji u Laboratoriji za termičku obradu i nano materijale.

Posebno se zahvaljujem cenjenom dr Miroslavu Plančaku, redovnom profesoru Fakulteta tehničkih nauka u Novom Sadu, na korisnim sugestijama iz oblasti tehnologije plastičnog deformisanja i na dugogodišnjoj saradnji u oblasti hladnog zapreminskog deformisanja.

Veoma se zahvaljujem cenjenom prof. dr Yeau-Ren Jeng Univerzitet Čung Čeng iz Tajvana što mi je omogućio da boravim devetomesečnoj poseti ovoj dalekoistočnoj zemlji, i što mi je omogućio i finansirao ispitivanja materijala na transmissionom mikroskopu i nanoindenteru, bez kojih realizacija istraživanja na ovoj tezi ne bi bila moguća.

Takođe, se zahvaljujem dr Sergeju Aleksandrovu, istraživaču Ruske akademije nauka iz Moskve, Institut za probleme mehanike i istraživaču Univerziteta Čung Čeng iz Tajvana, koji je inicirao moj boravak na Tajvanu i pozitivnom diskusijom doprineo rešavanju određenih teorijskih pitanja pri analizi procesa sabijanja V-alatom.

Zahvaljujem se dr Jonjaua Ranogajec, redovnom profesoru Tehnološkog fakulteta u Novom Sadu što mi je bezrezervno omogućila ispitivanje mikrotvrdoće materijala u Katedra za inženjerstvo materijala.

Na kraju, zahvaljujem se mojim dragim roditeljima Gordani i Dragiši i najdražoj setri Dragani što su me podržavali i hrabрили svih ovih godina, kako bih završio istraživanja na ovoj tezi.

REZIME

Savremene metode obrade deformisanjem izazivaju određene promene u strukturi materijala što se manifestuje ojačavanjem materijala i poboljšanjem njihovih mehaničkih osobina uz gubitak plastičnosti. Kod većine metoda obrade deformisanjem, kao što je kovanje, vučenje, valjanje, savijanje i drugi, oblikovanje materijala izvodi sa neznatnom promenom veličine zrna u odnosu na polazno stanje. Za značajnije povećanje mehaničkih osobina metala neophodno je značajnije usitnjavanje zrna mikrostrukture.

Intenzivna plastična deformacija je postupak plastičnog deformisanja koji omogućuje stvaranje ultrafine strukture materijala submikronske veličine zrna po zapremini obratka bez značajnije promene oblika priprema i bez oštećenja strukture materijala. Ruski naučnik Valijev [1, 2] formulisao je osnovne uslove neophodne za stvaranje sitnozrne strukture pomoću intenzivne plastične deformacije. Za ostvarivanje efekata intenzivne plastične deformacije potrebno je obezbediti intenzivno smicanje u procesu deformisanja, koji se izvodi na nižim temperaturama i u uslovima visokog hidrostatičkog pritiska i pri tome novonastala mikrostruktura mora imati velikougane granice.

Najznačajnije metode intenzivne plastične deformacije su torzija pod visokim pritiskom (HPT), istiskivanje kroz ugaoni kanal (ECAP), naizmenično savijanje i ispravljanje (RCS), kalibraciono valjanje (CAROL), višeosno sabijanje (MDF), naizmenično istiskivanje i sabijanje (CEC), istiskivanje sa uvijanjem (TE) i dr. Nažalost, većina metoda nije dostigla nivo industrijske primene, uglavnom su na nivou laboratorijskih istraživanja fenomena i svojstava intenzivne plastične deformacije.

Cilj istraživanja ove doktorske disertacije bio je razvoj novog postupaka intenzivne plastične deformacije u oblasti hladnog zapreminskog deformisanja i provera uticaja intenzivne plastične deformacije na svojstva materijala nakon ove obrade. Analizom različitih postupaka višefaznog sabijanja u hladnom stanju, ustanovljeno je da višefazno sabijanje prizmatičnog priprema pomoću V-alata pruža mogućnost ostvarivanja visokih vrednosti efektivne deformacije.

Na osnovu detaljnih teorijsko-eksperimentalnih istraživanja i rezultata numeričke simulacije, analize mikrostrukture materijala pomoću skening i transmisionih elektronskih mikroskopa i mehaničkih ispitivanja, ustanovljeno je da postupak višefaznog sabijanja prizmatičnog obratka (od čelika Č.1221) pomoću V-alata, predstavlja novu metodu intenzivne plastične deformacije jer su postignuti sledeći efekti:

1. Ostvarena je ukupna efektivna deformacija $\varphi_e = 3,38$ u središtu čela uzorka nakon 18 faza sabijanja;
2. Nakon 12 faza sabijanja (pri ukupnoj efektivnoj deformaciji $\varphi_e = 3,05$) ostvareno je značajno usitnjavanje mikrostrukture čelika Č.1221 polazne veličine zrna $19 \mu\text{m}$, na prosečnu veličinu zrna od 252 nm ;

3. Postignuto povećanje čvrstoće materijala 1,9 puta i povećanje granice tečenja za 2,8 puta u odnosu na polazno stanje;
4. Ostvareno je značajno povećanje tvrdoće materijala u odnosu na polazno stanje koje se kreće i do 1,9 puta u odnosu na tvrdoću nedeformisanog uzorka.
5. Duktilnost materijala je ostala na visokom nivou nakon osamnaest faza sabijanja sa ukupnim stepenom deformacije $\varphi_e=3,38$.

Dodatne osobine procesa višefaznog sabijanja V-alatom su:

- Jednostavna geometrija alata i priprema;
- V-alat ostvaruje četvorostrano dejstvo na pripremak što obezbeđuje održavanje visokog pritiska u materijalu;
- Tehnološki jednostavniji proces u odnosu na druge postupke IPD;
- Proces ima realne mogućnosti industrijske primene a može se realizovati na presama i čekićima, uz upotrebu relativno jednostavnog V-alata.

Ključne reči: intenzivna plastična deformacija, ultra-fina veličina zrna, metode intenzivne plastične deformacije, ECAP, HPT, CEC, CAROL, višefazno sabijanje V-alatom, mikrostruktura, SEM, TEM, mehanička svojstva materijala, duktilnost, deformabilnost

Sadržaj

REZIME	I
1. UVOD.....	1
2. PRIKAZ STANJA U OBLASTI INTENZIVNE PLASTIČNE DEFORMACIJE.	3
2.1. INTENZIVNA PLASTIČNA DEFORMACIJA (IPD).....	4
2.2. MEHANIZAM IPD.....	6
2.3. METODE INTENZIVNE PLASTIČNE DEFORMACIJE	7
2.3.1. Torzija pod visokim pritiskom (HPT)	7
2.3.2. Istiskivanje kroz ugaoni kanal (ECAP)	11
2.3.3. Naizmenično savijanje i ispravljanje (RCS).....	17
2.3.4. Kalibraciono valjanje (CAROL)	20
2.3.5. Višeosno sabijanje (MDF).....	24
2.3.6. Naizmenično istiskivanje i sabijanje (CEC).....	24
2.3.7. Istiskivanje sa uvijanjem (TE).....	25
2.4. MATERIJALI KORIŠĆENI U PROCESIMA INTENZIVNE PLASTIČNE DEFORMACIJE..	26
2.5. METODE KARAKTERIZACIJE U INTENZIVNOJ PLASTIČNOJ DEFORMACIJI	32
2.6. PRIMENA INTENZIVNE PLASTIČNE DEFORMACIJE	32
3. PREDMET, CILJ ISTRAŽIVANJA, HIPOTEZE	38
3.1. PREDMET I CILJ ISTRAŽIVANJA.....	38
3.2. HIPOTEZE	38
4. METODE ISTRAŽIVANJA, MATERIJAL I OPREMA	40
4.1. KONCEPCIJA ISTRAŽIVANJA	40
4.2. METODOLOGIJA ISTRAŽIVANJA.....	40
4.3. PLAN ISTRAŽIVANJA	41
4.4. TEORIJSKA ANALIZA SABIJANJA V-ALATOM.....	41
4.5. DEFINISANJE GEOMETRIJE ALATA I GEOMETRIJE UZORAKA	43
4.6. MATERIJAL, TERMIČKA OBRADA	44
4.7. SIMULACIJA VIŠEFAZNOG SABIJANJA V-ALATOM.....	45
4.8. EKSPERIMENTALNA ISTRAŽIVANJA	47
4.8.1. Eksperimentalno sabijanje V-alatom.....	48
4.8.2. Određivanje prosečnih deformacija.....	49

4.8.3.	Određivanje deformacija metodom merne mreže	49
4.8.4.	Analiza mikrostrukture deformisanih uzoraka skening elektronskim mikroskopom (SEM)....	50
4.8.5.	Analiza mikrostrukture deformisanih uzoraka transmisionim elektronskim mikroskopom (TEM).....	52
4.8.6.	Analiza prelomljenih površina nakon ispitivanja zatezanjem	57
4.8.7.	Ispitivanje tvrdoće materijala	57
4.8.8.	Ispitivanje zatezanjem	59
4.8.9.	Ispitivanje deformabilnosti materijala	61
5.	REZULTATI ISTRAŽIVANJA.....	65
5.1.	DEFORMACIJE PRI SABIJANJU V-ALATOM	65
5.2.	REZULTATI NUMERIČKE SIMULACIJE	67
5.2.1.	Efektivna deformacija	67
5.2.2.	Efektivni napon	71
5.2.3.	Hidrostatski napon	73
5.2.4.	Kontaktni naponi	77
5.2.5.	Deformaciona sila.....	80
5.3.	EKSPERIMENTALNI REZULTATI VIŠEFAZNOG SABIJANJA PRIZMATIČNOG UZORKA V-ALATOM	80
5.4.	PROSEČNE DEFOMACIJE	86
5.5.	ODREĐIVANJE DEFOMACIJA METODOM MERNE MREŽE	88
5.6.	MIKROSTRUKTURA NAKON SABIJANJA V-ALATOM	106
5.6.1.	Analiza mikrostrukture skening elektronskim mikroskopom (SEM).....	106
5.6.2.	Anliza mikrostrukture transmisionim elektronskim mikroskopom (TEM).....	111
5.7.	MEHANIČKE OSOBINE MATERIJALA NAKON VIŠEFAZNOG SABIJANJA	117
5.7.1.	Rezultati ispitivanja tvrdoće	117
5.7.2.	Rezultati ispitivanja zatezanjem.....	126
5.7.3.	Izgleđ prelomljenih površina NAKON PREKIDA EPRUVETE ZATEZANJEM.....	128
5.7.4.	Deformabilnost materijala nakon višefaznog sabijanja.....	131
6.	KOMENTARI REZULTATA	136
6.1.	KARAKTERISTIKE PROCESA SABIJANJA V-KALUPIMA.....	136
6.2.	NUMERIČKA SIMULACIJA PROCESA VIŠEFAZNOG SABIJANJA V-ALATOM.....	137
6.2.1.	Efektivna deformacija	138
6.2.2.	Efektivni napon	138
6.2.3.	Kontaktni naponi	139
6.2.4.	Hidrostatski napon	139
6.3.	DEFOMACIJE PRI SABIJANJU V-ALATOM	141
6.4.	MIKROSTRUKTURA NAKON SABIJANJA V-ALATOM	143
6.4.1.	Mikrostruktura skening elektronskim mikroskopom (SEM).....	143

6.4.2.	Mikrostruktura transmisionim elektronskim mikroskopom (TEM).....	144
6.5.	MEHANIČKE OSOBINE MATERIJALA NAKON VIŠEFAZNOG SABIJANJA V-ALATOM.....	146
6.5.1.	Tvrdoća nakon višefaznog sabijanja	146
6.5.2.	Granica tečenja i čvrstoća materijala nakon višefaznog sabijanja v-alatom	150
6.5.3.	Izgled prelomljenih površina nakon prekida zatezanjem	152
6.5.4.	Deformabilnost materijala nakon višefaznog sabijanja.....	154
7.	ZAKLJUČAK	156
8.	NAUČNI DOPRINOS ISTRAŽIVANJA I MOGUĆNOST PRIMENE REZULTATA ISTRAŽIVANJA U PRAKSI	165
9.	PREDLOG BUDUĆIH ISTRAŽIVANJA U OBLASTI INTENZIVNE PLASTIČNE DEFORMACIJE.....	166
10.	LITERATURA.....	169

1. UVOD

Konvencionalne metode obrade deformisanjem izazivaju određene promene u strukturi materijala, što se manifestuje ojačavanjem i poboljšanjem njihovih mehaničkih osobina, uz gubitak plastičnosti. Postupci plastičnog deformisanja metala kao što su hladno istiskivanje, kovanje, savijanje i drugi, omogućuju oblikovanje materijala sa neznatnom promenom veličine zrna u odnosu na prvobitno stanje. Međutim, neki postupci deformisanja metala (vučenje i valjanje) omogućuju oblikovanje delova u kojih veličina zrna u određenim lokalnim zonama može da dostigne submikronske dimenzije [1, 3, 4]. Nedostatak tih postupaka je to što fina zrna zauzimaju mali deo zapremine obratka i njihovo stvaranje nije moguće kontrolisati [2].

Istraživanja Hall [5] i Petch [6] iz pedesetih godina prošlog veka, su pokazala da je za postizanje većih efekata u pogledu poboljšanja osobina materijala potrebno izvršiti značajnije usitnjavanje strukture materijala, što je zainteresovalo mnoge istraživače i inženjere [7]. Povećanje čvrstoće materijala omogućuje smanjenje težine delova konstrukcije što može imati poseban značaj. Osim toga, nanomaterijali su veoma zanimljivi jer se njihovim korišćenjem u izradi mehaničkih uređaja moguće smanjiti dimenzije istih. Zapravo, razvoj u oblasti mikro i nanotehnologije zavisi od dostupnosti odgovarajućih materijala. Takođe, neophodne su i adekvatne metode oblikovanja mikro i nanokomponenti za proizvodnju MEMS-a (eng. micro-electro-mechanical systems) i nanouređaja [3].

U postupke kojima se dobija sitnozrna struktura i nanostrukturni i materijali sa ultra finom strukturom spadaju: 1) metode depozicije iz parne faze, 2) visokoenergetsko mlevenje kuglama, 3) brzo očvršćivanje rastopljenog metala i 4) metoda intenzivne plastične deformacije – IPD (eng. Severe Plastic Deformation) [7, 8]. Glavni nedostatak postupka depozicije iz parne faze i metode brzog očvršćivanja materijala jeste proizvodnja nanostrukture u većim količinama zbog ekstremno visoke cene po jedinici zapremine (oko 700 dolara po gramu). Ovi postupci su namenjeni za stvaranje nanostrukture u tankom sloju. Kod visokoenergetskog mlevenja kuglama glavni nedostaci su prisustvo nečistoća, poroznost i praškasta forma dobijenog materijala.

Intenzivna plastična deformacija je postupak koji omogućuje stvaranje ultrafine mikrostrukture materijala [2]. Valijev [1], je formulisao tri osnovna uslova neophodna za stvaranje sitnozrne strukture pomoću intenzivne plastične deformacije: 1) ekstremno visoke vrednosti efektivne deformacije ne smeju da izazivaju defekte ili pukotine u materijalu, 2) sitnozrna struktura mora imati visokougaone granice zrna i 3) struktura mora biti ujednačena po celoj zapremini obratka. Osim toga, proces intenzivne plastične deformacije treba da se izvodi na relativno niskoj temperaturi u uslovima visokog hidrostatičkog pritiska [2].

Pri stvaranju sitnozrne strukture u metalu tokom intenzivne plastične deformacije prisutna su tri mehanizma. U prvoj fazi postojeća zrna se izdužuju, uz uvećanje oblasti sa velikougaonom granicom. Drugi mehanizam obuhvata stvaranje visokougaonih granica

podelom postojećih zrna. U trećoj fazi, već izduženo zrno se usitnjava usled fenomena lokalizacije deformacije i stvaranja smicajnog pojasa [7]. Ovi mehanizmi nisu prisutni u konvencionalnim postupcima plastične deformacije u kojih dominiraju vlaknasta struktura i zrna sa malougaonim granicama. Međutim, treba naglasiti da trend smanjenja veličine zrna i poboljšanja karakteristika materijala deluje do određene granice (koja varira od materijala do materijala), čijim prekoračenjem čvrstoća materijala opada [2].

Tehnologija intenzivne plastične deformacije svoj intenzivniji razvoj je započela krajem prošlog veka zahvaljujući pionirskim istraživanjima koja su izvršili ruski istraživači Valiev [1, 9–25] i Segal [2, 26–39], i drugi, mada je fundamentalna istraživanja (ne vezano za tehnologiju intenzivne plastične deformacije) izvršio Bridgman sredinom prošlog veka [40]. Eksperimentalna istraživanja Bridgmana su se odnosila na ponašanje materijala u polju visokog hidrostatičkog pritiska sa ciljem poboljšanja plastičnosti materijala i stvaranja uslova za oblikovanje teškodeformabilnih materijala metodama obrade deformisanjem. Rezultati Bridgmanovih istraživanja se primenjuju i tehnologijama intenzivne plastične deformacije.

Metode intenzivne plastične deformacije razvijaju se u oblasti zapreminskog deformisanja i području oblikovanja lima. Nažalost, većina metoda nije dostigla nivo industrijske primene, i uglavnom su na nivou laboratorijskih istraživanja fenomena i svojstava intenzivne plastične deformacije. Svakao treba istaći da ima primera primene intenzivne plastične deformacije u proizvodnji delova konstrukcija, mašina i uređaja posebne namene, zatim u proizvodnji sportske opreme i biomedicinskih implanata (dentalnih i ortopedskih).

Sagledavajući dosadašnje rezultate istraživanja u oblasti tehnologija intenzivne plastične deformacije, zatim imajući u vidu aktuelnost i atraktivnost ove tehnologije i imajući u vidu mogućnosti istraživanja u pogledu raspoložive opreme za deformisanje i laboratorijske opreme za ispitivanje materijala na Fakultetu tehničkih nauka, zatim u laboratorijama u okruženju kao i mogućnost internacionalne saradnje, formulisana je ova doktorska disertacija.

Cilj istraživanja doktorske disertacije bio je razvoj novih postupaka intenzivne plastične deformacije u oblasti hladnog zapreminskog deformisanja i provera uticaja intenzivne plastične deformacije na mikrostrukturu i mehanička svojstva materijala nakon ove obrade.

Istraživanja u ovom radu zasnovana su na pretpostavci da se intenzivna plastična deformacija može realizovati primenom postupaka inkrementalnog (višefaznog) sabijanja pomoću alata određene geometrije. Na osnovu detaljne literaturne analize u oblasti postojećih metoda obrade IPD odlučeno je da se istraživanja usmere na proces sabijanja prizmatičnog priprema pomoću para konveksnih V-alata.

Globalni sadržaj istraživanja obuhvatio je sledeće oblasti:

- Teorijsku analizu procesa sabijanja pomoću V-alata sa aspekta intenzivne plastične deformacije;
- Definisane geometrije V-alata i geometrije uzorka;
- Izbor materijala za uzorke i definisanje prethodne termičke obrade;
- Numeričku simulaciju procesa sabijanja V-alatom;
- Eksperimentalna istraživanja procesa višefaznog sabijanja V-alatom;
- Ispitivanje karakteristika materijala nakon sabijanja po fazama oblikovanja.

Rezultati istraživanja prema gore navedenom planu su elaborirani u nastavku ovog rada.

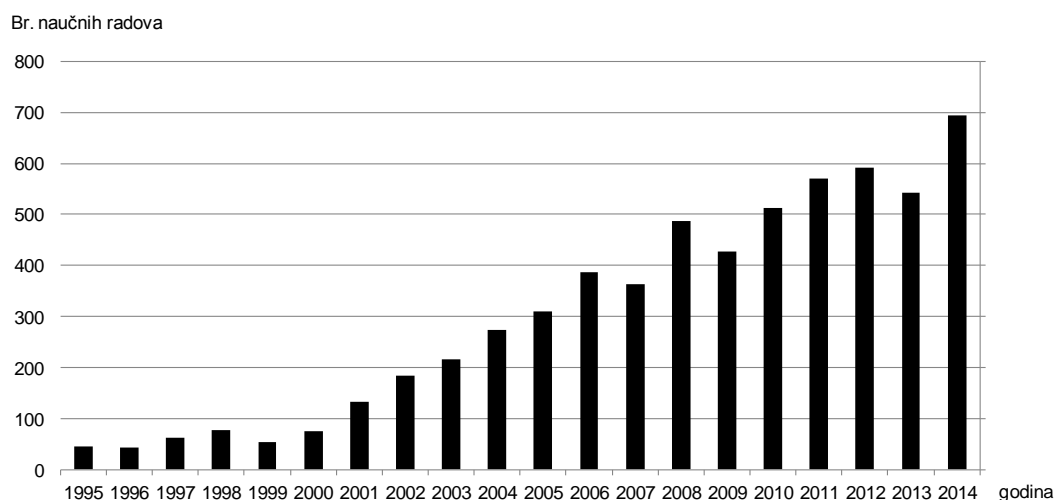
2. PRIKAZ STANJA U OBLASTI INTENZIVNE PLASTIČNE DEFORMACIJE

Sve veća globalna konkurencija u svetu i propisi iz oblasti zaštite životne sredine, zahtevaju da se delovi proizvode od različitih materijala, koji treba da zadovolje zahteve u pogledu funkcionalnosti proizvoda, cene, i posebno zahteve u pogledu uticaja na životnu sredinu i dr. Novi postupci obrade materijala stvaraju uslove za razvoj novih proizvoda sa unapređenim funkcionalnim osobinama, prihvatljivom cenom i minimalnim uticajem na životnu sredinu. Materijali sa ultrafinom veličinom zrna privlače značajnu pažnju kao potencijalni materijali koji bi mogli biti korišćeni u izradi delova koji treba da zadovolje ili čak prevaziđu trenutne zahteve tržišta [41].

Osobine ultrafinih materijala su često superiorne u odnosu na konvencionalne materijale sa konvencionalnom mikrostrukturom. Ti materijali pokazuju povećanu čvrstoću, tvrdoću i duktilnost a mogu se koristiti za superplastično deformisanje. Ima više postupaka proizvodnje ultrafine strukture materijala, kao na primer, kondenzacija inertnog gasa, plazma spaterovanje, fizička depozicija pare, hemijska depozicija, elektrodepozicija, brza solidifikacija, mehaničko legiranje, mehaničko mlevenje materijala, elektroerozija, ali se oni ne mogu koristiti za proizvodnju trodimenzionalnih oblika predmeta. Međutim, metode intenzivne plastične deformacije omogućuju proizvodnju većih delova sa ultrafinom strukturom i sa niskom poroznošću.

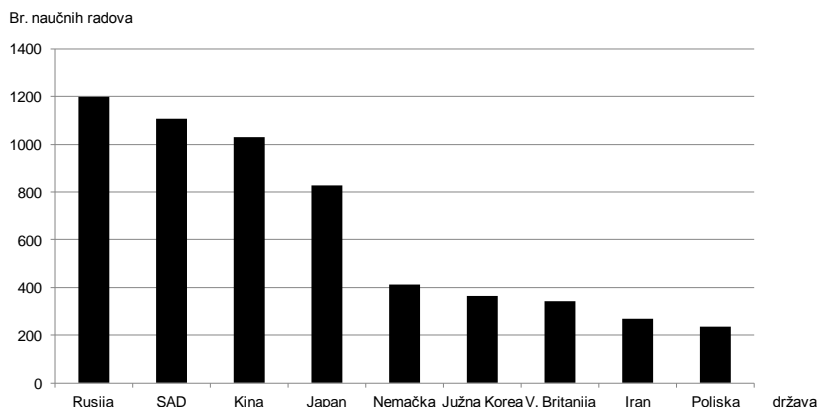
Intenzivna plastična deformacija i njena primena je top tema kod koje se rapidno povećava broj istraživanja u svetu [41].

Interesovanje za oblast intenzivne plastične deformacije raste iz godine u godinu. Slika 2.1 donosi godišnji broj objavljenih radova u proteklih petnaest godina. Pregledom radova u naučnoj bazi Scopus ustanovljeno je da je 1995. godine objavljeno tek 46 radova da bi 2014. taj broj dostigao 695.



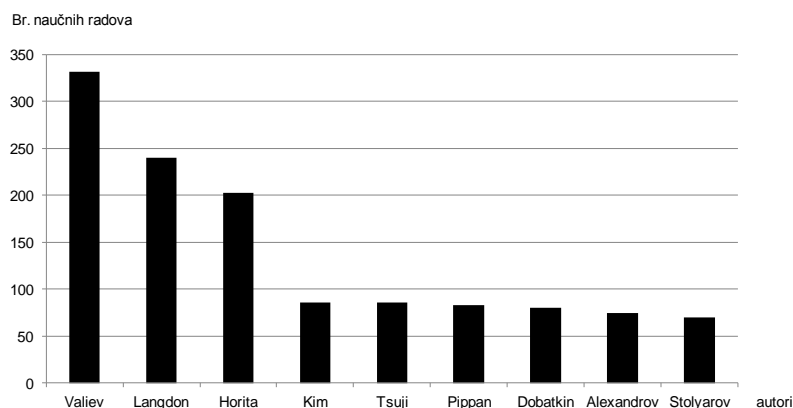
Slika 2.1. Broj naučnih radova iz oblasti IPD po godinama objavlivanja (SCOPUS)

Najveći broj naučnih radova objavljen je u Rusiji (1198), zatim u SAD (1107), Kini (1031), Japanu (829) i Nemačkoj (411) (slika 2.2).



Slika 2.2. Broj naučnih radova iz oblasti IPD po državama (SCOPUS)

Najpoznatiji autori iz oblasti IPD su Ruslan Valiev sa 332 rada, Terence Langdon (240) i Zenji Horita (203) (slika 2.3).



Slika 2.3. Broj naučnih radova najpoznatijih istraživača/naučnika iz oblasti IPD (SCOPUS)

2.1. INTENZIVNA PLASTIČNA DEFORMACIJA (IPD)

Iako nekoliko činitelja utiče na fizička i mehanička svojstva kristalnih materijala, srednja veličina zrna uopšteno igra veliku, ponekad i presudnu ulogu. Uticaj veličine zrna d na napon tečenja (σ_y) polikristalnih materijala izražava se Hall-Petchovom jednačinom:

$$\sigma_y = \sigma_0 + k_y d^{-1/2} \quad (2.1)$$

gde je σ_0 – napon trenja rešetke, k_y – koeficijent koji zavisi od materijala [5, 6, 42]. Na osnovu ove jednačine sledi da se čvrstoća materijala povećava sa smanjenjem veličine zrna, što je navelo naučnike na pokušaj da proizvedu materijal sa što manjom veličinom zrna. Materijal sa sitnijim ima višu čvrstoću i tvrdoću od onog s krupnim zrnima jer veliki broj granica zrna u

sitnozrnom materijalu sprečava prostiranje dislokacija. Standardne metode deformisanja ne mogu da proizvedu materijal sa veličinom zrna manjom od jenog mikrometara, pa je akcenat stavljen na razvoj novih metoda za dobijanje materijala sa submikronskom ili nanometarskom veličinom zrna. Jenda od metoda stvaranja ultrafine mikrostrukture materijala je metoda intenzivne plastične deformacije (IPD).

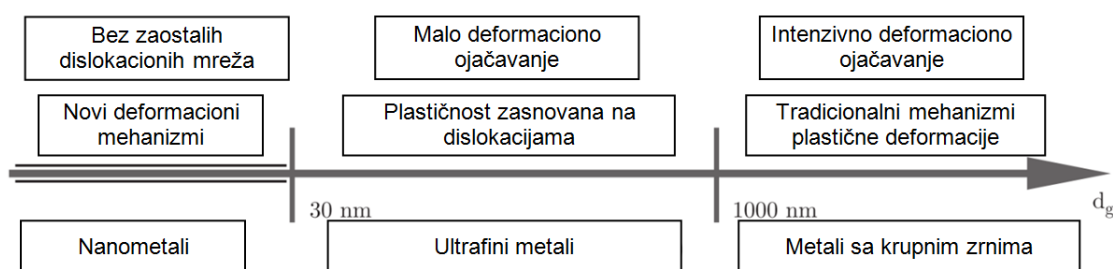
Prema Valievu, obrada intenzivnom plastičnom deformacijom se može definisati kao postupak deformisanja kojim se u materijalu stvaraju ekstremno visoke vrednosti plastične deformacije, bez velike promene dimenzijama obratka. Rezultat takvog načina deformisanje je izuzetno usitnjavanje kristalnih zrna (profinjavanja zrna), a pri tome obradak treba da poseduje najmanje 1000 usitnjenih zrna u bilo kom pravcu.

Materijali obrađeni intenzivnom plastičnom deformacijom obično imaju prosečnu veličinu zrna od 100 do 200 nm. Unutrašnjost samog zrna obično poseduje neku vrstu substrukture usled veoma izobličene kristalne rešetke. Štaviše, analiza X-zracima pokazuje postojanje određenih zona u kojima je veličina zrna 50 nm. Zbog toga se na neki način materijali dobijeni IPD mogu smatrati nanomaterijalima, iako izmerena veličina zrna prelazi 100 nm. HPT metodom je moguće dobiti zrna manja od 100 nm [43].

Materijali sa submikronskom veličinom zrna ili materijali sa ultrafinom veličinom zrna – UFZ (eng. ultra fine grained – UFG) definišu se kao polikristali čija je srednja veličina kristalnog zrna manja od jednog mikrometra. Zrna poseduju globularan oblik, a ugao između granica zrna veći je od 15°. Prisustvo velikog broja velikougaonih granica veoma je važno za postizanje naprednih i jedinstvenih karakteristika UFZ materijala [23]. Korišćenjem UFZ materijala moguće je zameniti legirane metale i na taj način smanjiti potrošnju “retkih” metala i direktno doprineti očuvanju prirode [44].

S obzirom na ponašanje materijala prilikom deformisanja, moguće je podeliti polikristalne metale u tri oblasti s obzirom na veličinu zrna, slika 2.4. U oblasti veličine zrna preko 1000 nm tradicionalni mehanizmi određuju plastičnu deformaciju i ponašanje materijala a izraženo je visoko ojačavanje materijala. U oblasti od 1000 do 30 nm (polikristalni materijali sa ultrafinim zrnima), defekti u granicama zrna najviše utiču na mehanizam deformisanja a ojačavanje materijala je slabije. Područje veličine zrna ispod 30 nm predstavlja oblast nano metala sa novim deformacionim mehanizmom [3].

Podaci sa slike 2.4 ukazuju da se plastična deformacija za većinu metala i njihovih legura može efikasno koristiti za smanjenje zrna sve dok veličina zrna ne bude ispod 30 nm. Kao zaključak se može izvesti da se obrada deformisanjem može koristiti za stvaranje ultrafine strukture metala, a da se nanometarska struktura dobija drugim metodama.



Slika 2.4. Klasifikacija polikristalnih metala prema veličini zrna [3]

2.2. MEHANIZAM IPD

Pored mnoštva eksperimentalnih dokaza, mehanizmi usitnjavanja zrna i dalje predstavljaju nepoznanicu. Posebno treba istaći ne postoji generalno prihvaćeno objašnjenje o usitnjavanju zrna njegovom podelom.

Prvi koraci načinjeni u pokušaju da se objasni usitnjavanje zrna pripadaju Honeycombe [45], Rybin [46, 47], Vladimirov i Kusov [48], Mughrabi et al. [49], Indenbom i Orlov [50] i drugima. Ova istraživanja su postavila osnovu za model profinjavanja zrna formiranjem zida dislokacija u formi redova dislokacionih dipola. Ovaj koncept je doveo do objašnjenja profinjavanja zrna pomoću linijskih defekata – disklinacija. Proces profinjavanja se objašnjava nukleacijom i propagacijom nekompletnih disklinacija koje izazivaju različite uglove između granica susednih fragmenata zrna. Ovaj model dobro objašnjava usitnjavanje mikrostrukture pri visokim vrednostima deformacije.

Najprihvaćeniji model usitnjavanja zrna je baziran na tome da se ćelijska dislokaciona struktura, koja se formira još u početnom stadijumu plastične deformacije, postepeno transformiše u konačnu sitnozrnu strukturu. To se događa tokom stalnog smanjenja prosečne veličine zrna praćene povećanjem ugla granice između dve susedne ćelije. Ovaj model su postavili Kocks i Mecking [51, 52] i baziran je na jednoj internoj promenljivoj ρ – gustini dislokacija.

Poznato je da visoke vrednosti deformacije dobijene, na primer, hladnim valjanjem ili vučenjem na sobnoj temperaturi, rezultuju značajnim usitnjavanjem mikrostrukture [53–56]. Međutim, formirana mikrostruktura se obično sastoji od subzrna malougaoonih granica. Pored toga, veličina plastične deformacije koja se klasičnim metodama deformisanja može postići može biti ograničena opasnošću od oštećenja materijala i alata [44]. S druge strane, UFZ materijali dobijeni IPD-om sadrže zrna sa velikougaoonim granicama. Stvaranje takvih materijala može se izvesti pomoću metoda IPD koje obezbeđuju visoke vrednosti deformacije, uz visoke pritiske, na relativno niskim temperaturama [11, 15, 20]. Iako IPD metode nemaju mogućnost oblikovanja, treba ih posmatrati kao još jedan ogranak obrade deformisanjem [44].

Primena visoke plastične deformacije u obradi metala, sa ciljem da se proizvede metal vrhunskih karakteristika, datira još od davnina, verovatno još iz perioda drevne Kine [57], zatim prilikom izrade čuvenog kvalitetnog čelika iz Damaska [58] i poznatog Wootz čelika u Indiji [59]. Sa stanovišta moderne nauke, počeci u oblasti obrade intenzivnom plastičnom deformacijom datiraju od pedesetih godina prošlog veka radom čuvenog fizičara iz Sjedinjenih Američkih Država Percy Williamsa Bridgmana, koji je 1964. dobio Nobelovu nagradu za rad iz oblasti fizike [23]. Bridgmanova ispitivanja temeljila su se na primeni visokih vrednosti deformacija, uz dejstvo visokog pritiska, na metalima koji su sami po sebi prilično kruti. U nizu eksperimenata koje je izveo, opisanim u radu [40], Bridgman je metalne diskove izložio različitim vrednostima pritiska i torziona deformacije koristeći metodologiju koju danas smatramo za standardnu IPD metodu. Međutim, iako je na taj način Bridgman prikazao potencijal za poboljšanje deformabilnosti primenom visokih vrednosti pritiska, maksimalno korišćen pritisak (0,2 *GPa*) nije bio dovoljan da izazove značajne promene u materijalu. Uprkos dokazima o uspešnim mogućim trendovima prikazanim u njegovom radu,

načela obrade IPD-om tada nisu pridobili veću pažnju akademskih krugova i industrije. Uostalom, Bridgmanovi eksperimenti poslužili su, pre svega, za utvrđivanje uticaja hidrostatičkog pritiska na svojstva materijala i utvrđivanje principa hidrostatičke obrade.

Na današnjem stupnju razvoja tehnologije plastičnog deformisanja, prisutne su brojne metode intenzivne plastične deformacije koje se uspešno koriste u preradi metalnih materijala i njihovih legura sa ciljem postizanja ultrafine mikrostrukture. U narednom poglavlju prikazane su najvažnije metode IPD sa njihovim osnovnim karakteristikama.

2.3. METODE INTENZIVNE PLASTIČNE DEFORMACIJE

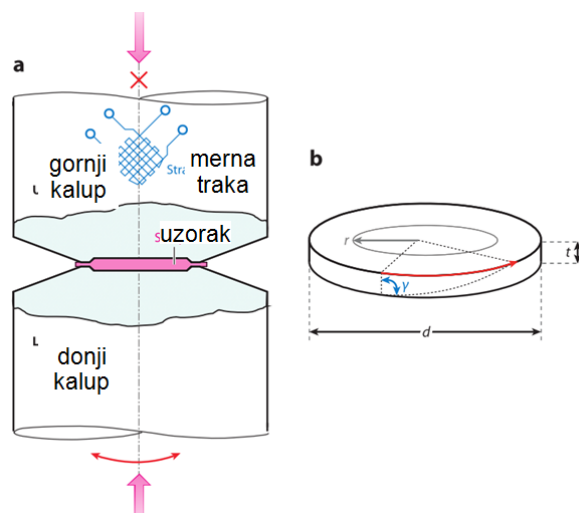
Plastična deformacija je efikasna metoda za promenu mikrostrukture materijala i poboljšanje, pre svega, mehaničkih karakteristika materijala. U tu svrhu su doskora korišćeni samo tradicionalni postupci poput vučenja, kovanja i valjanja. Višestruko smanjenje početnog poprečnog preseka koje se javlja u tim postupcima zahteva visoka opterećenja i skupu opremu, a za posledicu ima neujednačeno naponsko i deformaciono stanje po zapremini obratka tokom procesa. Ovi nedostaci su prilično značajni u proizvodnji velikih i masivnih delova visokog kvaliteta oblikovanja. Iz tog razloga razvijeni su specijalni postupci – metode intenzivne plastične deformacije, koje prevazilaze navedene nedostatke.

Do sada u svetu postoji pedesetak metoda intenzivne plastične deformacije [60]. Najpoznatije obuhvataju torziju pod visokim pritiskom (eng. high pressure torsion – HPT), istiskivanje kroz ugaoni kanal (eng. equal channel angular pressing – ECAP), naizmenično savijanje i ispravljanje (eng. repetitive corrugation and straightening – RCS), kalibraciono valjanje (eng. caliber rolling – CAROL), višeosno sabijanje (eng. multi-directional forging – MDF), naizmenično istiskivanje i sabijanje (eng. cyclic extrusion and compression – CEC), istiskivanje sa uvijanjem (eng. twist extrusion – TE) i dr. Postoje i metode koje kombinuju načela najpoznatijih IPD metoda. Međusobno se razlikuju po raznim kriterijumima. Jedan od njih je oblik obratka – zapreminski ili lim, drugi je način na koji se sila prenosi na obradak – pritiskom ili torzijom, dok treći kriterijum režim deformisanja – ciklični odnosno kontinualni.

Optimizaciju procesa plastičnog deformisanja prvi su razmotrili Richmond i Devenpeck [61] koji su realizovali čisto smicanje pri vučenju i istiskivanju. Interesovanje za smicanje je podstaknuto pionirskim radom američkog fizičara Percy Williamsa Bridgmana [40]. Učinjeni su mnogi pokušaji kako bi se smicanje iskoristilo u svrhu ispitivanja [62]. Klasične metode deformisanja izazivaju smicanje u relativno malim zonama obratka, i to samo u početnim fazama deformisanja. Iako Bridgmanov metod nije bio čisto smicanje, Bridgmanovi alati su dugo vremena bili najpopularnija eksperimentalna tehnika [2].

2.3.1. TORZIJA POD VISOKIM PRITISKOM (HPT)

Prvobitni uređaji za torziju pod visokim pritiskom (eng. high pressure torsion – HPT) zapravo su uređaji koji su koristili modifikovan Bridgmanov alat [63, 64].



Slika 2.5 Torzija pod visokim pritiskom (HPT):
 a) šematski prikaz, b) torziona deformacija uzorka [65]

Daljim usavršavanjem metode HPT-a, alat dobija izgled prikazan na slici 2.5a. Oba kalupa poseduju cilindrične i blago konusne šupljine. Prečnik cilindričnih šupljina identičan je prečniku pripremljena, dok je dubina obeju šupljina neznatno manja od visine pripremljena. To ukazuje, da tokom opterećenja, mala količina materijala teče izvan kalupa. Trenje prisutno u ovom, tankom delu obratka (slično vencu pri kovanju u otvorenom kalupu) ograničava slobodno tečenje materijala van HPT alata, dok bočni pritisak obezbeđuje dovoljan hidrostatički pritisak u obradnoj zoni alata. Materijal u oblasti koja razdvaja dva kalupa na taj način sprečava oštećenje alata za vreme obrade. Obe šupljine alata su peskarene kako bi se očistile površine i nastalim mikrošupljinama obezbedilo optimalno trenje neophodno za neprekidno odvijanje torziona deformacije. Kako bi se sprečilo klizanje materijala, neophodno je primeniti adekvatan pritisak. Uglavnom je to vrednost tri puta viša od napona tečenja obrađivanog materijala u nedeformisanom stanju. Smičuća efektivna deformacija može se izračunati prema formuli:

$$\gamma_e = \frac{2\pi n}{t} \cdot r \quad (2.2)$$

gde je r – rastojanje od centra uzorka, n – broj obrtaja, t – debljina uzorka (slika 2.5b). Normalna efektivna plastična deformacija određuje se na sledeći način:

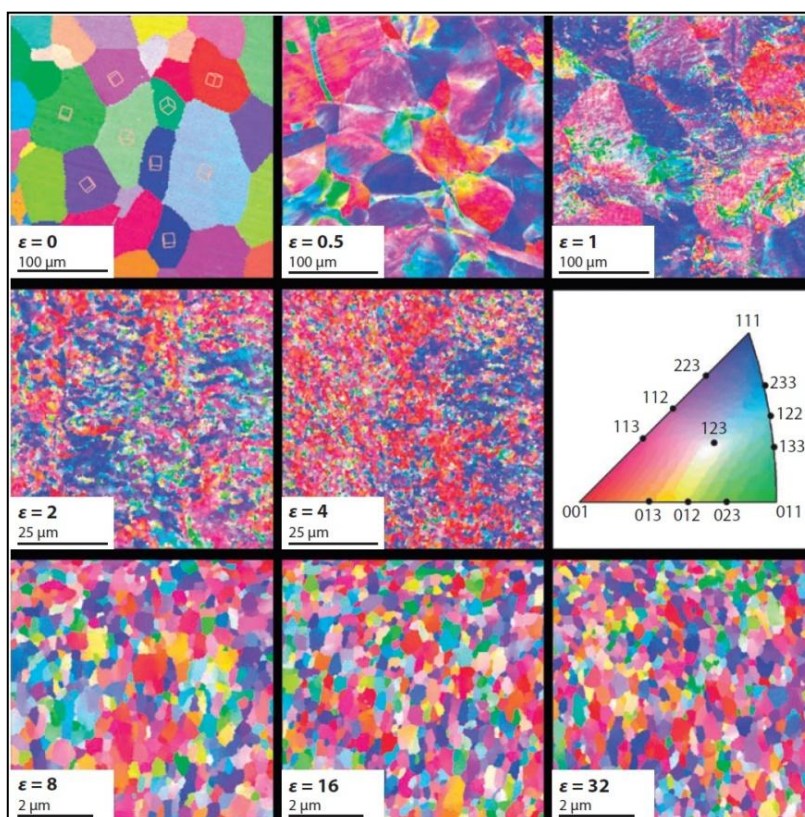
$$\varepsilon_e = \frac{\gamma_e}{\sqrt{3}} = \frac{2\pi n}{\sqrt{3} \cdot t} \cdot r \quad (2.3)$$

Prema navedenoj formuli, deformacija u centru uzorka trebalo bi da iznosi 0, dok bi porast deformacije od centra ka periferiji bio linearan. Dokle god je odnos debljine uzorka prema prečniku uzorka manji od 1:10, jednačine (2.2) i (2.3) opisuju deformaciju u uzorku relativno dobro, osim na ivici uzorka. Prednost HPT tehnike u odnosu na druge IPD postupke ogleda se u sledećem:

- Ovom metodom moguće je postići veoma visoke vrednosti smicajnih deformacija. Samo jedan obrtaj priprema debljine 0,8 mm izaziva efektivnu deformaciji vrednosti 18 na rastojanju 4 mm od centra priprema. Sto obrtaja alata odgovara efektivnoj deformaciji od 1800, što nije teško postići. Nijedna druga IPD metoda ne doseže tako visoke vrednosti deformacije.
- HPT-om se na niskoj temperaturi mogu obrađivati relativno krti i materijali visoke čvrstoće [66–79].
- Na određenoj vrednosti poluprečnika, deformacija i brzina deformacije se mogu precizno kontrolisati.
- Mogućnost uvođenja zagrevanja i hlađenja HPT alata.
- Mogućnost određivanja napona tečenja, odnosno krive tečenja, merenjem obrtnog momenta i ugla rotacije [80, 81].
- Moguće je obrnuti smer okretanja alata, čime se dobija ciklična IPD [82, 83].

Najkrupniji nedostatak HPT jeste veličina obratka. Obično je to prečnik do 40 mm i debljina od nekoliko milimetara [64–66, 68, 69, 71, 74, 79, 82–96].

Na slici 2.6 prikazane su mikrostrukture čistog Ni nakon HPT obrade, pri različitim vrednostima efektivne deformacije. Početna veličina zrna ($\epsilon = 0$) iznosi $\sim 70 \mu\text{m}$. Nakon deformisanja ($\epsilon = 0,5$) na odgovarajućoj slici se i dalje jasno može videti početna mikrostruktura, uz male promene u orijentaciji unutar zrna i nešto veće promene u orijentaciji u blizini granica zrna.

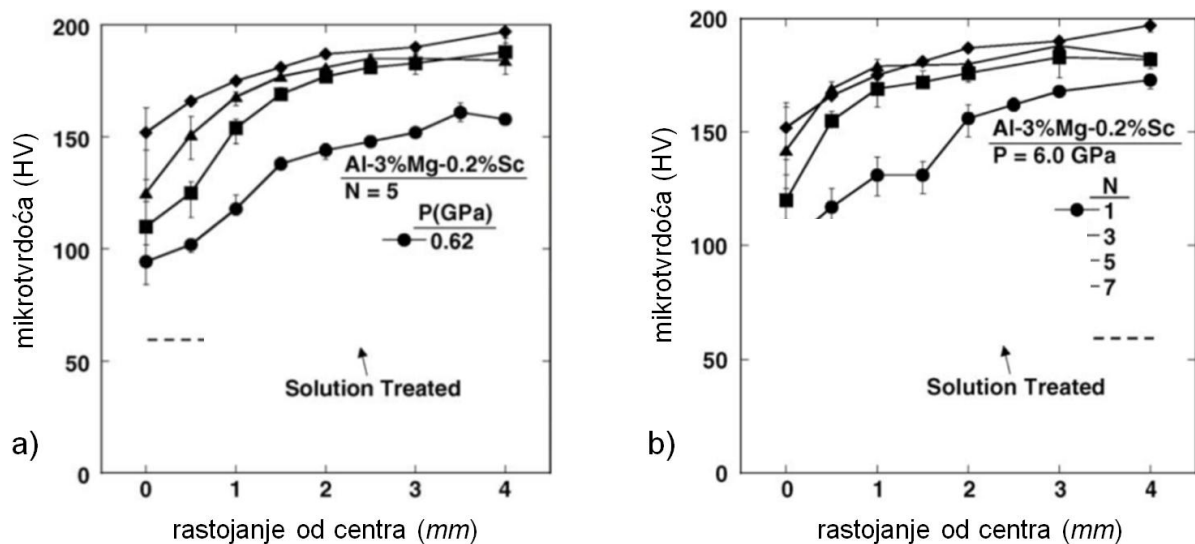


Slika 2.6. Promena mikrostrukture Ni korišćenjem HPT metode [65]

Zbog povećanja deformacije uz granice zrna nastaje povećanje gustine dislokacija. Pri ekvivalentnoj deformaciji 1 odnosno 2, izraženije su promene u kristalnoj orijentaciji unutar početnog zrna. Pri vrednosti deformacije $\varepsilon = 4$ nije moguće uočiti početna zrna, dok vrednost deformacije između 8 i 16 izaziva zasićenje procesa usitnjavanja zrna. Kvantitativna analiza pokazuje da nakon zasićenja 80% zrna imaju velikougane granice (ugao veći od 15°), dok preostalih 20% zrna ima ugao granica u opsegu $2\text{--}15^\circ$. Objašnjenje ovog procesa krije se u uzajamnom dejstvu između zrna. Susedna kristalna zrna izazivaju napone jedna na druge, tako da lokalni napon unutar jednog zrna varira. Sledstveno tome, dejstvuju različiti sistemi klizanja, i stvaraju različite orijentacije [65].

U radu [89] uzorci u obliku diskova obrađeni su pomoću HPT-a kako bi se zrna usitnila do veličine od oko $0,15\ \mu\text{m}$. Korišćena je Al-3Mg-0,2Sc legura, početne veličine zrna $\sim 500\ \mu\text{m}$. Prilikom obrade na sobnoj temperaturi korišćene su četiri različite vrednosti opterećenja na alat – 0,62, 1,25, 2,5 i 6 GPa, broj obrtaja alata bio je 1, 3, 5 i 7 a ugaona brzina jedan obrtaj u minuti.

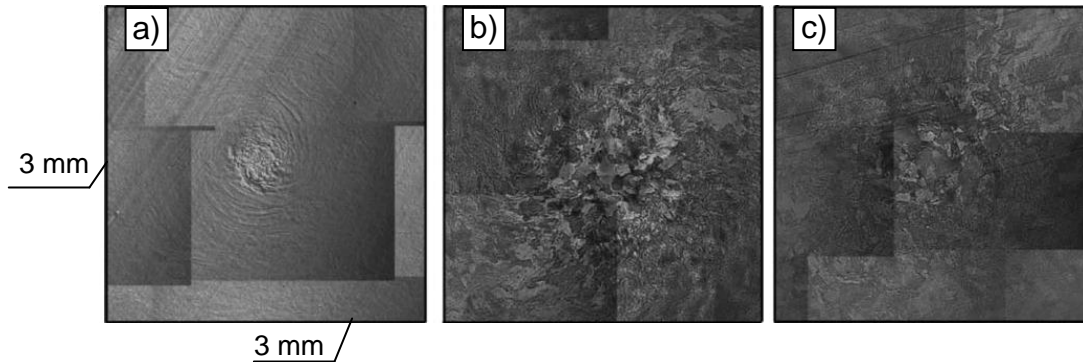
Promena tvrdoće u zavisnosti od rastojanja od centra diska prikazana je na slici 2.7a. Tvrdoća raste s porastom rastojanja od centra diska, dok približavanje spoljnoj ivici diska postiže efekat zasićenja tvrdoće. Povećanje pritiska na alate izaziva povećanje tvrdoće, međutim, razlika u tvrdoćama postaje mala u slučaju pritiska od 1,25, 2,5 i 6 GPa. U slučaju kad je konstantni pritisak 6 GPa, promenom ukupnog broja obrtaja (1, 3, 5 i 7) takođe nastaje povećanje, a zatim i stagnacija vrednosti tvrdoće (slika 2.7b).



Slika 2.7. Tvrdoća na disku u zavisnosti od rastojanja od centra pri različitim parametrima obrade: a) $N = 5$, b) $P = 6\ \text{GPa}$ [89]

Uticaj parametara procesa na mikrostrukturu obratka, uz poseban osvrt na centralni region, ilustruje slika 2.8.

Na slikama se može uočiti deformisani centralni region sa vrtložnim tečenjem materijala, čiji prečnik varira u zavisnosti od parametara obrade ($\sim 0,6\ \text{mm}$, slika 2.8a; $\sim 2,5\ \text{mm}$, slika 2.8b; $\sim 1,5\ \text{mm}$, slika 2.8c). Položaj vrtložnog tečenja približno se poklapa s regionima niske i rastuće tvrdoće (slika 2.7).

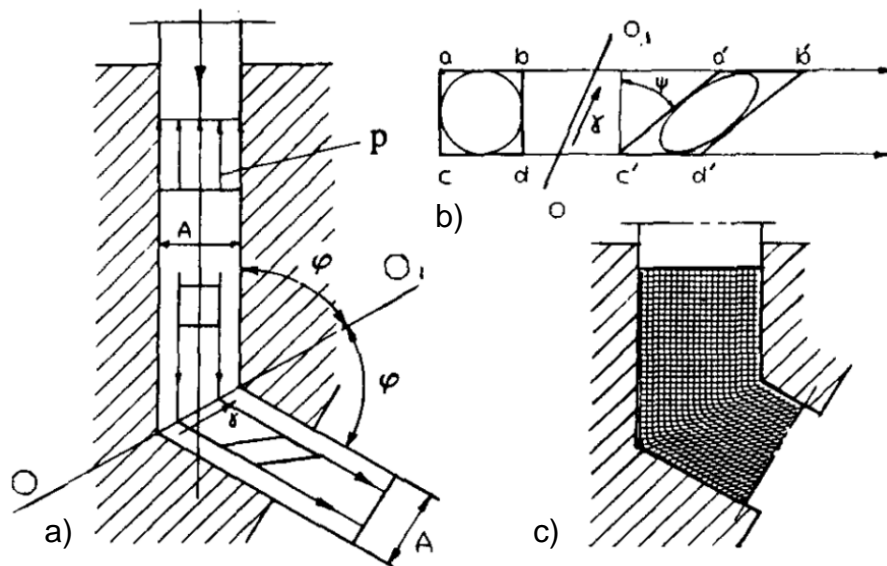


Slika 2.8. Mikrostruktura centralnih regiona u zavisnosti od parametara obrade:
 a) $P = 6 \text{ GPa}$, $N = 5$, b) $P = 0,62 \text{ GPa}$, $N = 5$, c) $P = 6 \text{ GPa}$, $N = 1$ [89]

2.3.2. ISTISKIVANJE KROZ UGAONI KANAL (ECAP)

Kako bi se premostili nedostaci “Bridgmanovih kalupa” razvijena je metoda istiskivanja kroz ugaoni kanal (eng. equal channel angular pressing – ECAP). Metodu je razvio V. M. Segal sedamdesetih godina prošloga veka. Suština procesa je da omogući velike smicajne deformacije u obratku. U početku proces nije bio prihvaćen, međutim dvadesetak godina kasnije metoda je našla širu primenu [3, 7, 10, 11, 15, 23, 24, 84, 97–122]. Tokom procesa istiskivanja dobijeni su UFZ poboljšanih mehaničkih karakteristika. Postignuti rezultati su omogućili da se ECAP primeni u industrijskoj praksi.

ECAP alat se sastoji od bloka sa dva kanala identičnog poprečnog preseka koja se međusobno seku pod uglom φ (slika 2.9).



Slika 2.9. Šematski prikaz ECAP procesa [2]

Dobro podmazan pripremak, koji ima identičan poprečni presek sa kanalima alata, stavlja se u jedan od kanala i pritiska žigom dok ne izađe na drugi kraj kanala [2]. Na početku se pripremak kreće kroz kanal bez ikakve promene oblika, da bi se deformacija ostvarila

njegovim prolaskom kroz tanak sloj na preseku dvaju kanala. Na taj način se ceo pripremak ujednačeno deformiše (osim male oblasti na krajevima).

Pritisak p koji se ostvaruje žigom i povećanje deformacije $\Delta\varepsilon_e$ materijala nakon prolaska kroz ravan smicanja zavise od ugla između dva kanala 2ϕ i napona tečenja materijala Y :

$$\frac{p}{Y} = \Delta\varepsilon_e = \frac{2}{3^{1/2}} \cotan \phi \quad (2.4)$$

Izračunate vrednosti p/Y i $\Delta\varepsilon_e$ predstavljene su u radu [2] za 2ϕ uglove od 150° , 120° i 90° . Pored toga, edefinisane su vrednosti redukcije preseka (RR) i smanjenje površine (AR) za ekvivalente “idealne” operacije deformisanja dobijene promenom površine poprečnog preseka pripremk sa F_0 na F .

$$RR = \frac{F_0}{F} = \exp(\Delta\varepsilon_i) \quad (2.5)$$

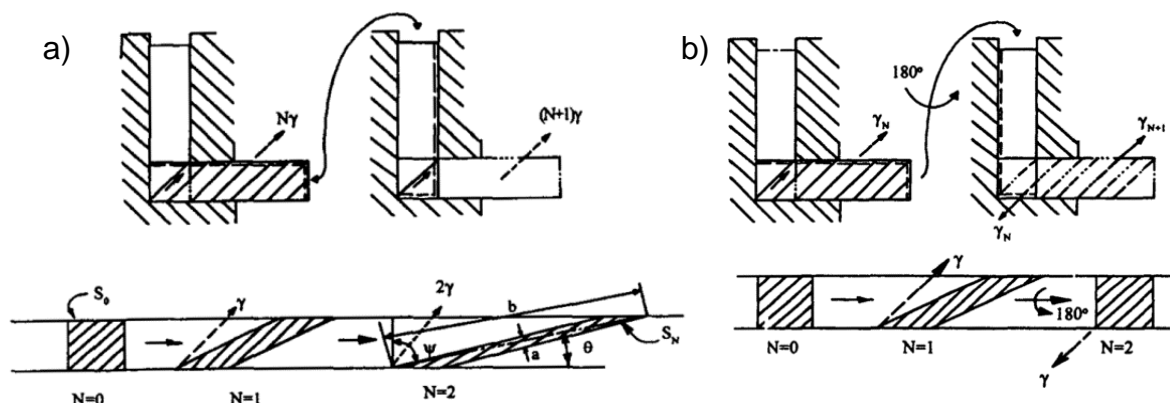
$$AR = (1 - RR^{-1}) \cdot 100\% \quad (2.6)$$

Proces je najefikasniji kada je $2\phi = 90^\circ$.

ECAP postupkom može se dobiti velika i ravnomerna deformacija nakon jednog prolaza, i bez redukcije početnog poprečnog preseka. Dodatna prednost ECAP postupka jeste mogućnost višestrukog istiskivanja istog uzorka. Ukupna deformacija nakon višestrukog istiskivanja računa se prema jednačini:

$$\varepsilon_{en} = n \cdot \Delta\varepsilon_e \quad (2.7)$$

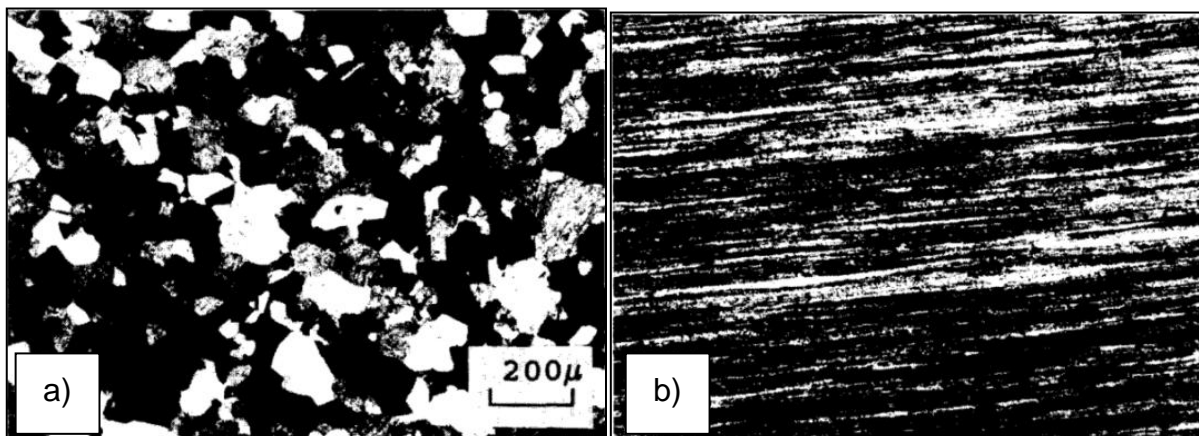
Pri višestrukom istiskivanju istog uzorka, postoje mogućnosti razvoja različitih struktura i tekstura u istom materijalu, što se postiže izmenom ravni i pravca smicanja tokom istiskivanja. Od brojnih varijanti, dve su veoma značajne: takozvana “maršruta A” (slika 2.10a) i “maršruta C” (slika 2.10b).



Slika 2.10. Orijentacija obratka i deformacija osnovnog elementa za a) maršrutu A, b) maršrutu C [2]

Kod maršrute A, orijentacija obratka je istovetna u svakom prolazu. To rezultira posledicom da je promena oblika elementa materijala uvek kontinualna i povećava se povećanjem broja

prolaza. Kao primer, slika 2.11a prezentuje mikrostrukturu čistog Ni pre deformisanja, a slika 2.11b deformisanu strukturu nakon četiri prolaza maršrutom A.



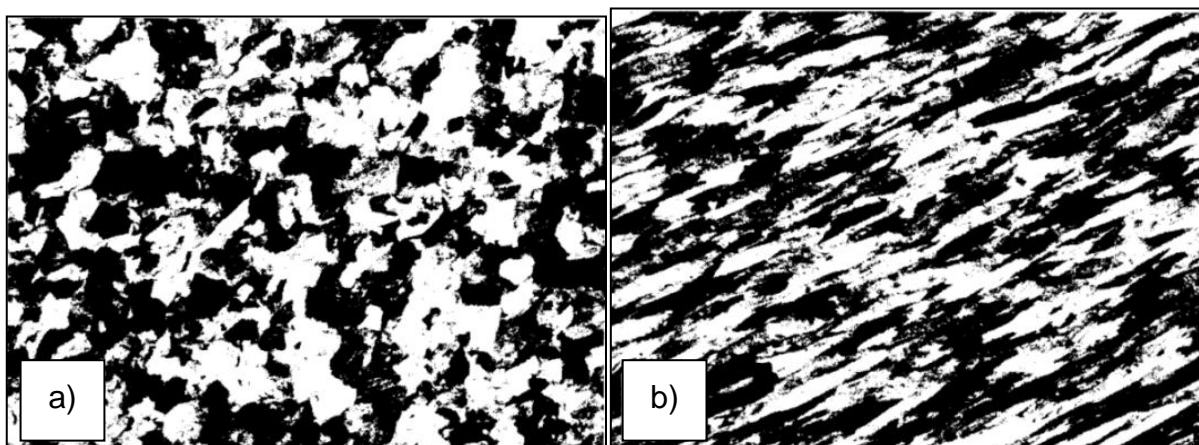
Slika 2.11. Mikrostruktura Ni: a) početno stanje, b) nakon četiri prolaza maršrutom A [2]

Ukupna smicajna deformacija nakon N prolaza iznosi:

$$\gamma_{en} = \tan \psi = 2 \cdot n \cdot \cotan \phi = \varepsilon_{en} / 3^{1/2} \quad (2.8)$$

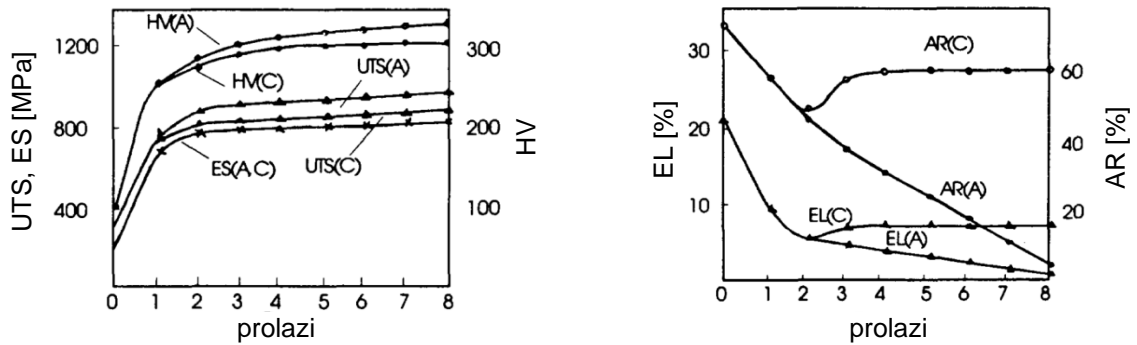
Tekstura ima laminaran oblik jer se pri obradi maršrutom A svi elementi obratka deformišu u istom pravcu.

Kod maršrute C (slika 2.10b), obradak se rotira za 180° oko svoje ose nakon svakog parnog prolaza. Karakteristika ove maršrute je da se elementi materijala tada deformišu pri svakom neparnom prolazu (slika 2.12b), a vraćaju u prvobitno stanje pri svakom parnom prolazu (slika 2.12a). Rezultujuća struktura nakon parnog broja prolaza je izrazito deformisana, sa približno istim prečnikom zrna.



Slika 2.12. Mikrostruktura Ni: a) nakon četiri prolaza, b) nakon pet prolaza maršrutom C [2]

Slika 2.13 ilustruje poređenje mehaničkih osobina u zavisnosti od maršrute.



Slika 2.13. Uticaj broja prolaza (n) i vrste ruta (A i C) na tvrdoću (HV), zateznu čvrstoću (UTS), granicu elastičnosti (ES), redukcija preseka (AR) i izduženje (EL) Armco železa [2]

Ako se uporede mehaničke osobine obratka od Armco železa, pre i nakon ECAP postupka, zaključuje se da obradak nakon EACE postupka ima 2,8 puta veću zateznu čvrstoću, 3,5 puta veću tvrdoću i 4 puta veću granicu elastičnosti. Kada je reč o duktilnosti, kod maršrute A, relativno smanjenje površine (AR) i izduženje (EL) progresivno opadaju s povećanjem efektivne deformacije. Kod maršrute C, duktilnost se povećava nakon $\varepsilon_e > 2,32$ ($n > 2$) i stabilije vrednost koja je bliska početnoj.

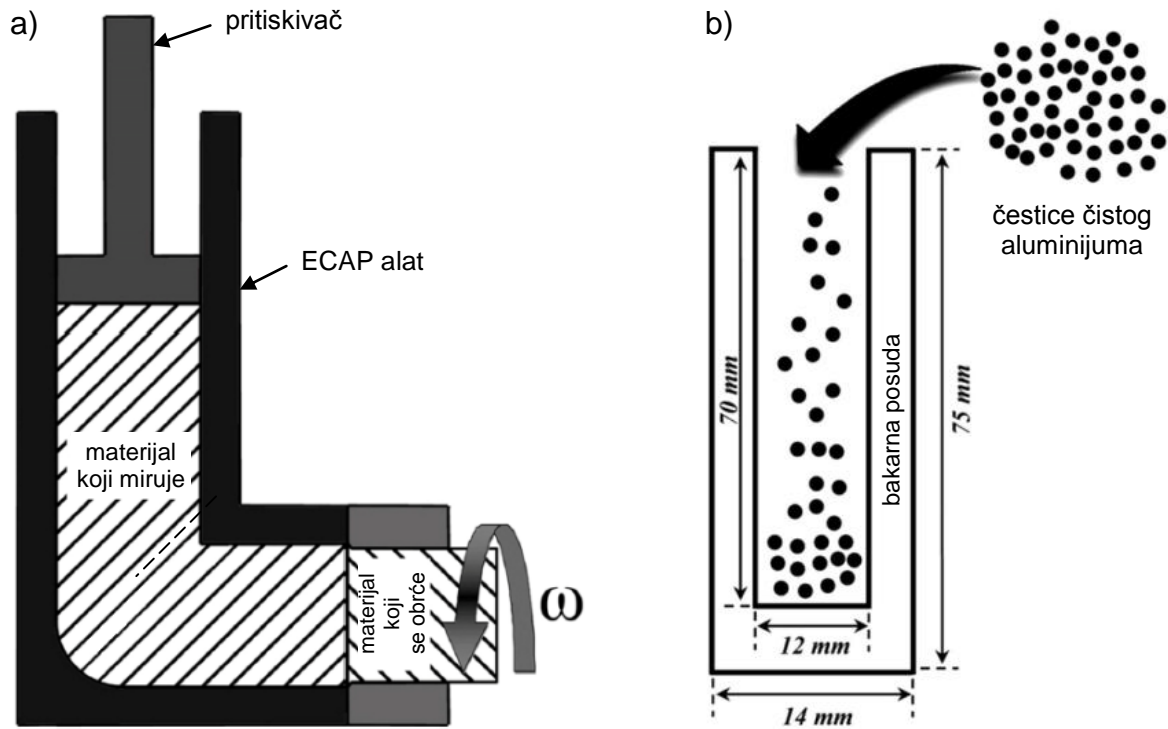
Kod Elinvar legure 45NKhT, optimalne fizičke i mehaničke karakteristike, poput modula elastičnosti, dobijaju se nakon kaljenja na 950°C u vodi, potom intenzivne hladne deformacije ($\varepsilon > 80\%$) i žarenja u optimalnim uslovima. Međutim, tradicionalnim metodama obrade deformisanja delovi velikog poprečnog preseka mogu biti obrađeni samo kaljenjem i žarenjem (taložno ojačavanje), nakon kojih su elastičnost i čvrstoća vidljivo niži. Kako bi se unapredile karakteristike zapreminskih obradaka, korišćen je ECAP postupak na sobnoj temperaturi [123]. Najviša vrednost modula elastičnosti postignuta je nakon dva prolaza. Više vrednosti deformacije izazivaju smanjenje ovih vrednosti, uz neznatno povećanje čvrstoće. Najbolje karakteristike postižu se nakon dva istiskivanja maršrutom C.

Na osnovu prikazanih rezultata može se konstatovati da je ECAP poseban industrijski proces IPD iz sledećih razloga:

- postižu se ravnomerna struktura i visoke mehaničke osobine materijala,
- postižu se visoke vrednosti efektivne deformacije nakon jednog prolaza i veoma visoka ukupna deformacija nakon više prolaza, bez promene poprečnog preseka obratka u odnosu na pripremak,
- prisutne su relativno niske vrednosti pritiska i sila neophodnih za izvođenje procesa,
- formiranje specijalnih struktura i tekstura prilikom obrade usled precizne kontrole pravca smicanja, homogenog naponsko-deformacionog stanja, visoke produktivnosti i mogućnosti da se izmeni ravan smicanja za vreme višeprolazne obrade,
- proces se može lako izvesti na standardnoj opremi za obradu deformisanjem [2].

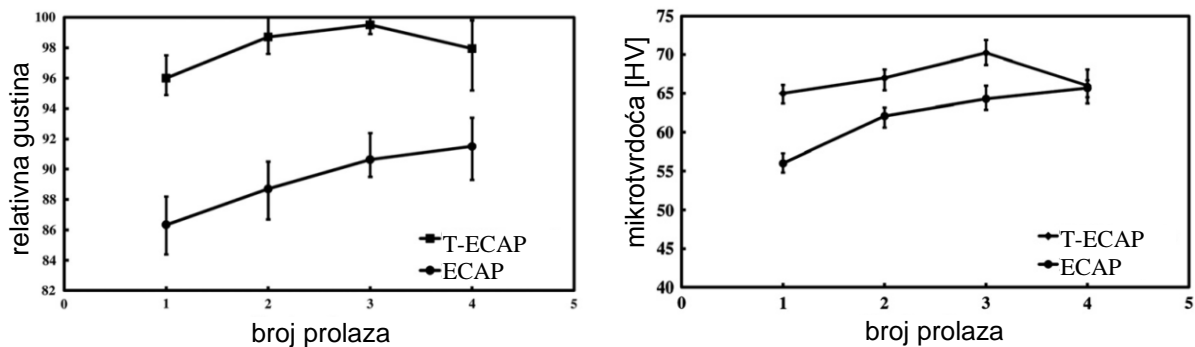
Pored profinjavanja mikrostrukture kompaktnog materijala, ECAP postupak se može primeniti i u metalurgiji praha kako bi se prevazišao problem visoke temperature neophodne za postizanje odgovarajuće gustine obratka prilikom konsolidacije. U radu [124], za

konsolidaciju praha korišćena je kombinacija ECAP-a i deformacije torzijom nazvana T-ECAP (slika 2.14).



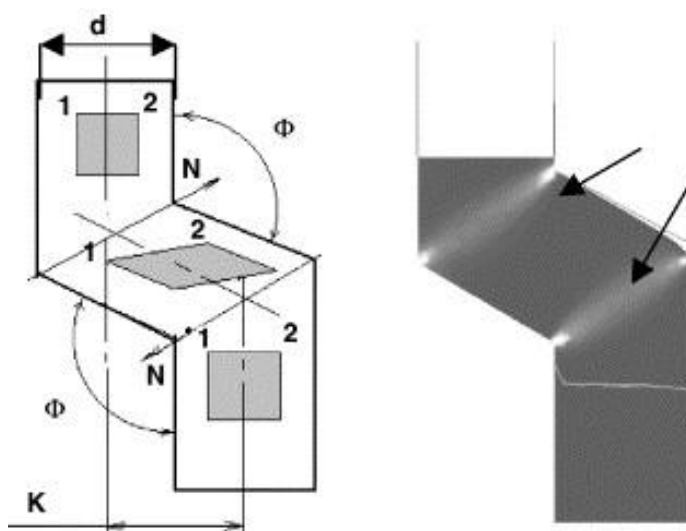
Slika 2.14. T-ECAP postupak:
a) šema alata, b) punjenje alata aluminijumskim prahom [124]

Uočeno je da se T-ECAP postupkom dobijaju uzorci veće gustine i tvrdoće u odnosu na klasični ECAP postupak (slika 2.15).



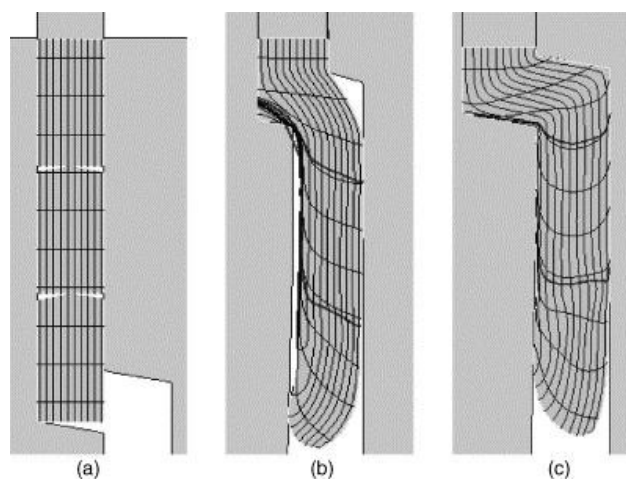
Slika 2.15. Karakteristike uzoraka nakon ECAP, odnosno T-ECAP konsolidacije:
a) relativna gustina, b) mikrotvrdoća [124]

Primer optimizacije ECAP metode sadržan je u radu [114] (slika 2.16), gde je predstavljen ECAP alat s paralelnim kanalima koji poseduju dve smicajne ravni. Primarna odlika ovog alata je da obradak tokom jednog prolaza ide kroz dve smicajne ravni. Kao posledica se javlja značajno smanjenje broja ciklusa prilikom formiranja UFZ strukture.



Slika 2.16. ECAP alat sa paralelnim kanalima [114]

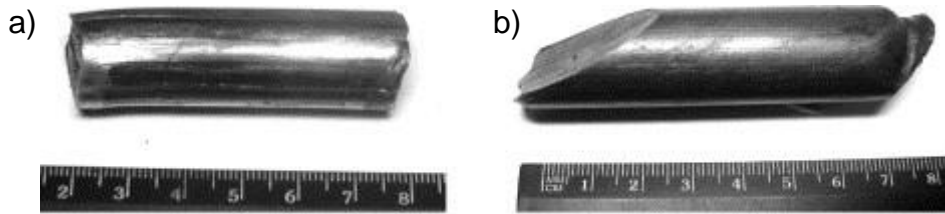
Teorijski gledano, obradak ne menja svoj oblik tokom klasične obrade ECAP-om. Primenom 2D FEM simulacije, gde su kao parametri simulacije izabrani razmak kanala K i ugao preseka kanala Φ , pokazano je da izabrani činioci utiču na tečenje materijala, naponsko-deformaciono stanje i na energetske karakteristike ECAP procesa. Ispitivanje je trebalo da kvalitativno oceni uticaj obrade pomoću ECAP-a sa dva kanala na tečenje materijala.



Slika 2.17. Model tečenja obratka od bakra: a) početno stanje, $K=1 \cdot d$, b) $K=0,5 \cdot d$, c) $K=1 \cdot d$ na kraju istiskivanja [114]

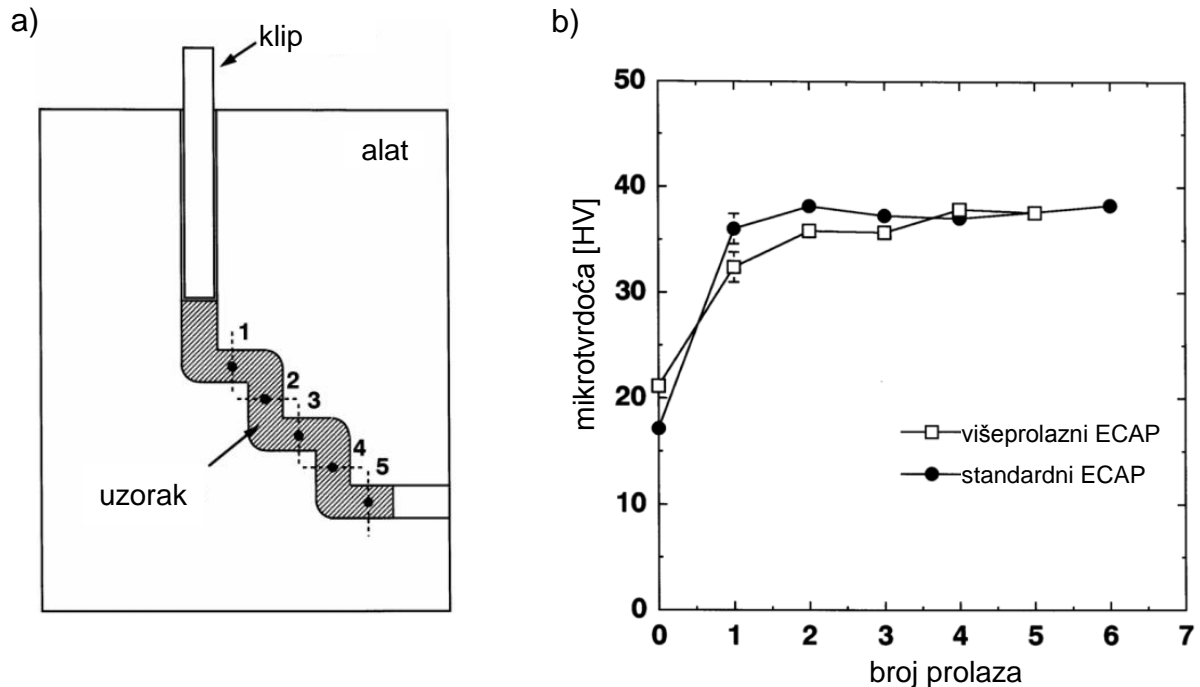
Na osnovu rezultata simulacija prikazanih na slici 2.17 može se konstatovati sledeće: povećanje ugla Φ sa 100° na 120° i vrednosti K parametra sa $0,5 \cdot d$ na $1 \cdot d$ izaziva povećanje homogenosti deformacije na poprečnom preseku. Kad je $K = 0,5 \cdot d$ (slika 2.17b) obradak ne prati konturu alata u potpunosti i proces deformisanja nije homogen. Na primeru $K = 1 \cdot d$ obradak potpuno prati konturu alata, a krajevi obratka slični su pripremlju (slika 2.17c). Prilikom korišćenja vrednosti parametara $\Phi = 120^\circ$ i $K = 1,5 \cdot d$, obradak je pretrpeo efektivnu deformaciju veličine $\varepsilon = 1$, dok je izmenom parametara na $\Phi = 100^\circ$ i $K = 1 \cdot d$ ta vrednost povećana na $\varepsilon = 2$, uz nezatno povećanje sile. Na slici 2.18 uporedno su prikazani uzorci

dobijeni ECAP-om s paralelnim alatima i konvencionalnim ECAP postupkom. Uočava se da oblik krajeva obratka mnogo više liči na pripremak i na teorijsko rešenje tokom obrade ECAP-om s paralelnim alatima.



Slika 2.18. Izgled obradaka nakon a) ECAP-a s paralelnim alatima, b) nakon tradicionalnog ECAP postupka [114]

Korišćenjem višestepenog ECAP postupka (slika 2.19a) moguće je ostvariti ukupnu deformaciju veličine $\varepsilon = 5$ u jednoj fazi istiskivanja [125]. Međutim, eksperimenti su pokazali da primena ovog postupka istiskivanja aluminijuma nema nikakvih prednosti, u pogledu tvrdoće i razvoja mikrostrukture, u odnosu na klasičan ECAP metod sa identično ostvarenom efektivnom deformacijom (slika 2.19b).

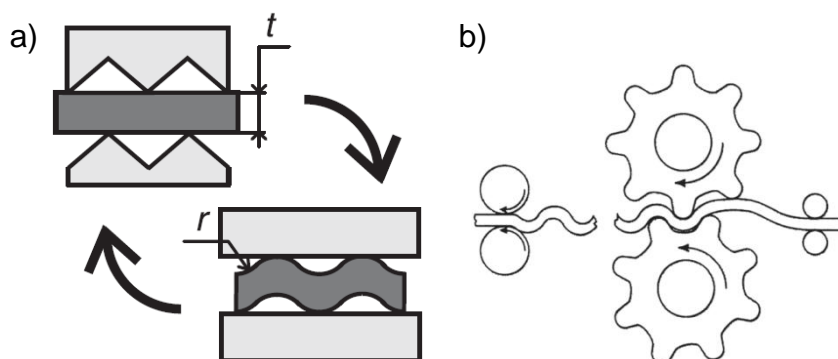


Slika 2.19. Višestepeni ECAP: a) šema uređaja, b) poređenje tvrdoće na uzorcima obrađenim klasičnim ECAP-om i višestepenim ECAP postrojenjem [125]

2.3.3. NAIZMENIČNO SAVIJANJE I ISPRAVLJANJE (RCS)

Postupak naizmeničnog savijanja i ispravljanja (eng. repetitive corrugation and straightening – RCS) je prvi put predstavljen u radu [126]. U RCS postupku, obradak se naizmenično savija i ispravlja bez značajne promene poprečnog preseka (slika 2.20).

Savijanje obratka je vršeno gornjim alatom, dok je ispravljanje vršeno donjim alatom koji se sastoji iz dve ravne ploče (slika 2.20a) [7, 25, 126, 127]. Kontinualna varijanta RCS procesa je prikazana na slici 2.20b.



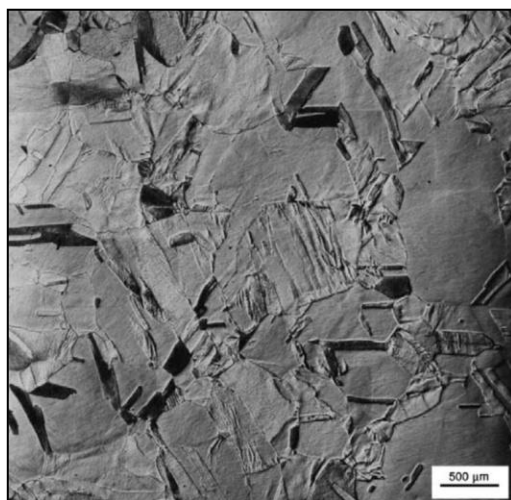
Slika 2.20. Naizmjenično profilisanje i ispravljanje:
(a) diskontinualno, kontinualno (b) [44] [126]

Vrednost efektivne deformacije može se izračunati prema izrazu:

$$\varepsilon_e = n \frac{4}{\sqrt{3}} \ln \left(\frac{r+t}{r+0.5t} \right) \quad (2.9)$$

gde je t – debljina obratka, r – radijus savijenog obratka (slika 2.20a).

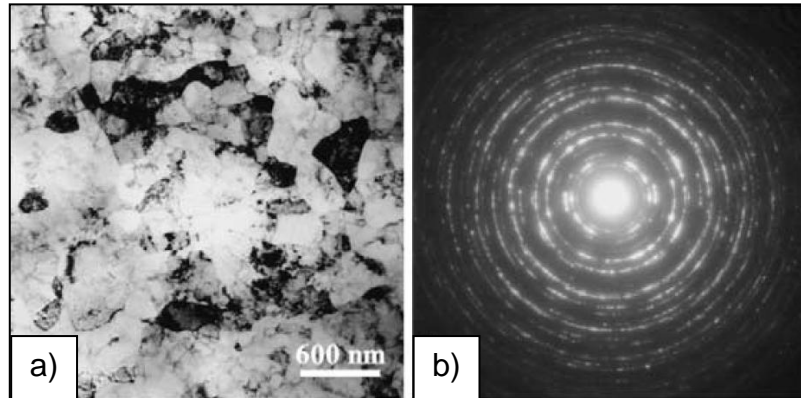
U radu [126] korišćen je pripremak od bakra visoke čistoće (99,99%) žaren na 900°C tokom jednog sata kako bi se povećala srednja veličina zrna na oko 765 μm (slika 2.21). Razlog ovako krupnih početnih zrna jeste želja autora da se prikažu mogućnosti profinjavanja mikrostrukture RCS procesom.



Slika 2.21. Srednja veličina zrna od 765 μm u pripreмку od bakra [126]

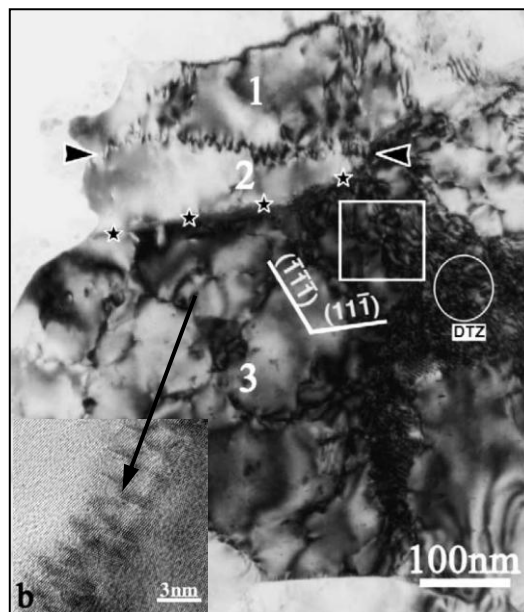
Poznato je da niska temperatura deformisanja sprečava dinamičko oporavljanje materijala i na taj način pospešuje usitnjavanje zrna [126], te je stoga pripremak pre svakog RCS ciklusa potapan u tečni azot u trajanju od 3 minuta. Ukupno je sprovedeno četrnaest

naizmeničnih ciklusa savijanja-ispravljanja, a u svakom ciklusu obradak je rotiran za 90° u odnosu na uzdužnu osu. Prilikom deformisanja primenjeno je podmazivanje, kako bi se smanjilo trenje između obratka i alata, mada je na nekim mestima primećeno razvlačenje materijala. Na slici 2.22a mogu se uočiti zrna bakra obrađenog IPD, čija se veličina kreće od 100 nm do nekoliko stotina nanometara. Zrna su međusobno razdvojena velikougaoanim granicama. Najveći broj zrna je znatno deformisan i sadrži veliku gustinu dislokacija. Veliki broj prstenova na slici 2.22b ukazuje na polikristalnu strukturu materijala.



Slika 2.22. Mikrostruktura bakra nakon RCS-a (a), odgovarajuća difrakciona slika (b) [126]

Zrno veličine 500 nm ilustrovano je na slici 2.23 na kojoj se uočava prisustvo finih struktura unutar samog zrna. Na slici, brojevi 1, 2 i 3 označavaju tri subzrna, dok dve strelice ukazuju na efekat gomilanja dislokacija, što je za posledicu imalo formiranje dva subzrna označena brojevima 1 i 2, sa uglom između granica zrna od 1° .

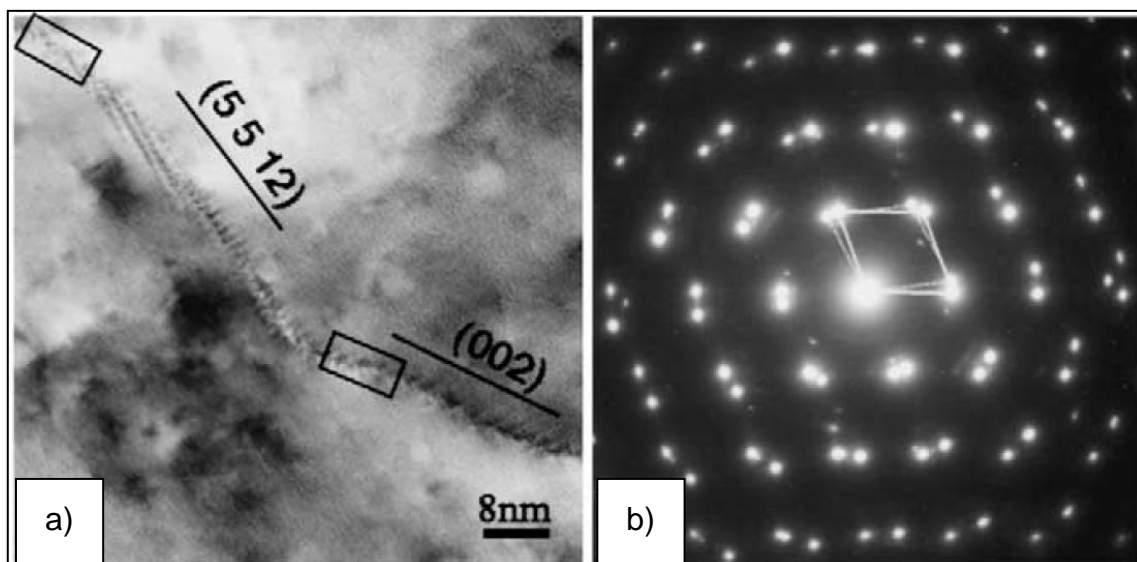


Slika 2.23. TEM mikrograf fine mikrostrukture u zrnju Cu dobijene deformacijom [126]

Još jedna niskougona granica zrna od 5° (označena sa četiri zvezdice) može se uočiti na slici 2.23. Njena specifičnost je u tome što je formirana nagomilavanjem velikog broja klizajućih

dislokacija, koje se ne nalaze na ivici, već se međusobno preklapaju. Pored toga, u subzrnu (3) se može uočiti dislokaciona ćelijska struktura, koja se dodatnim deformisanjem može pretvoriti u individualna subzrna. “Zapetljavanje” dislokacija je često unutar samog zrna, poput mesta na slici 2.23 označenog belim krugom.

Valiev [1, 13, 15, 16] uvodi termin “neravnotežnih granica zrna i subzrna” koje se javljaju kod nanostrukturnih materijala podvrgnutim IPD. Obeležje takvih granica je prisustvo velikog broja dislokacija i distorzije kristalne rešetke u blizini samih granica [1, 128]. Drugim rečima, u blizini neravnotežnih granica zrna postoji više dislokacija nego što je potrebno za geometrijsko smeštanje po granicama zrna. Stoga neravnotežne granice zrna odlikuje povećana energija u odnosu na ravnotežnu. Posledica je da su takve granice nestabilne i mogu se preraspodeliti kako bi formirale ravnotežne granice. Slika 2.24a predočava niskougaonu zakrivljenu granicu zrna koja se sastoji od (5 5 12) i (002) ravni, a slika 2.24b odgovarajuću difrakcionu sliku koja pokazuje da je ugao granice zrna niskougaoni (oko 9°). Interesantno je da je deo niskougaone granice zrna paralelan sa (5 5 12) ravni u neravnotežnom stanju, dok je drugi deo granice paralelan sa (002) ravni u ravnotežnoj poziciji. Ova zapažanja ukazuju na to da granice zrna dobijene nakon IPD mogu biti u ravnotežnom ili neravnotežnom stanju.

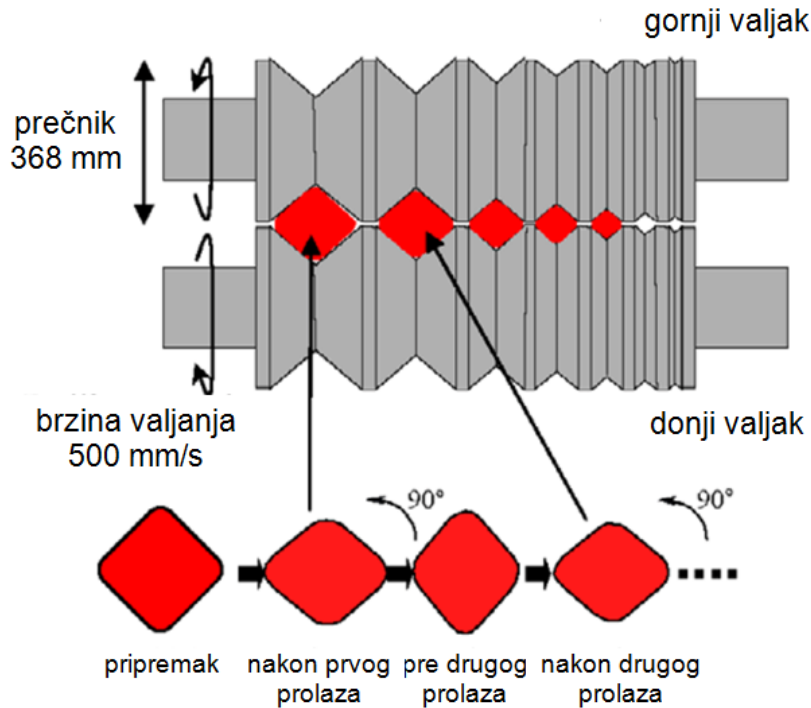


Slika 2.24. TEM mikrograf niskougaone granice zrna bakra [126]

Pri klasičnom valjanju obradak menja oblik u nepromenljivim uslovima deformacije, dok se kod RCS-a obradak okreće nakon svakog ciklusa, što uslovaljava promenu putanje deformacije.

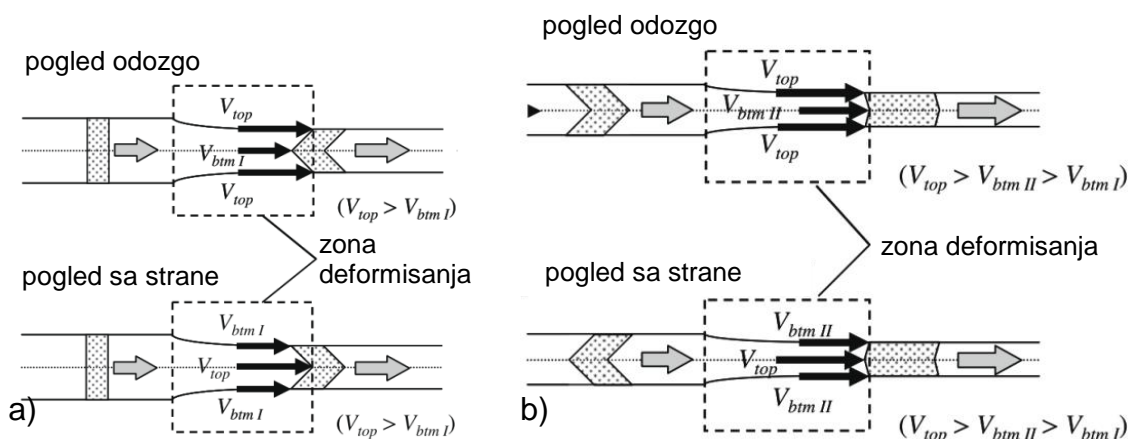
2.3.4. KALIBRACIONO VALJANJE (CAROL)

Kalibraciono valjanje (eng. caliber rolling – CAROL) je kontinualni IPD postupak koji prilikom obrade u obratku izaziva smicajne deformacije [129–132]. Gornji i donji valjci sadrže kalibre identičnih oblika čije se dimenzije postepeno smanjuju po fazama (slika 2.25).



Slika 2.25. Šematski prikaz kalibracionog valjanja – CAROL [132]

Prečnik donjeg valjka je manji u odnosu na gornji, te je brzina donjeg (V_{bim}) manja u odnosu na gornji valjak (V_{top}). Kada se obradak propusti kroz valjke, nastaje plastična deformacija usled smanjenja poprečnog preseka obratka. Usled razlike u brzinama gornjeg i donjeg valjka dolazi do smičuće deformacije (slika 2.26a).



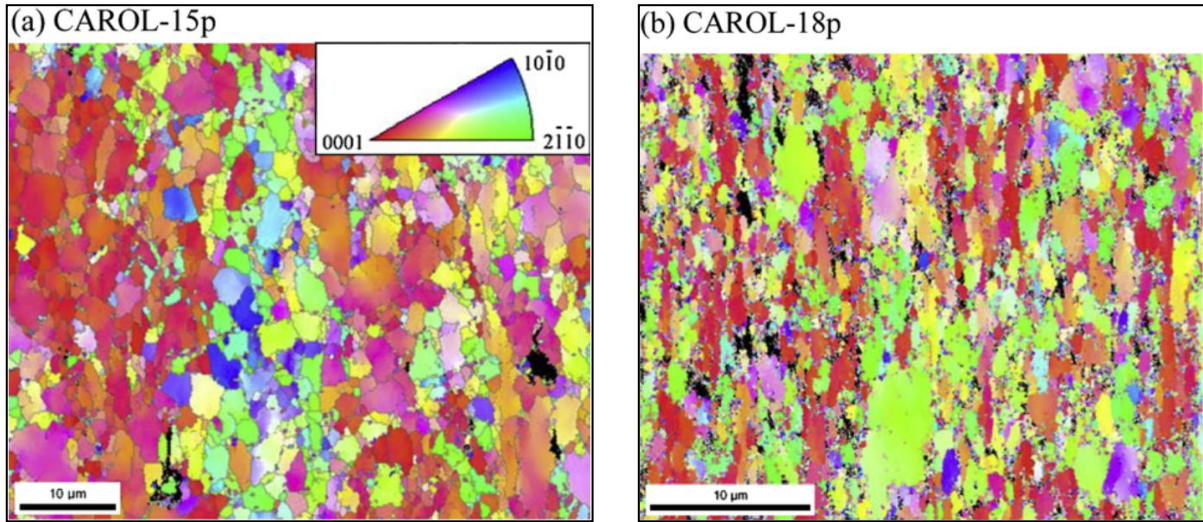
Slika 2.26. Brzinsko polje u uzorku nakon prvog i svakog sledećeg prolaza [130]

Nakon prvog prolaza, obradak se rotira za 90° u pravcu kazaljke na satu oko uzdužne ose. Obradak se ponovo valja na isti način kao u prvom prolazu, s tim što se i nadalje smanjuje poprečni presek, dok je smer smicanja suprotan u odnosu na prvi prolaz (slika 2.26b) [130].

U radu [130] prikazana je primena CAROL metode sa ciljem povećanja napona tečenja kod AZ31 legure (Mg–3Al–1Zn–0.2Mn (wt.%)). Početno stanje materijala dobijeno je istiskivanjem na 623 K sa redukcijom preseka 16. Veličina zrna priprema (oznaka EXT-AZ31) je oko $25 \mu m$. Valjanje je izvedeno na sobnoj temperaturi, dok je smanjenje poprečnog preseka nakon prolaza iznosilo 18%. Ukupno je izvedeno osamnaest prolaza, dok je vreme

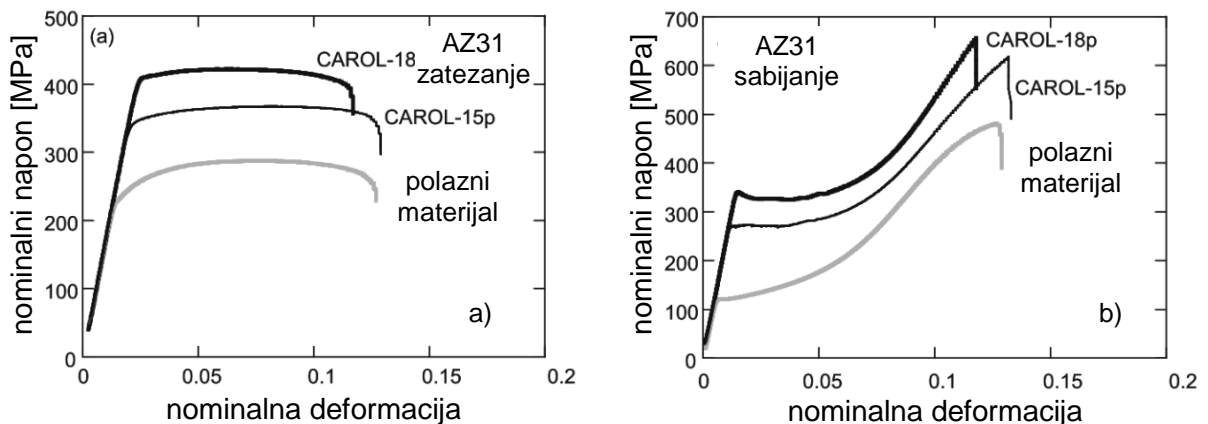
obrade trajalo približno 90 sekundi. Efektivna deformacija nakon petnaest i osamnaest prolaza iznosila je 2,5 i 3,1 respektivno. Vreme između prolaza je iznosilo nekoliko sekundi, a temperatura obratka između prolaza je bila u opsegu 433–473 K.

Na slici 2.27 prikazane su mape orijentacije uzoraka nakon petnaest i osamnaest prolaza. Uočava se da je prosečna veličina zrna 2,5 i 1,5 μm respektivno, a uglovi između zrna veći od 5° .



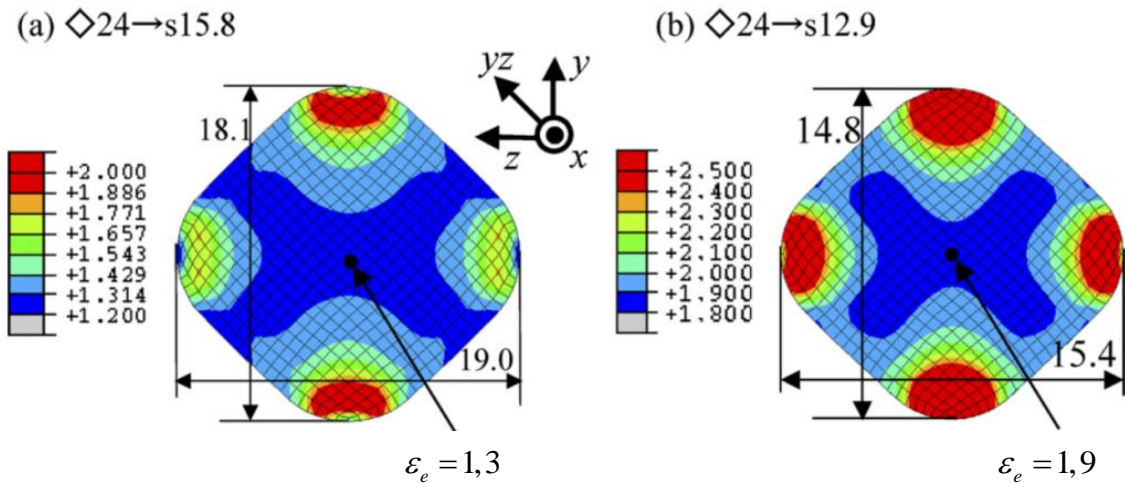
Slika 2.27. Mikrostruktura AZ31 nakon petnaest (a) i osamnaest (b) prolaza valjanja [130]

Rezultati mehaničkih ispitivanja dati na slici 2.28 ilustruju da uzorak deformisan u osamnaest prolaza ima dvostruko veći napon tečenja pri ispitivanju zatezanjem u odnosu na nedeformisan uzorak (EXT-AZ31). Maksimalno izduženje u poslednjoj fazi valjanja neznatno je manje u odnosu na sve prethodne faze valjanja.



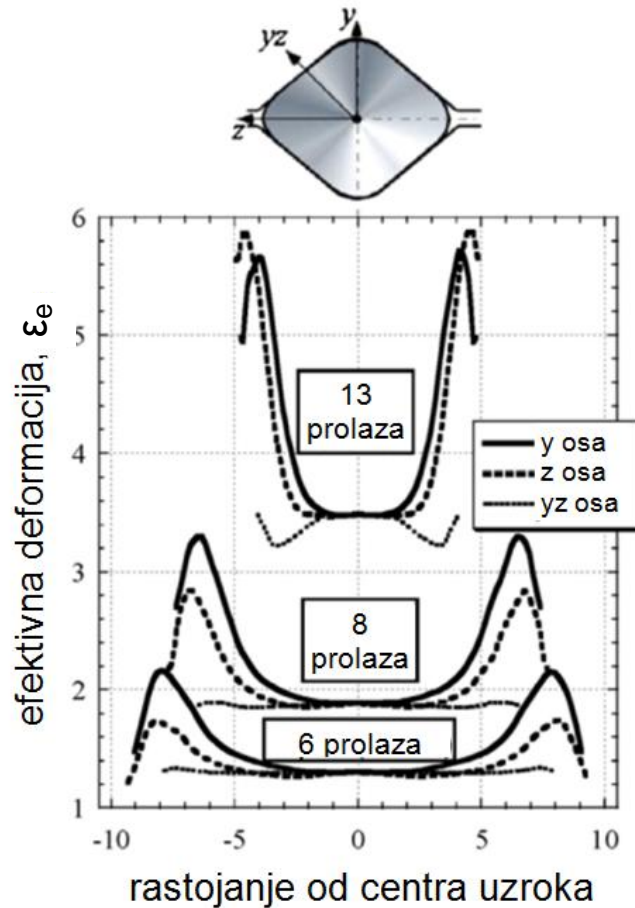
Slika 2.28. Čvrstoća legure AZ31 nakon CAROL postupka sa 15 odnosno 18 prolaza: a) zatezna čvrstoća, b) pritisna čvrstoća [130]

Primenom metode konačnih elemenata za simulaciju i analizu procesa pokazano je da deformacija dostiže najviše vrednosti u uglovima obratka: 2 nakon šest prolaza, odnosno 2,5 nakon 8 prolaza (slika 2.29) [129].



Slika 2.29. Efektivna deformacija u uzorku nakon šest (a) i osam (b) prolaza [129]

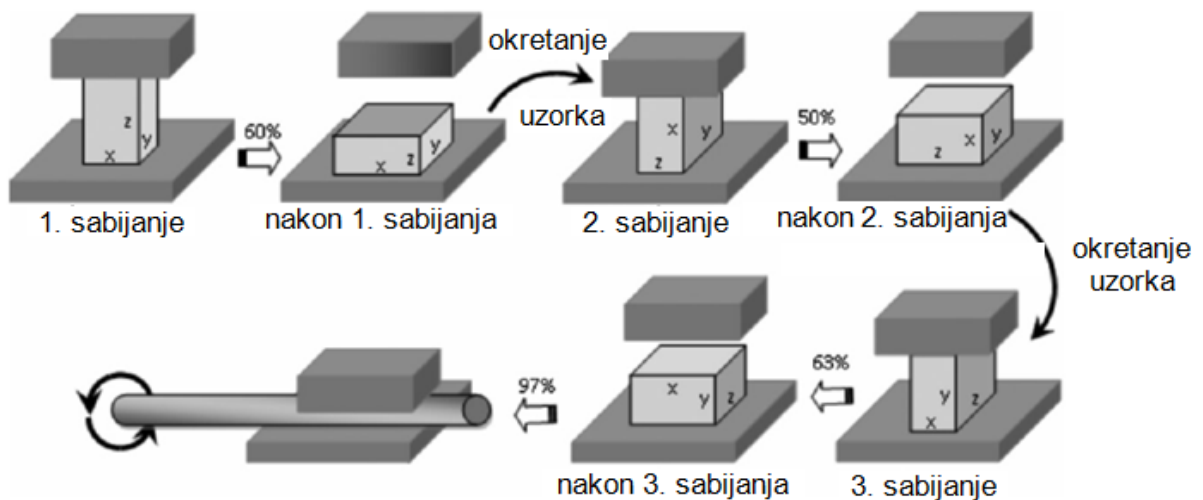
Distribucija efektivne deformacije u tri pravca (y -, z - i yz - pravac) dobijenih nakon šest, osam i trinaest prolaza data je na slici 2.30. Najniže vrednosti efektivne deformacije nastaju u centru uzorka, i iznose 1,3, zatim 1,9 i 3,5 nakon šest, osam i trinaest prolaza. Najviše vrednosti se postižu u y pravcu: 2,2 zatim 3,4 nakon šest i osam prolaza i u z pravcu nakon trinaest prolaza. Razlika u vrednostima efektivne deformacije u centru i na krajevima uzorka povećava se porastom broja prolaza [129].



Slika 2.30. Distribucija efektivne deformacije u tri pravca nakon šest, osam i trinaest CAROL prolaza dobijena MKE simulacijom [129]

2.3.5. VIŠEOSNO SABIJANJE (MDF)

Višeosno sabijanje (eng. multi-directional forging – MDF) prvi je put primenjeno sredinom devedesetih godina prošlog veka za formiranje UFZ u zapreminskim obracima. Princip MDF-a prikazan je na slici 2.31 i sastoji se od više operacija slobodnog sabijanja, obično praćenih dinamičkom rekristalizacijom [21]. Homogenost deformacije je niža nego pri obradi ECAP-om. Prednost ove metode jeste mogućnost obrade manje plastičnih materijala kao i komada velikih dimenzija, zbog obrade na povišenoj temperaturi i malog specifičnog opterećenja na alatu [133–136].



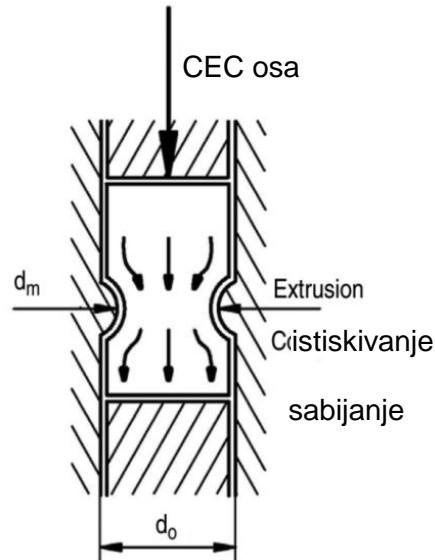
Slika 2.31. Šema MDF procesa [135]

Obrada se obično izvodi u temperaturnom intervalu $(0,1 - 0,5) \cdot T_m$, gde T_m označava temperaturu topljenja. Odabirom odgovarajuće temperature i brzine deformacije direktno se utiče na proces profinjavanja zrna [21].

2.3.6. NAIZMENIČNO ISTISKIVANJE I SABIJANJE (CEC)

Postupak naizmeničnog istiskivanja i sabijanja (eng. cyclic extrusion and compression – CEC), poznat pod nazivom “peščani sat”, podrazumeva istiskivanje pripremljena iz jedne komore u alatu prečnika d_0 u drugu istih dimenzija u kojima se odvija sabijanje (slika 2.32) kroz matricu manjeg prečnika d_m . Prilikom sledećeg prolaza smer ekstruzije je obrnut. Proces je moguće ponoviti više puta, i u tom slučaju ukupna deformacija je zbir efektivnih deformacija ostvarenih u jednom prolazu [137–140]. Deformacija po jednom prolazu izračunava se prema formuli:

$$\Delta \varepsilon_e = 4 \ln(d_0 / d_m) \quad (2.10)$$

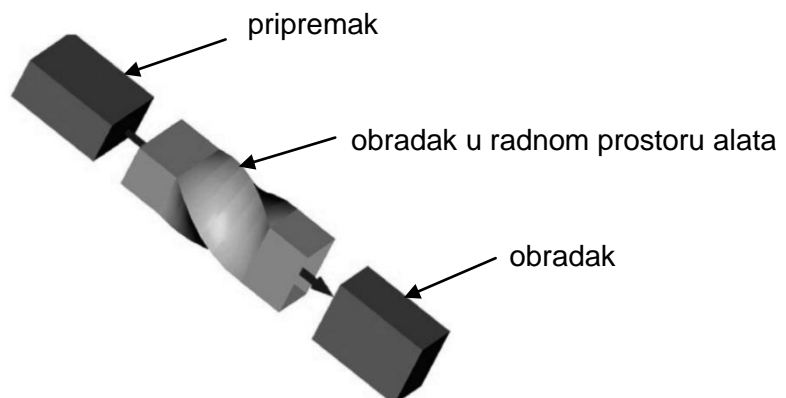


Slika 2.32. Šema CEC procesa [21]

Primer: Ukoliko je odnos $d_m/d_o = 0,9$, tada je efektivna deformacija po jednom prolazu približno 0,4. Ovom metodom moguće je postići ukupnu efektivnu deformaciju i od 90 [141]. Brzina deformacije trebalo bi da je niža kako ne bi nastupilo zagrevanja uzorka. Iako se ovom metodom mogu postići visoke vrednosti efektivne deformacije, mikrostruktura i mehaničke karakteristike su slične ostalim jednosmernim IPD metodama [21].

2.3.7. ISTISKIVANJE SA UVIJANJEM (TE)

Istiskivanje sa uvijanjem (eng. twist extrusion – TE) predstavljeno je 2004. godine i zasniva na istiskivanju obratka kroz specijalno dizajniran alat koji ima funkciju da zadrži oblik i veličinu poprečnog preseka pripremk, uz istovremeno uvijanje oko uzdužne ose (slika 2.33) [24, 25, 142–144]. Kao rezultat dobija se obradak identičnog oblika i veličine sa pripremkom. Moguće je dizajnirati alat sa različitim poprečnim presecima, osim sa kružnim. Kao i kod HPT-a, deformacija nije homogena, nego se povećava rastojanjem od centralne ose obratka. Korišćenjem TE sa više prolaza ovaj nedostatak se ublažava [21].



Slika 2.33. Princip istiskivanja sa torzijom (TE), [21]

2.4. MATERIJALI KORIŠĆENI U PROCESIMA INTENZIVNE PLASTIČNE DEFORMACIJE

Uvidom u naučne radove u SCOPUS bazi podataka [145] može se konstatovati da se intenzivnom plastičnom deformacijom najčešće obrađuje aluminijum – do sada je objavljeno 1275 radova. Slede čelik sa 672 rada, bakar (609), titanijum (474), nikl (272), železo (269), cink (112), hrom (66) i volfram sa 56 naučna rada. Jedan od razloga ovakve zastupljenosti materijala krije se u njihovoj obradivosti, tržišnoj dostupnosti kao i složenosti postupka karakterizacije nakon IPD.

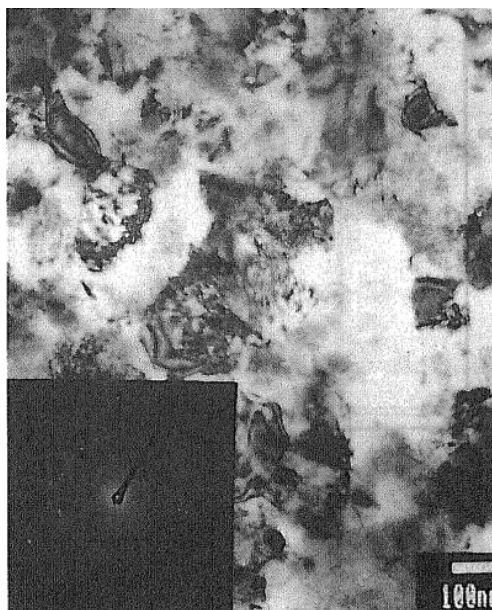
U radu [109] ilustrovani su rezultati ispitivanja intenzivne plastične deformacije ECAP metodom na aluminijumu 1050 u šesnaest prolaza. Mikrostruktura polaznog materijala prosečne veličine zrna od $600 \mu m$ usitnjena je na 32 zatim na $1,16$ i $0,6 \mu m$ nakon prvog, četvrtog i šesnaestog prolaza respektivno. Prosečna vrednost uglova između granica zrna, nakon prvog, drugog, osmog i šesnaestog prolaza iznosila je oko 6 , 17 , 22 i 27° respektivno. Mikrotvrdoća je porasla sa $18,5$ na $64 HV$ nakon šesnaest prolaza, dok je napon tečenja porastao sa 48 na $192 MPa$. Kao i na primeru mnogih postupaka IPD, usitnjenje mikrostrukture je izraženije u početnim prolazima ECAP postupka.

Uticao brzine deformisanja na mikrostrukturu lima od aluminijuma 1100 prikazan je u radu [146]. Table lima od aluminijuma dobijene su ARB postupkom na sobnoj temperaturi, ukupne efektivne deformacije od $4,8$. Nakon IPD, mikrostruktura lima se sastojala od izduženih zrna dimenzija $1100 \times 200 nm$, između kojih su se nalazila zrna velikougaoanih granica. Korišćenjem konvencionalnog valjanja, ultrabrzim valjanjem i udarnim sabijanjem (kovanje) ultrafini limovi su deformisani različitim brzinama deformacije koje su se kretale od 2 do $6 \times 10^4 s^{-1}$.

U sva tri postupka deformisanja povećanje brzine deformacije izazvalo je povećanje prosečne veličine zrna. Uzrok povećanja je kretanje granica postojećih ultrafinih zrna na malom rastojanju, koje potiče od toplote nastale prilikom konvencionalne plastične deformacije. Neophodno je obratiti pažnju prilikom deformisanja visokim brzinama deformacije, jer toplota izaziva rast ultrafinih zrna.

Obradom čistih metala HPT-om moguće je dobiti ultrafinu mikrostrukturu, prosečne veličine zrna oko $100 nm$. U radu [147] je kao materijal za obradu HPT-om korišćen bakar čistoće $99,98\%$. Nakon što materijal pretrpi efektivnu deformaciju vrednosti 7 , dobijena je tipična nanostruktura, sa jasno vidljivim granicama zrna. Granice nisu pravolinijske, već više zakrivljene i talasaste. Moguće je uočiti i granice koje nisu jasno vidljive i čiji difrakcioni kontrast nije homogen. Sve to ukazuje na prisustvo unutrašnjih napona i elastično izobličenje kristalne rešetke. Veliki broj tačaka na difrakcionoj slici poređanih oko krugova ukazuje na zrna sa velikougaoanim granicama. Histogram raspodele veličine zrna u bakru obrađenih HPT-om može pokazati logaritamsku normalnu distribuciju srednje veličine zrna od $107 nm$ (slika 2.34).

Uporedno ispitivanje mehaničkih osobina titanijumske legure Ti-6Al-4V sa mikronskom (MK) i ultrafinom (UFZ) mikrostrukturuom je prikazano u radu [148]. Veličina zrna MK legure je iznosila $10 \mu m$, dok je kod UFZ bila $0,4 \mu m$.



Slika 2.34. Svetlo polje i difrakciona slika bakra [147]

Napon tečenja UFZ mikrostrukture iznosi 1180 MPa, a kod MK mikrostrukture 960 MPa. Čvrstoća UFZ legure iznosi 1300, dok je kod MK 1050 MPa. Granica zamora UFZ legure je viša u odnosu na MK i iznosi 690 naspram 580 MPa. Kada je reč o otpornosti na puzanje pri 250°C, MK legura ima 5% bolju otpornost u odnosu na UFZ leguru. Pri 350°C razlika je 1,6 puta veća u korist MK legure. Na osnovu izloženih rezultata mehaničkih ispitivanja može se reći da UFZ Ti-6Al-4V legura ima prednosti u odnosu na MK leguru sve dok radna temperatura ne prelazi 150–200°C ili, izuzetno, 400°C u kratkom vremenskom intervalu.

Nikl visoke čistote (99,99%) obrađen je pomoću tri metode IPD: ECAP, HPT i ECAP+HPT [149]. Razlog odabira nikla u odnosu na aluminijum ili bakar je vrednost energije greške u redosledu, koja se kreće između vrednosti čistog aluminijuma i bakra. Zbog toga se prilikom IPD nikla dobijaju manja zrna u odnosu na aluminijum i homogenija mikrostruktura u odnosu na bakar. Početna veličina zrna nikla od približno 100 μm dobijena je žarenjem na 973 K tokom 6 sati. Nakon obrade ECAP metodom, prosečna veličina zrna u niklu je iznosila 350, a nakon HPT obrade veličina zrna bila je oko 170 nm. Kombinacijom ECAP-a i HPT-a dobijena je manja veličina zrna – 140 nm. Količina malougona granica je najniža u kombinaciji ECAP+HPT, nešto viša kod HPT-a i najviša kod ECAP-a. Površinska energija velikougona granica iznosi približno 1,1, 1,2 i 1,0 J m⁻² nakon obrade ECAP-om, HPT-om i ECAP+HPT. Ove vrednosti energija su više od energije početnog materijala koja iznosi približno 0,7 J m⁻². Razlika u energijama potiče od neravnotežnog karaktera granica zrna koja nastaju nakon obrade IPD-om. Kao zaključak ovog ispitivanja proizlazi da kombinacija ECAP+HPT daje najbolje karakteristike obrađenog nikla.

Uticaj intenzivne plastične deformacije ECAP postupkom na sobnoj temperaturi na dve varijante železa čistoće 99,95 i 98% je prikazan u radu [150]. Nakon osam prolaza, početna veličina zrna sa 200 μm je smanjena na 200 nm. U železu čistoće 99,95% vrednost mikrotvrdoće povećana je tri puta nakon prvog prolaza, da bi nakon narednih prolaza vrednost neznatno porasla. Prilikom ispitivanja zatezne čvrstoće uočeno je relativno visoko izduženje (8%). Ispitivanje prelomljenih površina uzorka nakon ECAP-a pokazalo je šaru nalik na vene,

dok je polazni materijal imao jamice. Ojačavanje dislokacijama i veličina zrna značajno utiču na ojačavanje železa tokom ECAP obrade.

Mikrostruktura Zn-22% Al (eutektoidna legura) nakon obrade HPT-om prikazana je u radu [95]. Ispitivanje mikrostrukture nakon IPD pokazuje smanjenje veličine zrna, uz gomilanje zrna cinka i aluminijuma u obliku traka na krajevima uzorka. Iako je HPT-om razbijena lamelarna mikrostruktura i smanjena veličina zrna u uzorku, tvrdoća uzorka je zapravo niža od tvrdoće polaznog materijala. Razlog je značajno smanjenje raspodele taloga cinka u obliku štapića koji u polaznom materijalu postoji unutar zrna aluminijuma. Kao i za druge legure obrađene HPT-om, pokazano je da je tvrdoća uzorka direktno povezana sa ekvivalentnom deformacijom.

U radu [151] prezentovani su rezultati ispitivanja uticaja IPD metodom HPT na čist hrom (99,97%) sa početnom veličinom zrna od 80 μm . Intenzivna plastična deformacija je izvedena na temperaturi višoj od 390°C i na sobnoj temperaturi, sa dva i po obrtaja diska pri pritisku od 7,8 GPa. Nakon intenzivne plastične deformacije ispitana je termalna stabilnost uzoraka. Uzorci su žareni na 500, 600 i 700°C tokom 10 sati. Rezultati ispitivanja pokazuju da viša vrednost ostvarene efektivne deformacije i niža temperatura deformisanja formiraju finiju mikrostrukturu. Nakon termičke obrade uzoraka na 500°C dogodilo se ukрупnjavanje zrna samo u oblasti sa najfinijom mikrostrukturom. U uzorcima termički obrađenim na 600 i 700°C ukрупnjavanje zrna zavisi od deformacije i rasta zrna na povišenoj temperaturi. Nakon IPD uzorka na sobnoj temperaturi, uz deformaciju 25,8, tvrdoća uzorka raste četiri puta u odnosu na početni materijal. Nakon termičke obrade na 700°C, tvrdoća uzorka je dva puta viša u odnosu na polazni materijal.

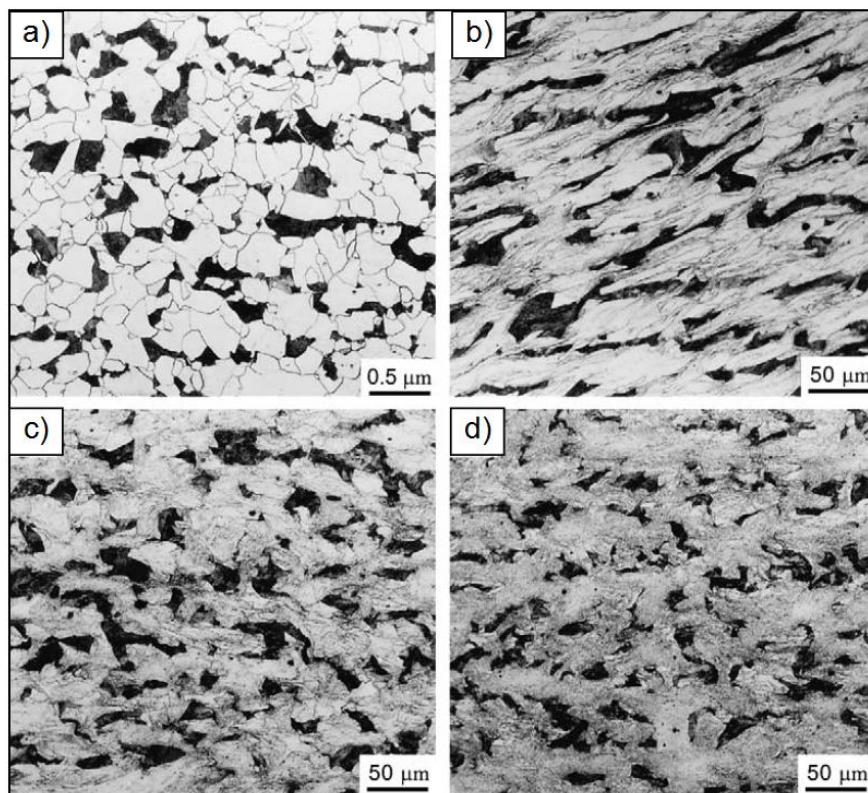
Ponašanje tri različite komercijalne legure volframa (W – volfram čistoće 99,98%, WL10 – volframova legura sa 1% lantan oksida i WVM – volframova legura sa 0,005% kalijuma) dobijenih različitim postupcima proizvodnje ispitivano je prilikom loma na različitim temperaturama [78]. Ispitivanje je pokazalo da porast temperature vodi povećanju otpornosti na lom. Pored toga, smanjenje veličine zrna takođe povećava otpornost na lom. Jedno od mogućih objašnjenja za veliku otpornost uzoraka nakon HPT-a jeste povećan broj dislokacija na granicama nakon obrade.

Kako je u ovom radu sprovedeno ispitivanje primene nove metode intenzivne plastične deformacije na uzorcima od niskougljeničnog čelika, sledi detaljniji pregled fenomena u tom materijalu.

U radu [152] korišćena je ECAP metoda radi poboljšanja karakteristika niskougljeničnog čelika (Fe C 0,15%, C 0,25%, Si 1,1%). Obrada je vršena rutom C (slika 2.10) iz dva razloga: dobijanje ekvialsijalne strukture nakon parnog prolaza i dobijanje visoke vrednosti efektivnog napona bez promene oblika u odnosu na druge ECAP maršrute. Mikrostruktura nedeformisanog uzorka se sastojala od dva konstituenta – perlita (15%, taman) i ferita (85%, svetao), slika 2.35a. Oba konstituenta su približno ekvialsijalna i njihova veličina zrna je oko 30 μm .

Nakon deformisanja uočene su sledeće promene u mikrostrukтури. Povećanje broja prolaza deluje na usitnjavanje ferita i perlita, kao i na njihovu neravnomernost u raspodeli. Nakon prvog prolaza, granice ferita su i dalje bile vidljive, mada se unutar samog feritnog

zrna može uočiti zamućena kontura (slika 2.35b), što verovatno ukazuje na efekat fragmentacije feritnog zrna usled visoke vrednosti deformacije [153].



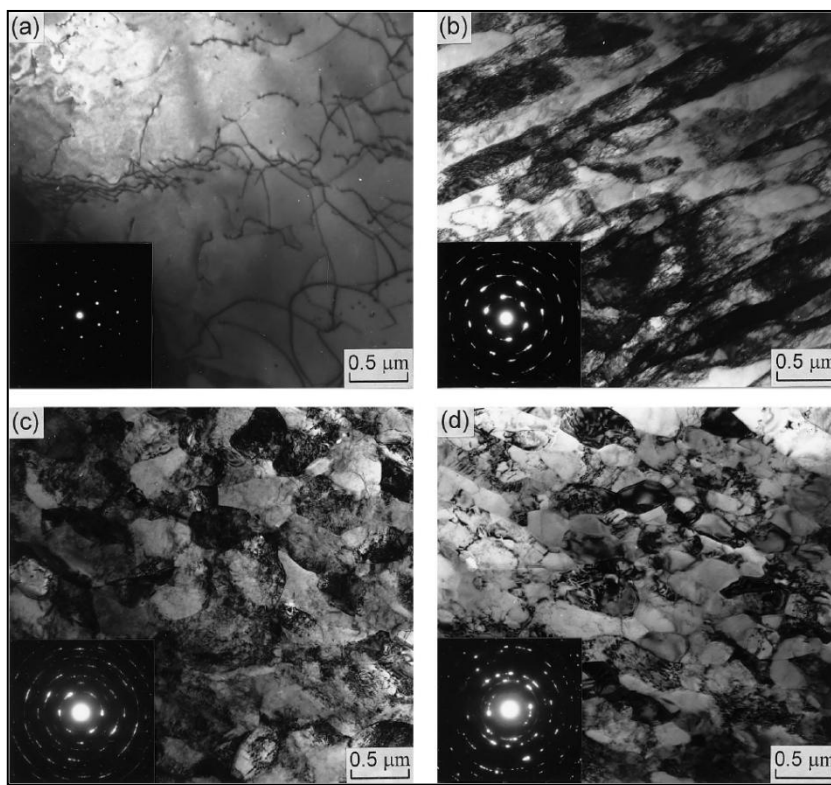
Slika 2.35. Mikrostruktura čelika obrađenog ECAP-om:
a) polazno stanje, b) nakon prvog prolaza, c) nakon drugog, d) nakon četvrtog prolaza [152]

Nakon drugog prolaza, granice feritnog zrna se skoro i ne vide, dok je efekat zamagljivanja kontura još izraženiji u odnosu na prvi prolaz. Oblik perlita se u svakom parnom prolazu vraćao u onaj sličan početnoj strukturi. Ove mikrostrukturne pojave potpunom su skladu sa smicajnim karakteristikama maršrute C [120, 153]. Bez obzira na to što postoji razlika u čvrstoći i ponašanju prilikom plastičnog deformisanja perlita i ferita, uz prisustvo veoma izduženog perlita nakon neparnih prolaza i povratak njegovog ekvialsijalnog oblika nakon parnih prolaza ECAP-om, nisu pronađene vidljive pukotine u materijalu. Može se zaključiti da je u prikazanim uslovima ECAP obrade, na makroskopskom nivou, međusobno ponašanje perlita i ferita prilikom plastične deformacije veoma slično.

Na slici 2.36 prikazani su TEM mikrofotografije feritnih zrna, u pravcu istiskivanja, nakon jednog, dva i četiri prolaza, kao i početna mikrostruktura. Početna mikrostruktura sadrži relativno malu gustinu dislokacija (slika 2.36a).

Nakon jednog prolaza, mikrostruktura se sastoji pretežno od paralelnih traka izduženih zrna, dužine oko 2 i širine $0,5 \mu\text{m}$ (slika 2.36b). Na odgovarajućoj difrakcionoj slici može se uočiti prisustvo difuznih tačaka na skoro istim mestima kao tačke na nedeformisanom uzorku (slika 2.36b). Ova pojava ukazuje da većina granica zrna nakon prvog prolaza ima mali ugao. Mikrostrukturu nakon dva prolaza čine pretežno ekvialsijalna zrna širine oko $0,5 \mu\text{m}$, što je skoro ista veličina kao širina paralelnih traka dobijena nakon prvog prolaza (slika 2.36c). Međutim, kada se pogleda odgovarajuća difrakciona slika, vidi se pojava novih prstenova i

datnih tačaka, koje ukazuju na formiranje velikougaoih granica zrna. Nakon četiri prolaza, mikrostruktura se sastojala od nešto finijih zrna veličine 0,2 do 0,3 μm , koja su po obliku skoro ekvialsijalna (slika 2.36d).



Slika 2.36. TEM mikrograf feritnih zrna niskougleničnog čelika nakon ECAP-a: a) početno stanje, b) jedan prolaz, c) dva prolaza, d) četiri prolaza [152]

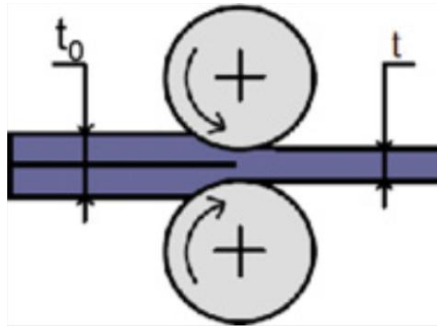
Broj prstenova na difrakcionoj slici je povećan, dok su tačke još nejasnije u odnosu na prethodni prolaz. Najveće promene mikrostruktura trpi u početnim prolazima, dok povećanjem broja prolaza efekat na mikrostrukturu postaje sve slabiji. Neke od feritnih granica zrna nastale nakon četiri ECAP prolaza nisu baš najjasnije na slici, tj. ne postoji jasna kontura granice, što implicira da se ovim postupkom dobijaju feritne granice zrna u neravnotežnom stanju (slika 2.36d).

Analiza mikrostrukture i mikrotvrdoće austenitnog čelika ($\sim 15\text{wt}\%\text{Cr}$, $25\text{wt}\%\text{Ni}$) nakon šesnaest obrtaja HPT-om prezentovana je u radu [93]. Rezultati istraživanja pokazuju da nije moguće dobiti potpuno homogenu mikrostrukturu, a samim tim i mikrotvrdoću. Analiza mikrostrukture je pokazala odsustvo deformisane mikrostrukture u centralnom regionu uzorka čak i nakon šesnaest obrtaja. Doduše, oblast nedeformisane mikrostrukture smanjuje se povećanjem ukupnog broja obrtaja. Analiza rezultata merenja mikrotvrdoće pokazuje niske vrednosti u centralnoj oblasti, dok maksimalne vrednosti beleže mesta maksimalne deformacije. Takođe je predložen jedan od tehničkih problema prilikom izvođenja IPD HPT-om, a to je nesaosnost gornjeg i donjeg kalupa. Nesaosnost može da izazove dodatnu složenu deformaciju tokom pritiska i rotacije, koja utiče na proizvedenu mikrostrukturu uzorka.

Uticaj početne mikrostrukture na efekat usitnjavanja zrna nerđajućeg čelika (304) nakon IPD višeosnim sabijanjem pri 873 K ($0,5 \cdot T_m$) tema je rada [154]. Korišćene su četiri vrste

uzoraka različitih početnih veličina zrna (15, 3,5, 2,2 i 1,5 μm). Prosečna veličina zrna nakon IPD iznosi 0,25 μm . Ultrafina zrna su dobijena neprekidnim povećanjem ugla granica subzrna. Primećeno je da manje početno zrno značajno ubrzava kinetiku usitnjavanja zrna tokom IPD. U uzorcima početne veličine zrna oko 3,5 μm , 60% zrna ima velikouglaone granice nakon deformacije $\varepsilon = 1,5$. S druge strane, da bi 60% zrna imalo velikouglaone granice na uzorku zrna početne veličine 15 μm , neophodno je primeniti deformaciju od čak $\varepsilon = 6$.

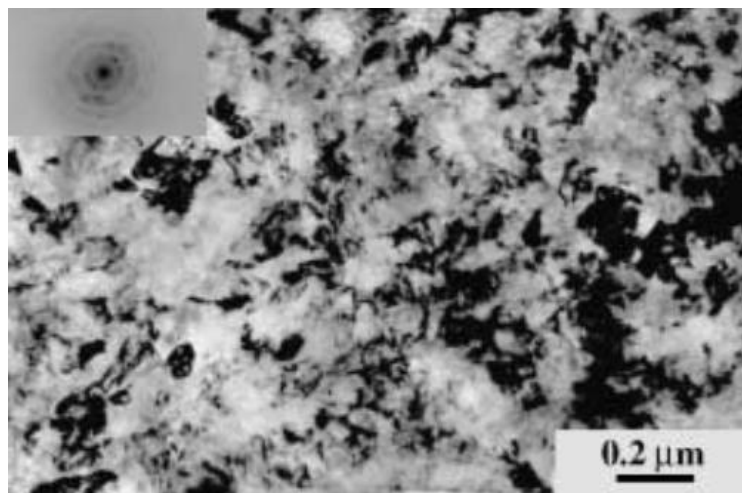
Obradom limova od niskougljeničnog čelika višefaznim valjanjem i spajanjem (eng. accumulative roll-bonding – ARB) moguće je dobiti mikrostrukturu koja se sastoji od zrna u obliku lamela, prosečne veličine 200–300 nm [155].



Slika 2.37. Postupak višefaznog valjanja i spajanja (ARB) [127]

Obrada je vršena na 773 K, a ukupna efektivna deformacija je iznosila 5,6. Nakon obrade, više od 80% granica ultrafinih zrna čine one velikouglaone. Veličina zrna, udeo velikouglaonih granica i prosečna vrednost ugla granica pokazuju priličnu homogenost po preseku obrađenog lima.

Potencijal primene 316LVM austenitnog čelika (i titanijuma) u medicinske svrhe nakon obrade hidrostatičkim istiskivanjem prikazan je u radu [156]. IPD je izvedena na sobnoj temperaturi, a ukupno dostignuta deformacija imala je vrednost 1,8. Prečnik početne šipke je iznosio 10 mm , a na kraju istiskivanja 4 mm . Mikrotvrdoća je povećana sa 338 na 433 HV , a napon tečenja sa 820 na 1215 MPa . Prednost IPD hidrostatičkim istiskivanjem je održavanje homogenosti mikrostrukture po celoj zapremini istisnute žice ili šipke (slika 2.38).



Slika 2.38. Mikrostruktura Ti nakon hidrostatičkog istiskivanja dobijena TEM-om [156]

2.5. METODE KARAKTERIZACIJE U INTENZIVNOJ PLASTIČNOJ DEFORMACIJI

Zbog svojih karakteristika, kao i prednosti koje nude u odnosu na svetlosne mikroskope, elektronski mikroskopi su veoma brzo našli put do primene u karakterizaciji nano i ultrafinih mikrostruktura. Najveći nedostatak elektronskih mikroskopa je njihova cena, koja višestruko prevazilazi svetlosne mikroskope. Svi elektronski mikroskopi sadrže elektronski top kao izvor elektrona, kondenzatorska sočiva i neku vrstu detektora signala koji se javlja kao posledica interakcije elektrona i uzorka.

Skenirajući elektronski mikroskop (eng. scanning electron microscope – SEM) i transmisioni elektronski mikroskop (eng. transmission electron microscope – TEM) imaju sličnosti u pogledu korišćenju snopa elektrona uperenih ka uzorku. To znači da su određeni sistemi, poput elektronskog topa, kondenzatorskih sočiva i vakuumske sistema, isti za oba mikroskopa. Međutim, način na koji se dobijaju i uvećavaju slike potpuno je drugačiji. SEM se koristi za ispitivanje površine materijala, dok TEM omogućuje da informacije o unutrašnjoj strukturi.

Pre nego što se TEM-om želi ispitati određeni materijal, neophodno je pripremiti uzorak. Međutim, nije nimalo jednostavno pripremiti uzorak za TEM čija debljina ide od nekoliko desetina nanometara do jednog mikrona. Kao otežavajuća okolnost ističu se mogućnost kontaminacije uzorka kao i odabir reprezentativnog mesta na materijalu na kome će se napraviti TEM uzorak. Uzorak mora da bude i dovoljno jak da izdrži sva ispitivanja na mikroskopu. Postoji veliki broj metoda pripreme uzorka koje se razlikuju po tome na kakvom materijalu se pravi TEM uzorak. Generalno, metode pripreme dele se na dve grupe: nepotreban materijal skida se hemijskim ili mehaničkim putem, dok na kraju ne ostane tanak uzorak; uzorak se dobija sečenjem iz materijala.

Ako se snop jona ili atoma određene energije usmeri ka čvrstom telu, desiće se izbacivanje atoma s površine tog tela. Ovaj proces, pod nazivom spatering (eng. sputtering), može se koristiti za stanjivanje uzoraka. Izvodi se u vakuumu, a može se koristiti i električno polje za ubrzavanje jona. Kombinovanjem rastopljenog galijuma i odgovarajućeg električnog polja u vakuumu moguće je napraviti tečne kapljice ekstremno oštih vrhova. Ekstrakcijom jona iz vrhova, debljine svega nekoliko nanometara, i njihovim ubrzavanjem, dobija se tanak snop. Tako tankim snopom mogu se seći neverovatno precizni odsecci koji su podesni za TEM. Ova tehnika pripreme ima naziv fokusirani jonski snop (eng. focused ion beam – FIB) [90].

2.6. PRIMENA INTENZIVNE PLASTIČNE DEFORMACIJE

Pored toga što materijali sa ultrafinim zrnima poseduju veliki broj unapređenih karakteristika, njihovo prihvatanje i primena u industriji napreduju dosta sporo [44]. Glavni razlog jeste nedostatak svesti i informisanosti o metalima sa ultrafinim zrnima. To je povezano i sa činjenicom da nema odgovarajućih UFZ uzoraka koji bi se mogli koristiti u industrijskim ispitivanjima, jer većina laboratorija proizvodi uzorke čije su dimenzije premale

za industrijsku upotrebu. Takođe, još uvek nije jasno koja će IPD metoda postati najpodesnija za industrijsku primenu. Stoga se potencijalni proizvođači UFZ metala ustručavaju da se opredele za određenu IPD metodu kao standardnu. Sve ovo prati i nedostatak znanja o obradi i oblikovanju UFZ metala. Na kraju, pored svih tehničkih problema koji prate obratke dobijene IPD-om, postoji zabrinutost za njihovu ekonomsku isplativost koja zavisi od njihove tražnje na potencijalnom tržištu i proizvodnih troškova.

Moguće polje primene UFZ materijala moglo bi biti u oblasti konstrukcija koje bi, zbog viših mehaničkih osobina, postale lakše. Međutim, u realnosti, visoki troškovi proizvodnje čine UFZ metale manje atraktivnim za masovnu proizvodnju. To je jedan od razloga zbog kojih automobilska industrija čeka da otpočne primena UFZ metala.

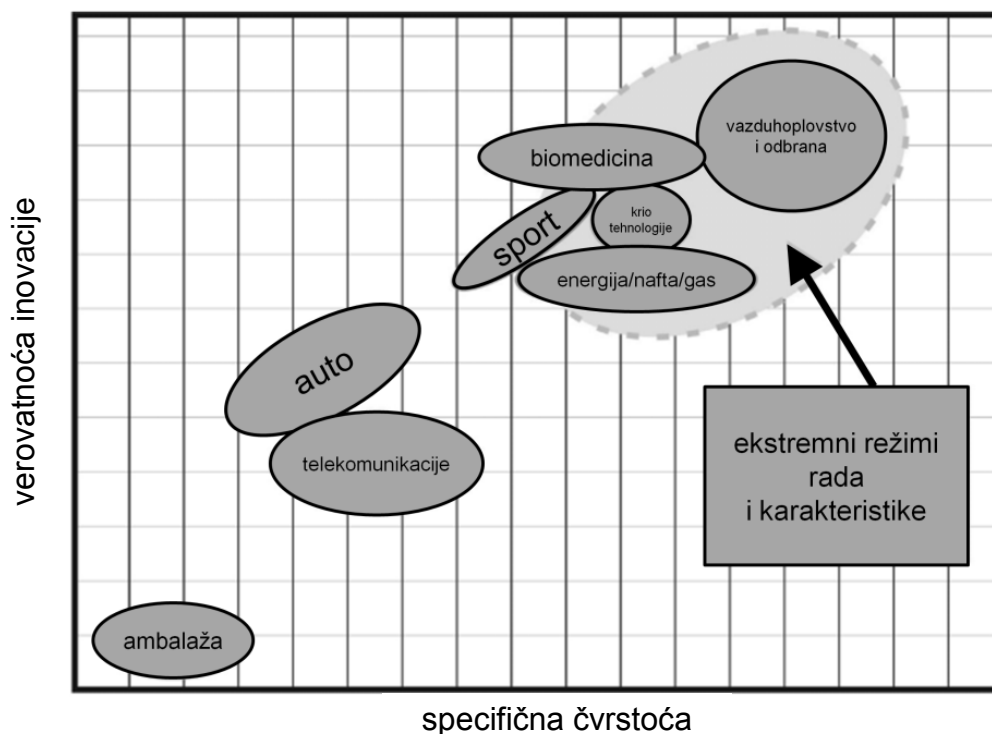
U današnje vreme, smanjenje potrošnje goriva kod automobila veoma je aktuelna tema, što je u skladu sa zahtevima za smanjenje CO₂ gasova [157]. U tu svrhu, pored povećanja efikasnosti motora neophodno je smanjiti i težinu automobila, sniziti trenje, povećati aerodinamičnost i dr. Pa ipak, proteklih godina težina vozila zapravo je uvećana najviše zbog zahteva za povećanje sigurnosti vozila prilikom sudara. Učinjeni su posebni napor kako bi se sprečilo daljnje povećanje težine. Korišćenje čelika visoke čvrstoće (eng. high strength steel – HSS) značajno je uvećano od 1990. godine, pa u današnjim automobilima više od 50% delova karoserije sačinjeno je od HSS. Mada se metali niske gustine poput aluminijuma i magnezijuma i dan-danas koriste, niskougljenični čelici imaju znatno širu primenu zbog dobrog odnosa cena – osobine. Za dodatno smanjenje težine vozila potrebni su novi materijali. Očekuje se da tu ulogu uskoro preuzmu UFG i nanostrukturni čelici. Glavna smetnja njihovoj široj primeni jeste veličina obratka koji se može dobiti trenutno postojećim IPD metodama poput ECAP-a, HPT-a i ARB-a. Međutim, u radu [158] prikazana je nova tehnika proizvodnje lima sa UFG strukturom metodom kombinovanja konvencionalnog valjanja i žarenja, čime se prevazilazi problem dimenzije obratka koji je karakterističan za IPD metode. Tom tehnikom proizvedeni su čelični limovi razne UFG mikrostrukture poput feritno-cementitne [158, 159] i višefazne [160] strukture.

Međutim, u industriji sportske opreme situacija je drugačija jer je učinak sportiste važniji od troškova proizvodnje [44]. Stoga jedan od prvih pokušaja primene UFZ metala u sportu predstavlja izrada bicikala visokih performansi [161] i štapa za golf (slika 2.39) [162].



Slika 2.39. Glava palice za golf obrađena sa IPD [162]

Komercijalizacija materijala dobijenih IPD trenutno privlači dosta pažnje zbog toga što je potencijal u ovoj inovativnoj oblasti veoma visok. Verovatnoća inovacije u određenoj grani industrije šematski je prikazana na slici 2.40 kao funkcija specifične čvrstoće materijala. Dijagram prikazuje da će UFZ materijali verovatno naći svoju primenu u uslovima ekstremne sredine ili tamo gde su zahtevane karakteristike materijala neuobičajeno visoke. Primeri oblasti koje imaju takve zahteve su biomedicina, avio i svemirska industrija, sport i sektor energije, gasa i nafte.



Slika 2.40. Potencijal inovacije kao funkcija čvrstoće materijala [19, 25]

Sledeći primeri ilustruju prednosti UFZ metala, kad povišena čvrstoća nije glavni razlog primene. Meta za spaterovanje kod fizičke depozicije iz parne faze (eng. physical vapor deposition – PVD) primer je prve komercijalne primene UFZ metala za masivne obratke [163].

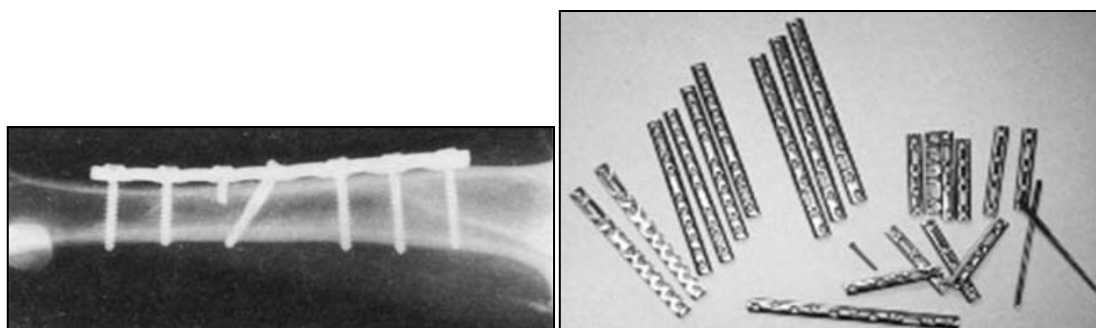


Slika 2.41. Meta za spaterovanje od UFZ metala [163]

Honeywell Electronic Materials, odeljak kompanije Honeywell International Inc., nudi UFZ aluminijumske i bakarne mete za spaterovanje prečnika 300 mm dobijene ECAP postupkom (slika 2.41) [163]. Mete se koriste za metalizaciju silikonskih priprema u proizvodnji

poluprovodnika. Glavna prednost UFZ meta jeste dobijanje ujednačenije prevlake, a posledica je smanjenog varničenja prilikom depozicije.

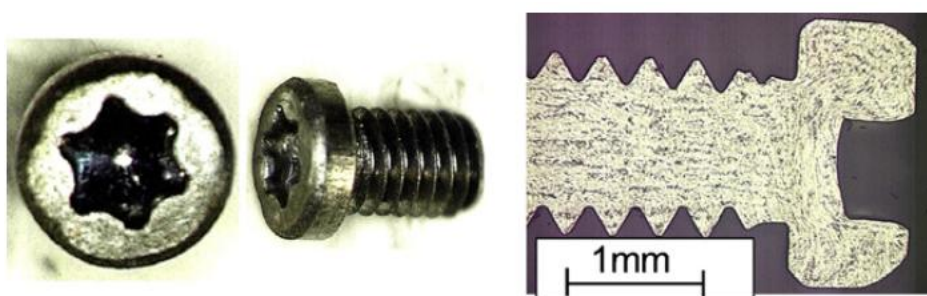
Uređaji za medicinu još jedan su primer kad zahtev za visokim performansama prevazilazi problem visokih troškova. Medicinski implantati napravljeni od UFZ metala samo su jedan primer. U njih spadaju implantati za stomatologiju, kuk i koleno, kao i razni zavrtnji, ploče i mreže koji se koriste u ortopediji. Obično se za njihovu izradu koriste legure kobalta i hroma, nerđajući čelik i titanijumske legure. Titanijumske legure se koriste zbog njihove visoke čvrstoće, niskog modula elastičnosti, dobre otpornosti na koroziju i dobre biokompatibilnosti. Komercijalno čist titanijum ima još veću biokompatibilnost od titanijumskih legura, ali se zbog niže čvrstoće ne koristi za izradu delova koji će biti visoko opterećeni. Međutim, ako se komercijalno čist titanijum podvrgne IPD i dodatno termomehanički tretira, njegov napon tečenja može se povećati do 1100 Mpa , što je uporedivo s naponom tečenja kod titanijumskih legura [164]. Titanijumski implantati, danas najčešći u upotrebi, imaju problem otpornosti na habanje i zamor. UFZ komercijalno čist titanijum taj nedostatak uspešno prevazilazi. Prvu komercijalnu primenu UFZ komercijalno čistog titanijuma izvela je češka kompanija Timplant, koja izrađuje stomatološke zavrtnje od UFZ titanijuma (slika 2.42) [22].



Slika 2.42. Implantati od nanostrukturnog titanijuma [22]

Dobre mehaničke osobine tog materijala omogućile su da se prečnik zavrtnja smanji sa $3,5$ na $2,4 \text{ mm}$ i na taj način omogući njegova upotreba na prednjim zubima (generalno) i posebno kod dece. Dodatno, vreme oporavka pacijenta nakon operacije je skraćeno, a integracija implanta sa telom pacijenta ubrzana.

Izgled i poprečni presek mikrozavrtnjeva od ugljeničnog čelika dobijeni ECAP-om na sobnoj temperaturi ilustruje slika 2.43 [165]. Nakon IPD deformabilnost je neznatno opala.



Slika 2.43. Mikrozavrtnji od ugljeničnog čelika dobijeni ECAP-om [165]

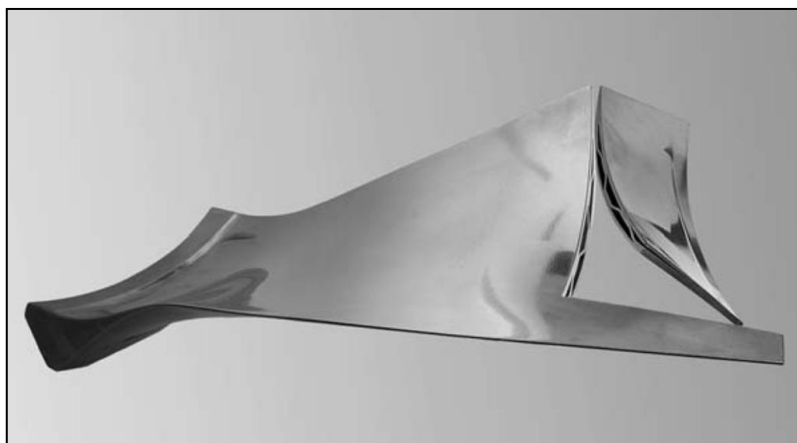
Zavrtnji od titanijumske legure dobijeni ECAP-om se uveliko koriste u auto i avio-industriji (slika 2.44) [166].



Slika 2.44. Zavrtnji visoke čvrstoće od titanijumske legure dobijeni ECAP-om [166]

U sadašnjem trenutku, primena superplastičnog deformisanja u komercijalne svrhe dostiže proizvodnju koja se meri hiljadama tona lima [167]. Kompanija Boeing koristi UFZ Ti-6Al-4V lim za poboljšanje obrade superplastičnom deformacijom. Na taj način je temperatura deformisanja snižena a vreme obrade skraćeno, što za posledicu ima izvanredno poboljšanje procesa [168].

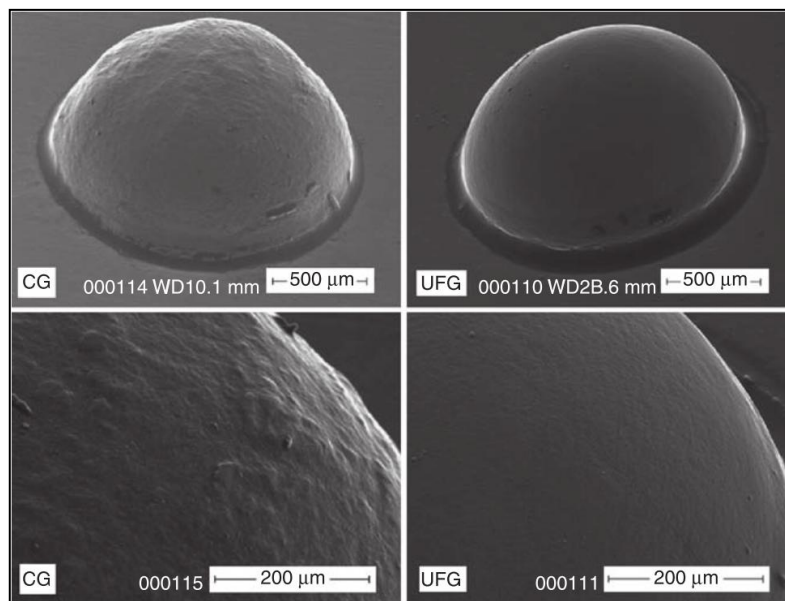
Korišćenjem lima od UFZ Ti-6Al-4V [169], temperatura pri izradi lopatice turbine može da se snizi za 200°C (slika 2.45).



Slika 2.45. Lopatica turbine dobijena kombinacijom IPD i superplastičnog deformisanja [169]

U poslednje vreme raste interesovanje za izradu delova veličine manje od jednog milimetra. Prilikom izrade zapremina materijala je toliko mala da se u nekim slučajevima deo sastoji od samo nekoliko kristalnih zrna. Udaljavanjem od polikristalne prirode materijala koji se obrađuje, javlja se problem nestabilnosti procesa i kvaliteta proizvoda. Korišćenjem UFZ metala u proizvodnji mikrodela mikropripremi imaju karakteristike polikristalnih materijala kako na površini, tako i unutar samog priprema. Primer boljeg kvaliteta obrađene

površine u slučaju priprema od UFZ AA1070 prikazan je na slici 2.46, gde se očituje drastično smanjenje efekta “pomorandžine kore” na površini obratka u poređenju s primpremkom od legura aluminijuma AA1070. Smanjenje hrapavosti veličine 30–50% primećeno je kod mikrogodanja [170] i rezanja optičkih površina dijamantskim alatom [171].



Slika 2.46. SEM slika mikrokomponente u obliku polulopte dobijene mikrorazvlačenjem od AA1070 i UFZ AA1070 lima [172]

Unapređenja su ostvarena i u procesu mikrosuprotnosmernog istiskivanja u obliku ujednačenijih mehaničkih svojstava poput tvrdoće [173] i dimenzione tačnosti mikrodelova [174].

Postupak dobijanja UFZ metala IPD-om veoma je aktuelan u poslednjoj deceniji. Istraživanja u vezi sa UFZ materijalom uglavnom su bila vezana za mikrostrukturu, dok su ispitivanja njihovih osobina kao i proizvodne metode prerade manje zastupljene. Naučnika koji se ovime bave na svetskom nivou tek je stotinak i do sada je objavljeno oko 3000 naučnih radova. Čak je objavljeno nekoliko monografija o ovoj temi [27, 41, 175] iz pera renomiranih svetskih naučnika – Valieva [17], Segala [27], Zehetbauera [175], Zhua [176–178] i Altana [41]. Takođe, postoje već ustaljene konferencije koje se bave dobijanjem UFZ metala IPD-om. Jedna od njih je internacionalna konferencija NanoSPD, prvi put održana 1999. godine u Moskvi, zatim 2002. u Beču, 2005. u Fukuoki itd. Uporedo s konferencijama, u Sjedinjenim Državama se bijenalno organizuje TMS skup posvećen UFZ materijalima. Slična manifestacija, sa temom zapreminskih nanomaterijala, organizuje se i u ruskom gradu Ufa počevši od 2007. Povremeno se organizuju i sekcije o nanomaterijalima na evropskim EMRS (European Materials Research Society) konferencijama, dok minisimpozijumi o nanostrukturnim materijalima i mikrodeformisanju postaju sve češći na evropskim ESAFORM konferencijama.

Veoma je korisna internet stranica www.nanospd.org koja nudi brojne informacije, uključujući i planirane skupove i konferencije. Pokretač je Međunarodni NanoSPD upravni odbor [44].

3. PREDMET, CILJ ISTRAŽIVANJA, HIPOTEZE

3.1. PREDMET I CILJ ISTRAŽIVANJA

U prethodnom poglavlju prezentovane su najznačajnije metode intenzivne plastične deformacije. Svaka od njih uzrokuje specifične promene u mikrostrukturi i mehaničkim osobinama materijala, te je njihov izbor veoma važan i direktno povezan sa funkcijom proizvoda.

Kreiranje novih metoda i alata u oblasti IPD omogućuje primenu ove tehnologije na širi spektar materijala, to jest na materijale slabijih mehaničkih karakteristika. Na taj način omogućena je supstitucija skupih materijala jeftinijim, ali poboljšanih mehaničkih i tehnoloških svojstava. Osim toga, mogućnost da se IPD može izvoditi na sobnoj temperaturi, direktno utiče na snižavanje troškova energije i ukupnih troškova proizvodnje materijala s ultrafinom strukturom.

Predmet istraživanja ove teze je tehnologija proizvodnje materijala s ultrafinom strukturom metodom intenzivne plastične deformacije u hladnom stanju. Kao što je u prethodnom poglavlju pokazano, metalni materijali fine strukture imaju mnogo bolja mehanička svojstva u odnosu na konvencionalne materijale, i na taj način mogu se stvarati lakše metalne konstrukcije. To je posebno značajno za avio-tehniku, kosmičku tehniku i druge oblasti. Posebno značajni segmenti u primeni UFZ su medicina i oblast mikroproizvoda.

Problem koji je rešavan u okviru ovoga rada je pronalaženje efikasnog postupka intenzivne plastične deformacije (IPD) za stvaranje sitnozrne strukture materijala u radnom komadu realnih i tehnički upotrebljivih dimenzija. Naime, već je pokazano da pojedine metode intenzivne plastične deformacije imaju ograničenja u pogledu dimenzija radnog predmeta, kao i temperature odvijanja procesa.

Cilj istraživanja definisan ovim radom bilo je kreiranje jednostavnog višefaznog postupka deformisanja u hladnom stanju koji će omogućiti postizanje visokih vrednosti stepena deformacije u obratku bez pojave oštećenja strukture materijala, što je uslov za stvaranje ultrafine strukture materijala. Stvaranje materijala s ultrafinom strukturom od jeftinog komercijalnog niskouglednog čelika takođe je bio cilj istraživanja.

3.2. HIPOTEZE

Za realizaciju postavljenog cilja predpostavlja se da postupak intenzivne plastične deformacije može realizovati metodom višefaznog sabijanja prizmatičnog obratka pomoću para identičnih alata V-profila, to jest pomoću V-alata. Hipoteza se temelji na činjenici da ovaj postupak omogućuje oblikovanje materijala u uslovima visokog hidrostatičkog pritiska, što omogućuje visoku deformabilnost materijala i obezbeđuje visoke vrednosti ukupne

plastične deformacije bez pojave oštećenja strukture materijala. Postupci plastičnog deformisanja materijala u kojima se postižu visoke vrednosti deformacije su preduslov za stvaranje ultrafine strukture materijala.

Predložena metoda intenzivne plastične deformacije koja se realizuje višefaznim postupkom sabijanja priprema kvadratnog polaznog oblika V-alatom (slika 4.1), osim mogućnosti ostvarivanja visokih vrednosti ukupne deformacije obezbeđuje i intenzivnu smičuću deformaciju po preseku radnog komada, što je jedan od preduslova za stvaranje ultrafine strukture materijala. Postupak sabijanja pomoću V-alata izvodi se višefazno, uz rotaciju radnog komada za 90° nakon izvršene faze deformisanja. Osim toga, pretpostavlja se da će višefazno deformisanje pomoću V-alata omogućiti:

- usitnjavanje kristalnih zrna materijala obratka,
- povećanje tvrdoće materijala obratka,
- povećanje čvrstoće materijala obratka,

S obzirom na literaturne rezultate istraživanja plastičnih svojstava materijala nakon IPD, pretpostavlja se da će materijal nakon višefaznog sabijanja V-alatima zadržati polaznu duktilnost.

4. METODE ISTRAŽIVANJA, MATERIJAL I OPREMA

4.1. KONCEPCIJA ISTRAŽIVANJA

Postavka istraživanja nastala je analizom mogućih varijanti realizacije intenzivne plastične deformacije u procesu sabijanja prizmatičnog priprema V-alatom.

Postizanje visokog stepena deformacije V-alatom može se ostvariti sabijanjem:

- u zatvorenom alatu s ograničenjem promene dužine radnog komada (ravansko deformaciono stanje),
- u otvorenom alatu s mogućnošću povećanja dužine priprema – troosno deformaciono stanje.

Analiza dokazuje da je iz praktičnih razloga povoljnija druga varijanta, jer je jednostavnija konstrukcija alata.

U pogledu uticaja koeficijenta trenja pri sabijanju V-alatom zaključeno je da proces deformisanja treba izvoditi uz prethodno podmazivanje uzoraka kako bi se umanjio efekat neravnomernosti deformacije uzduž sabijenog komada.

Pri izboru materijala za eksperimentalna istraživanja cilj je bio da se istraživanja izvedu na komercijalnom čeliku visoke platičnosti, pa je izabran čelik Č.1221. U pogledu polazne strukture odlučeno je da se pre izrade uzoraka izvede normalizacija materijala.

Suština istraživanja bila je da se postizanje cilja istraživanja realizuje preciznim planom teorijsko-eksperimentalnih istraživanja i da se efekti IPD ostvareni postupkom višefaznog deformisanja prizmatičnog priprema V-alatom, identifikuju primenom savremenih metoda ispitivanja mikrostrukture, mehaničkih i plastičnih svojstava novonastalog materijala.

Koncepcija istraživanja višefaznog sabijanja materijala u procesima intenzivne plastične deformacije temeljena je na oblikovanju serije uzoraka pomoću V-alata različitim brojem faza. Maksimalni broj faza sabijanja limitiran je tehnološkim mogućnostima procesa, to jest pojavom razaranja materijala. Nakon toga, predviđeno je da se na višefazno deformisanim uzorcima detaljno ispituju nastale promene u mikrostrukturi i mehaničkim svojstvima materijala te da se proverí osnovna hipoteza istraživanja, kojom je pretpostavljeno da proces višefaznog sabijanja V-alatom ima osobine procesa IPD.

Istraživanje je vršeno na niskougleničnom čeliku – Č.1221, kao materijalu široko primenjenom u industrijskoj praksi, jeftinom i lako dostupnom.

4.2. METODOLOGIJA ISTRAŽIVANJA

Proučavanje efekata višefaznog sabijanja prizmatičnog priprema V-alatom realizovana su primenom različitih teorijsko-eksperimentalnih metoda i metode numeričke simulacije, uz prethodno definisanje detaljnog plana istraživanja.

4.3. PLAN ISTRAŽIVANJA

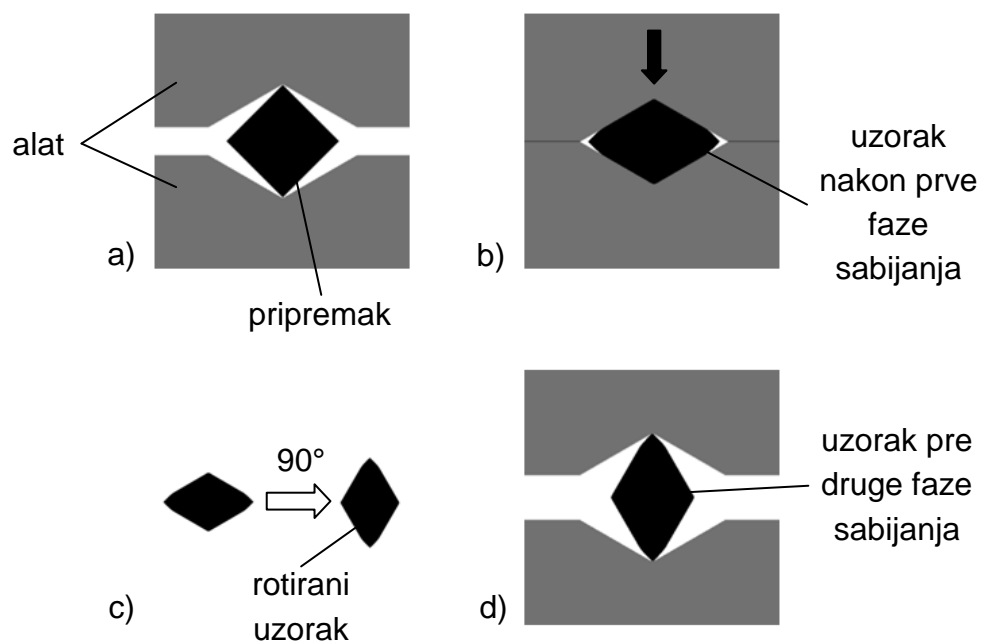
Teorijsko-eksperimentalna istraživanja uticaja visoke plastične deformacije na strukturu i mehanička svojstva materijala u procesu višefaznog sabijanja prizmatičnog pripremkama pomoću V-alata sprovedena su u skladu sa ciljem, koncepcijom i planom istraživanja.

Globalni plan istraživanja obuhvata sledeće aktivnosti:

- Teorijsku analizu procesa sabijanja V-alatom sa aspekta intenzivne plastične deformacije;
- Definisanje geometrije V-alata i geometrije uzorka;
- Izbor materijala za uzorke i definisanje prethodne termičke obrade;
- Simulaciju procesa sabijanja V-alatom;
- Eksperimentalna istraživanja procesa višefaznog sabijanja V-alatom;
- Ispitivanje karakteristika materijala nakon sabijanja (po fazama oblikovanja).

4.4. TEORIJSKA ANALIZA SABIJANJA V-ALATOM

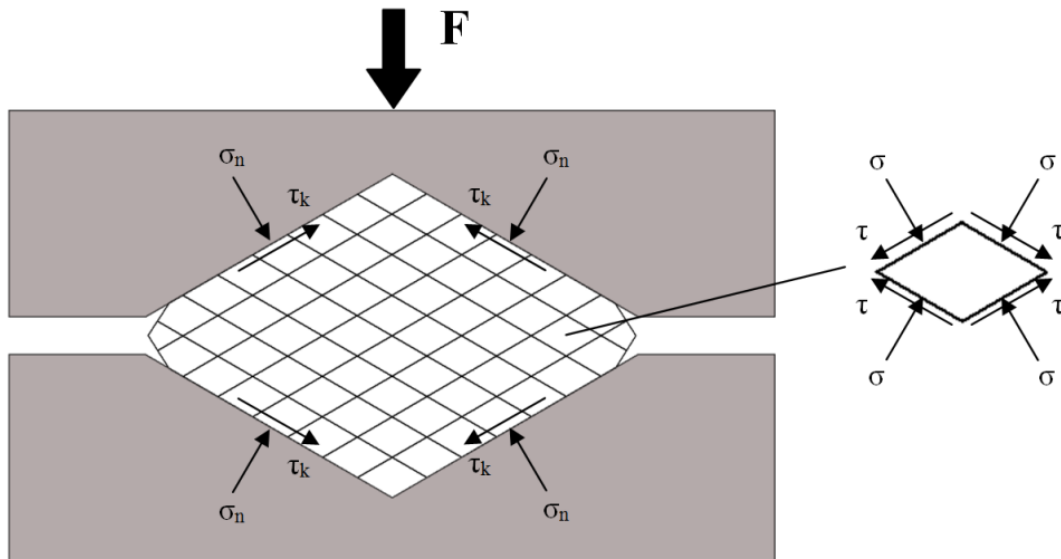
U ovom radu je promovisana nova metoda intenzivne plastične deformacije – višefazno sabijanje V-alatom. Šema procesa prikazana je na slici 4.1. Pripremak kvadratnog poprečnog preseka određene dužine postavlja se između dva identična alata V-profila (slika 4.1a). Kretanjem gornjeg alata nadole započinje prva faza sabijanja. Proces traje sve dok se alat ne zatvori u potpunosti, to jest do kontakta gornjeg i donjeg alata (slika 4.1b).



Slika 4.1. Nova metoda intenzivne plastične deformacije – sabijanje V-alatom:
 a) prva faza – početak procesa, b) završetak prve faze,
 c) rotiranje uzorka za 90° oko uzdužne ose, d) alat i obradak na početku druge (i-te) faze sabijanja

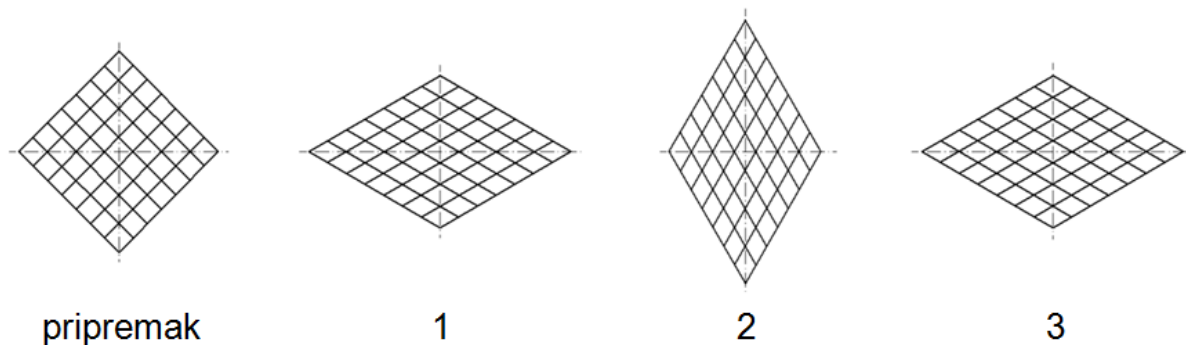
Nakon prve faze sabijanja, obradak se vadi iz radnog prostora prese i rotira za 90° u odnosu na uzdužnu osu (slika 4.1c) i ponovo vraća u radni prostor alata (slika 4.1d) nakon čega je moguće započeti drugu fazu sabijanja.

Naizmenično sabijanje i okretanje uzorka moguće je sve dok se ne pojavi pukotina na obratku ili dok hod alata u određenoj fazi sabijanja ne postane toliko mali, da sabijanje više nije moguće. Tokom sabijanja, alat izaziva pritisno naponsko stanje u obratku, što povoljno utiče na deformabilnost materijala (slika 4.2).



Slika 4.2. Naponsko stanje u uzorku pri sabijanju V-alatom

Promena oblika mreže, nanete na čeonu površinu priprema, iz kvadratnog u romboidni ukazuje na intenzivno smicanje u procesu deformisanja (slika 4.3). Pored promene oblika i dimenzija poprečnog preseka uzorka javlja se i blago izduživanje uzorka, jer alatom nije ograničeno tečenje materijala u aksijalnom pravcu uzorka. Evidentno izduženje uzorka smanjuje njegov poprečni presek po fazama sabijanja, time i efektivni hod alata, a i smanjuje efektivnu deformaciju po fazi sabijanja i ukupan broj faza sabijanja.



Slika 4.3. Promena oblika mreže po fazama sabijanja

Prednosti višefaznog sabijanja alatima V-oblika u odnosu na druge metode IPD:

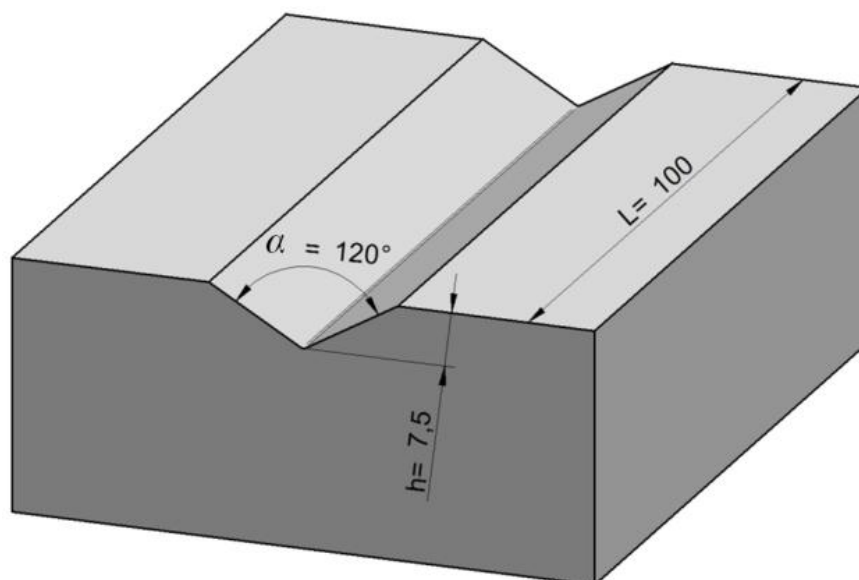
- Jednostavna geometrija alata i priprema;
- Pritisno naponsko stanje u uzorku umanjuje mogućnost pojave razaranja materijala – omogućuje postizanje visokih vrednosti ukupne deformacije;
- Evidentne su visoke vrednosti ukupne, to jest, smičuće deformacije, što je uslov za profinjenje (usitnjavanje) mikrostrukture materijala;
- Postoji mogućnost korišćenja uzoraka različite početne dužine u istom alatu;
- Tehnološki jednostavniji proces u odnosu na druge postupke IPD;
- Deformisanje je moguće sprovesti na sobnoj i povišenoj temperaturi;
- Niski troškovi izrade alata i priprema;
- Mogu se ispitivati različiti metalni materijali (čelik, obojeni metali i njihove legure).

Nedostaci ovog postupka:

- Različite vrednosti efektivne deformacije u poprečnom preseku obratka;
- Blago izduženje uzorka i smanjenje poprečnog preseka;
- Blagi efekat buričenja na uzorku u uzdužnom pravcu.

4.5. DEFINISANJE GEOMETRIJE ALATA I GEOMETRIJE UZORAKA

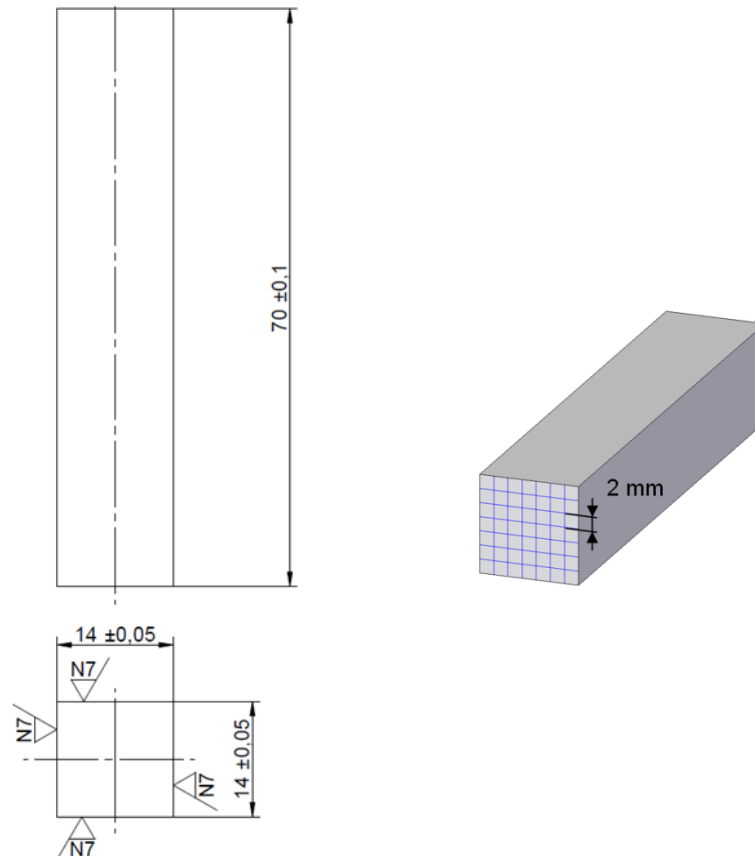
Geometrija radnih površina alata određena je na osnovu kriterijuma efikasnosti procesa sabijanja s aspekta veličine deformacije i sigurnosti odvijanja procesa. Osnovne elemente geometrije alata čine ugao alata α i dubina alata h . Detaljnom analizom utvrđeno je da je optimalna vrednost ugla alata $\alpha = 120^\circ$ i dubina alata $h = 7,5 \text{ mm}$. Ovako definisane dimenzije alata određuju površinu kalibra alata, koja u ovom slučaju iznosi $A = 194,82 \text{ mm}^2$.



Slika 4.4. Geometrija V-alata

Na osnovu veličine poprečnog preseka gravure (šupljine) alata izabrane su polazne dimenzije uzorka kvadratnog oblika dužine stranice 14 mm , odnosno površine poprečnog

preseka $A_0 = 196 \text{ mm}^2$. Dužina uzorka ($l_0 = 70 \text{ mm}$) izabrana je s obzirom na opterećenje alata i želju da se umanju aksijalna deformacija pri sabijanju.



Slika 4.5. Prizmatični uzorak: a) dimenzije uzorka za višefazno sabijanje, b) merna mreža $2 \times 2 \text{ mm}$ na čeonj površini pripremljena

Uzorci za višefazno sabijanje izrađeni su iz sredine šipke kružnog preseka prečnika 28 mm , čime se uklanjaju površinske mikropukotine koje mogu nastati prilikom valjanja materijala. Dimenzije uzorka i kvalitet obrađene površine prikazani su na slici 4.5a, a na slici 4.5b merna mreža dimenzija $2 \times 2 \text{ mm}$ naneta mehaničkim narezivanjem radi eksperimentalnog određivanja deformacija po fazama sabijanja.

4.6. MATERIJAL, TERMIČKA OBRADA

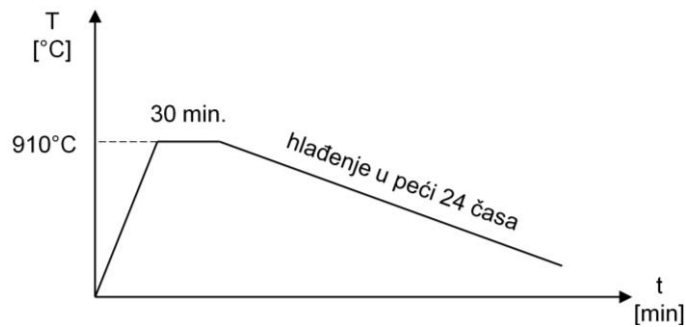
Čelik Č.1221 kao polazni materijal izabran je za eksperimentalna istraživanja procesa višefaznog sabijanja V-atom. Čelik Č.1221 je materijal koji se može cementirati pa se često koristi u industriji zbog svojih osobina i pristupačne cene. Izabrani materijal proizvela je italijanska firma Stilma S.p.A. u obliku svetlo vučene šipke prečnika $\text{Ø } 28 \text{ mm}$.

Hemijski sastav polaznog materijala određen je optičko-emisionim spektrometrom ARL 2460. Analiza je izvedena u Livnici "Kikinda" u Kikindi. Rezultate analize donosi tabela 4.1.

Tabela 4.1. Hemijski sastav Č.1221

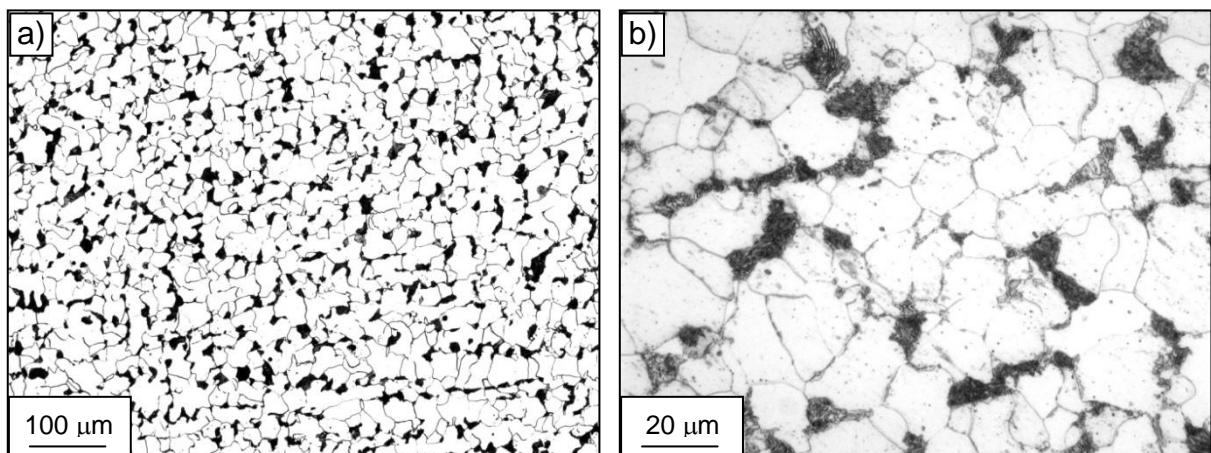
masa %	C	Si	Mn	S	Cr	P	Al	Cu	Mo	Ni
Č.1221	0.17	0.25	0.516	0.019	~0.017	0.015	0.022	0.140	0.045	0.214
nesigurnost	±0.01	±0.01	±0.015	±0.001	-	±0.001	±0.002	±0.003	±0.002	±0.010

Nakon izrade uzoraka za višefazno sabijanje, materijal je podvrgnut normalizaciji radi eliminacije zaostalih napona nakon primarnog oblikovanja polaznog materijala (svetlo vučenje). U tu svrhu je korišćen režim termičke obrade šematski predstavljen na slici 4.6. Termička obrada je vršena u argonskoj (Ar) zaštitnoj atmosferi, u laboratorijskoj komornoj peći za termičku obradu u Metalografskoj laboratoriji DPM (UNS-FTN).



Slika 4.6. Dijagram termičke obrade uzoraka od Č.1221

Mikrostruktura materijala priprema nakon termičke obrade ispitana je svetlosnim mikroskopom na Departmanu za proizvodno mašinstvo u Laboratoriji za ispitivanje materijala (Metalografska laboratorija, UNS-FTN). Prilikom ispitivanja na svetlosnom mikroskopu Leitz "Orthoplan" uzorci su nagrizeni 3% nitalom (3% rastvor azotne kiseline u alkoholu). Mikrostruktura polaznog materijala prikazana je na slici 4.7, a sastoji se od zrna ferita (svetla polja) i kolonija lamelnog perlita (tamna polja). Zapreminski udeo ferita u mikrostrukturi koji iznosi 85% određen je programskim paketom ImageJ [179]. Srednja veličina feritnih zrna po ASTM-u iznosi 8,5 uz prosečnu veličinu prečnika zrna od 19 μm .

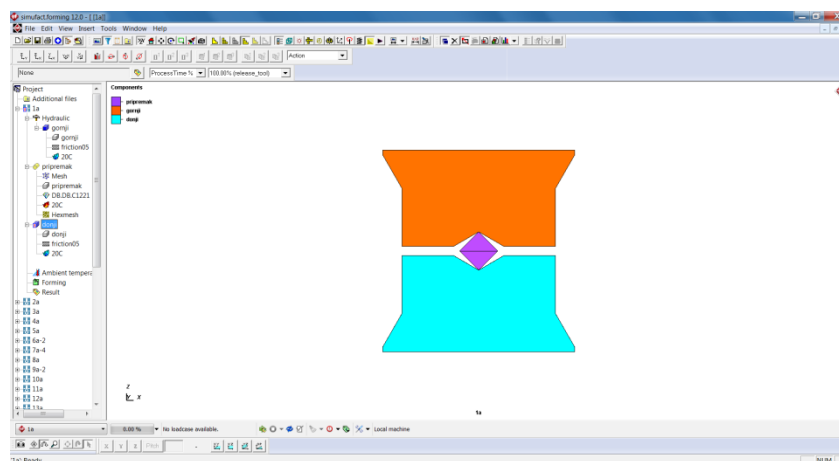


Slika 4.7. Mikrostruktura nedeformisanog uzorka:
a) uvećanje 100X, b) uvećanje 500X

4.7. SIMULACIJA VIŠEFAZNOG SABIJANJA V-ALATOM

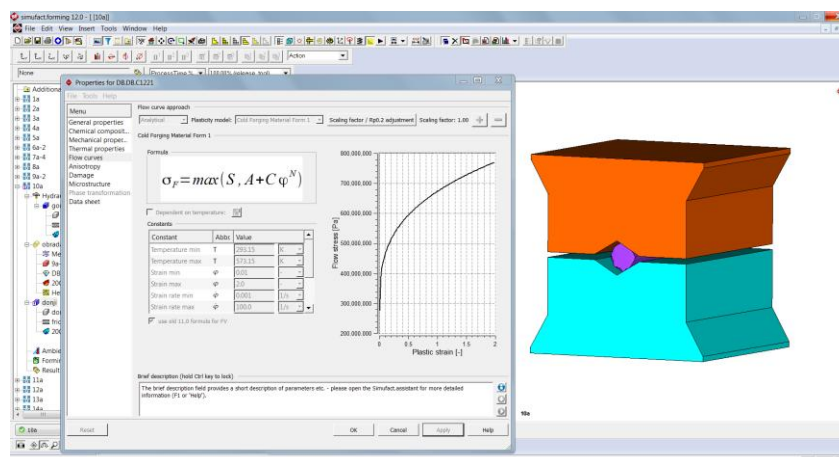
Analiza procesa tehnologije plastičnog deformisanja podrazumeva određivanje naponsko-deformacionog stanja po zapremini obratka, zatim komponenti brzina deformacije i brzine deformisanja, određivanje parametara procesa – deformacione sile i deformacionog rada i drugih parametara.

Metoda numeričke simulacije daje kompleksne informacije o naponima, deformacijama, tečenju metala, parametrima procesa i dr. Za simulaciju procesa višefaznog sabijanja pomoću V-alata u ovom radu je korišćen softverski paket Simufact.Forming12 [180], koji je baziran na metodi konačnih elemenata. Za razliku od drugih programa slične namene, ovaj paket je veoma intuitivan, jer način pripreme simulacije podseća na stvarni proces sabijanja pri kojem je neophodno definisati geometriju alata, odabrati mašinu, materijal, trenje između alata i obratka, definisati hod alata i druge parametre simulacije. Na slici 4.8 prikazan je sadržaj ekrana pre početka prve faze sabijanja.



Slika 4.8. Postavka ekrana Simufact.Forming programa za slučaj prve faze sabijanja

Slika 4.9 prezentuje prozor u okviru Simufact.Forming programa u kojem se zadaje kriva tečenja materijala koji će biti korišćen u simulaciji.



Slika 4.9. Definisane krive tečenja materijala u Simufact.Formingu

Za simulaciju procesa neophodni su ulazni parametri koji treba što vernije da opišu realne uslove izvođenja procesa. U nastavku su predstavljeni ulazni parametri simulacije (tabela 4.2).

Tabela 4.2. Ulazni parametri simulacije

simulirani proces:	hladno sabijanje
vrsta analize:	3D, osnosimetrična
dimenzije alata:	slika 4.4
materijal alata:	kruto telo
dimenzije priprema:	slika 4.5a
materijal priprema:	Č.1221
kriva tečenja polaznog materijala	$k = 698,6841 \cdot \varphi_e^{0,1723} [MPa]$
temperatura alata, obratka i okoline:	20 °C
vrsta trenja:	konstantno
faktor trenja:	m=0,25
brzina deformisanja:	1 mm/s
broj konačnih elemenata obratka:	~ 30000
veličina konačnog elementa obratka:	0,8 mm

Kao rezultat simulacije procesa sabijanja dobijaju se brojni podaci. U ovom radu prikazani su sledeći:

- distribucija efektivne deformacije,
- distribucija efektivnog napona,
- kontaktni naponi,
- hidrostatički napon,
- deformaciona sila i dr.

4.8. EKSPERIMENTALNA ISTRAŽIVANJA

Eksperimentalna istraživanja procesa višefaznog sabijanja prizmatičnog priprema pomoću V-alata obuhvataju:

- višefazno sabijanje prizmatičnih uzoraka;
- snimanje dijagrama sile u zavisnosti od hoda alata;
- merenje dimenzija uzorka i skeniranje merne mreže na čelu uzorka nakon sabijanja;
- ispitivanje mikrostrukturnih promena materijala po fazama sabijanja;
- ispitivanje mehaničkih karakteristika materijala;
- ispitivanje površine preloma nakon testa zatezanja (provera duktilnosti materijala);

- ispitivanje deformabilnosti materijala nakon višefaznog sabijanja V-alatom.

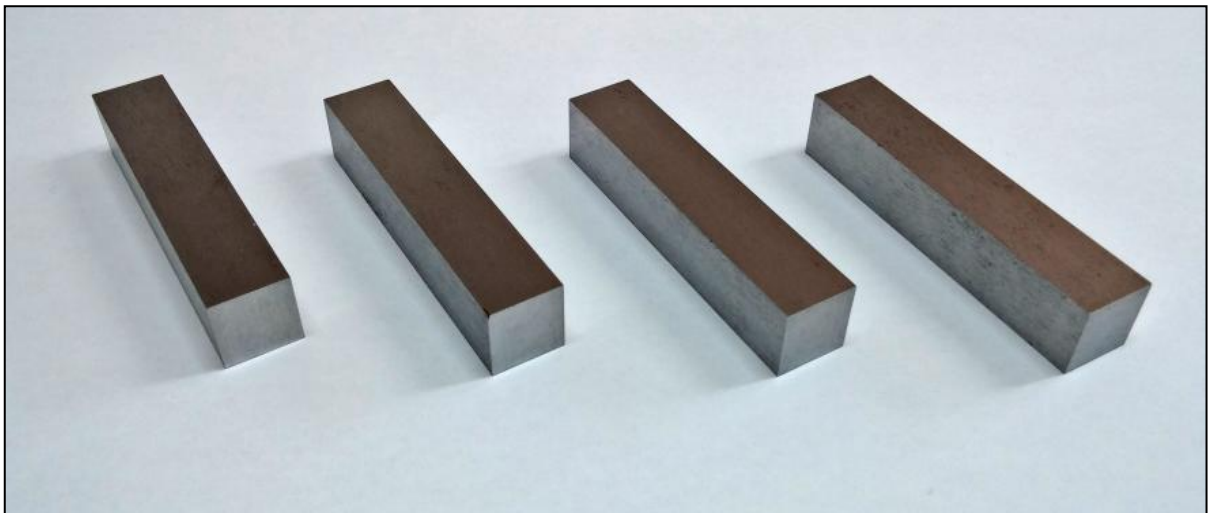
4.8.1. EKSPERIMENTALNO SABIJANJE V-ALATOM

Eksperimentalna istraživanja mogućnosti uvođenja višefaznog procesa sabijanja prizmatičnog uzorka pomoću alata V-profila u operacije IPD izvedena su prema planu eksperimenta, na seriji uzoraka prema tabela 4.3. Broj faza sabijanja određenog uzorka definisan je indeksom uz oznaku "S" na uzorku. Tako je, na primer, uzorak sa oznakom S12 deformisan sa 12 faza itd.

Tabela 4.3. Oznake uzorka po fazama sabijanja

Br. Faza sabijanja	0	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12	13	14	15	16	17	18
Oznaka uzorka	S0	S1	S2	S3	S4	S5	S6	S7	S8	S9	S10	S11	S12	S13	S14	S15	S16	S17	S18

Izgled uzoraka pre sabijanja dat je na slici 4.10.



Slika 4.10. Uzorci pre sabijanja

Uzorci su deformisani V-alatom čiju geometriju donosi slika 4.4 a koji je postavljen na hidrauličnu presu Sack&Kiesellbach, nominalne sile 6,3 MN u Laboratoriji za tehnologiju plastičnog deformisanja (UNS-FTN). Brzina kretanja pritiskivača – stola prese iznosila je 0,5 mm/s.

Sila i hod prese tokom sabijanja mereni su Spider 8 Hottinger Baldwin Messtechnik sistemom za akviziciju podataka. Uzorci su sabijani različitim brojem faza predstavljenim u tabeli 4.3.

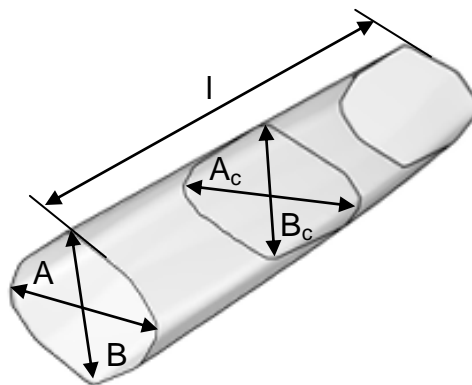
Sabijanje je izvedeno na sobnoj temperaturi. Pre početka sabijanja uzorci su podmazivani mineralnim uljem.



Slika 4.11. V-alat za višefazno sabijanje postavljen na hidrauličnu presu

4.8.2. ODREĐIVANJE PROSEČNIH DEFORMACIJA

Prosečne deformacije na osama uzorka određivane su na osnovu gabaritnih dimenzija uzorka pre i nakon određene faze deformacije primenom jednačina (4.1) do (4.4). Ove deformacije su određivane u površini čela i u središtu uzorka nakon određene faze sabijanja na osnovu dimenzija preseka prema slici 4.12.



Slika 4.12. Dimenzije uzorka nakon sabijanja

4.8.3. ODREĐIVANJE DEFORMACIJA METODOM MERNE MREŽE

Metoda utvrđivanja deformacija pomoću merne mreže se često koristi za eksperimentalnu proveru deformacionog stanja u procesima obrade lima i zapreminskog deformisanja [181, 182].

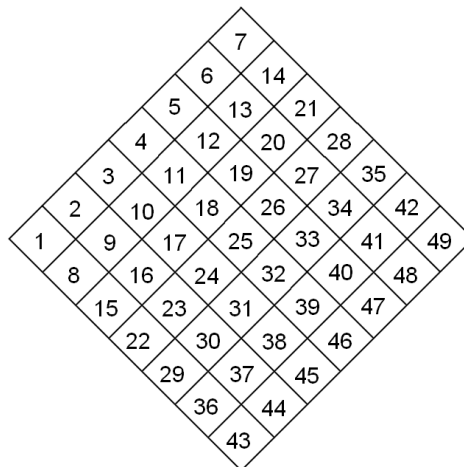
Metoda je primenljiva za određivanje deformacija na spoljnim površinama uzorka. Za nanošenje mreže na uzorak koriste se različite metode:

- elektrohemijski postupak,
- fotopostupak,
- lasersko označavanje,
- mehaničko obeležavanje.

Za veće deformacije najčešće se primenjuje postupak mehaničkog nanošenja merne mreže, a kao instrument za nanošenje mreže koriste se oštra igla, strugarski nož i dr. Za određivanje deformacija na uzorcima sabijanim V-alatom, pre deformisanja na čeone površine uzorka mehaničkim postupkom naneta je kvadratna merna mreža dimenzija $2 \times 2 \text{ mm}$.

Čeona površina priprema i uzoraka nakon svake faze sabijanja snimana je kompjuterskim skenerom. Upotrebom skeniranih slika i programskog paketa ImageJ izračunata je površina poprečnog preseka.

Merenjem dijagonala mernih ćelija na uzorku (ukupno 49) (slika 4.13) moguće je odrediti komponente deformacije u glavnim pravcima i efektivnu deformaciju.



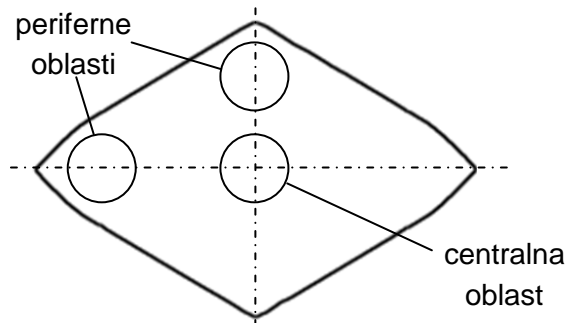
Slika 4.13. Ćelije merne mreže na uzorku

Intenzivno smicanje prilikom sabijanja izaziva promenu oblika ćelije. Merenjem dijagonala ćelije između dve faze sabijanja određene su komponente deformacija u dva međusobno upravna pravca i prosečna deformacija uzduž ose uzorka primenom metodologije iz poglavlja 4.4. Ukupna deformacija u određenoj fazi i u posmatranoj ćeliji određena je sumiranjem odgovarajućih komponenti iz prethodnih faza sabijanja. Rezultati su prikazani u poglavlju 5.5.

4.8.4. ANALIZA MIKROSTRUKTURE DEFORMISANIH UZORAKA SKENING ELEKTRONSKIM MIKROSKOPOM (SEM)

Ispitivanje mikrostrukture SEM-om izvedeno je na JEOL JSM-6460LV uređaju, instaliranog u Univerzitetском centru za elektronsku mikroskopiju u Novom Sadu [183]. Pre ispitivanja, na površinu uzorka nanet je tanak sloj zlata debljine do 5 nm . Prilikom ispitivanja

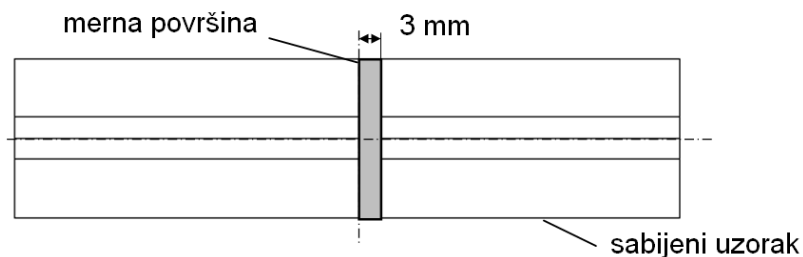
analizirane su centralna i periferne oblasti uzorka, zbog razlike u efektivnoj deformaciji, tečenju materijala i mikrostrukтури poprečnog preseka (slika 4.14).



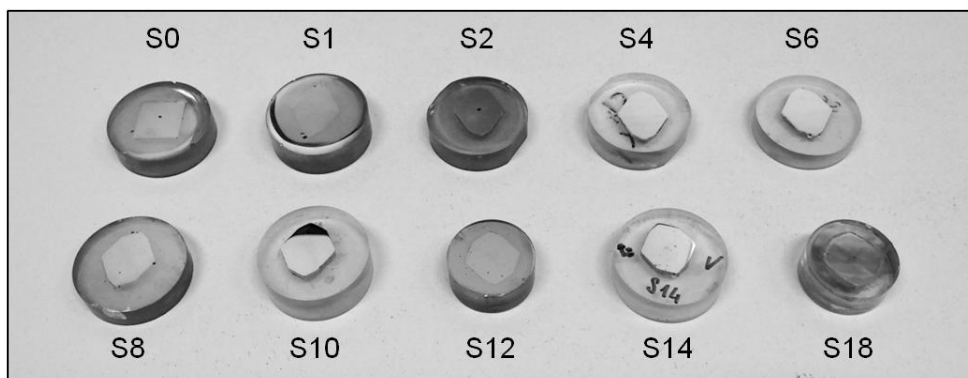
Slika 4.14. Zone SEM analize na uzroku

Priprema uzoraka za ispitivanje svetlosnim i skening elektronskom mikroskopom obavljena je standardnom metalografskom tehnikom. Analiziran je poprečni presek priprema i sabijenih uzoraka.

Uzorci za ispitivanje mikrostrukture svetlosnim i skening elektronskim mikroskopom debljine 3 mm su isecani iz sredine sabijenog uzorka nakon određenog broja faza sabijanja. Iz osnovnog uzorka dobijenog višefaznim sabijanjem uzorci su isecani pomoću tankog točila, uz intenzivno hlađenje vodom (slika 4.17). Izrezani uzorci su potom zaliveni u polimerni nosač, nakon čega je usledila priprema uzoraka za metalografska ispitivanja. Uzorci su brušeni SiC papirima finoće 240, 600, 1000, 2000, 4000 i polirani dijamantskom pastom finoće 6, 3 i 1 μm . Na slici 4.16 ilustrovan je izgled uzoraka nakon pripreme, koji su deformisani brojem faza sabijanja definisanim indeksom uz oznaku "S".



Slika 4.15. Isecanje uzorka iz obratka



Slika 4.16. Uzorci pripremljeni za metalografska ispitivanja

Za analizu prelomljene površine nakon ispitivanja epruvetâ zatezanjem skening elektronskim mikroskopom, nije bilo posebne pripreme uzoraka, osim nanošenja tankog sloja zlata debljine do 5 nm.

4.8.5. ANALIZA MIKROSTRUKTURE DEFORMISANIH UZORAKA TRANSMISIONIM ELEKTRONSKIM MIKROSKOPOM (TEM)

Za preciznije ispitivanje strukture materijala nakon određenog broja faza sabijanja, korišćen je transmisioni mikroskop (TEM). Ispitivanja strukture primenom TEM-a izvedena su u specijalizovanim laboratorijama na Tajvanu, mikroskopima triju različitih proizvođača:

- JEOL JEM-2010 (EM 2011) – National Chung Cheng University, Minxiong, Taiwan, R.O.C. (slika 4.17a),
- FEI Tecnai G2 – Southern Taiwan University of Technology, Tainan, Taiwan, R.O.C. (slika 4.17b),
- FEI Tecnai (F20) – MA-tek, Hsinchu, Taiwan, R.O.C.

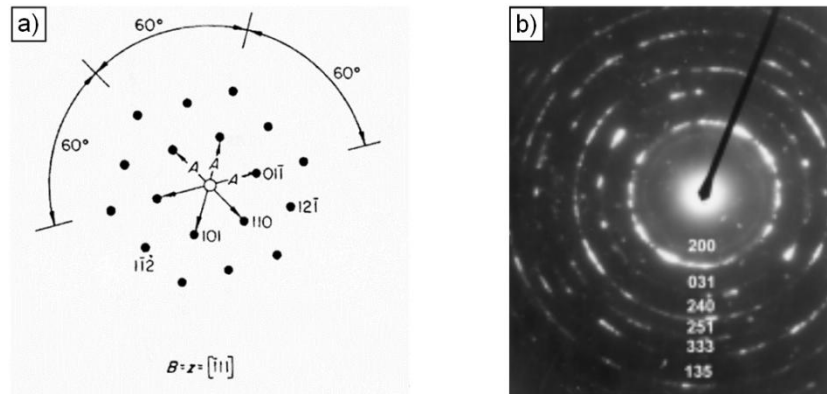


*Slika 4.17. Transmisioni elektronski mikroskop:
a) JEOL JEM-2010 (EM 2011), b) FEI Tecnai G2*

U ispitivanju korišćena je metoda svetlog polja (eng. bright field), kao i difrakcija izabrane površine (eng. selected area diffraction – SAD). Difrakciona merenja su vršena programskim paketom ImageJ.

Prilikom analize difrakcione slike monokristala izmereni su rastojanje i uglovi difrakcija u odnosu na transmisioni snop, pa upoređeni sa difrakcijama poznatih materijala i njihovih kristalnih rešetki. Konstituenti polaznog materijala – niskougleničnog čelika Č.1221 jesu ferit

i cementit. Difrakcija iz jednog feritnog zrna u pravcu [111] data je na slici 4.18a, a na slici 4.18b difrakciona slika ortorombičnog cementita (Fe_3C).



Slika 4.18. Difrakcione šeme:
 a) pravac [111] zapreminski centrirane kubne rešetke [184],
 b) difrakciona ortorombičnog cementita [185]

Analizom difrakcionih slika dobijenih s polikristalnog materijala izračunavan je odnos (N) unutrašnjeg (d_u) i spoljašnjeg (d_s) prečnika prstena prema jednačini:

$$N = \sqrt{\frac{d_s^2}{d_u^2}} \quad (2.11)$$

Poređenjem izračunatih vrednosti s vrednostima u tabeli 4.4 može se odrediti tip kristala koji je analiziran.

Tabela 4.4. Vrednost odnosa prečnika prstenova za različite kristalne strukture [184]

površinski centrirana kubna rešetka	$N = 3, 4, 8, 11, 12, 16, 19, 20$
zapreminski centrirana kubna rešetka	$N = 2, 4, 6, 8, 10, 12, 14, 16, 18, 20$

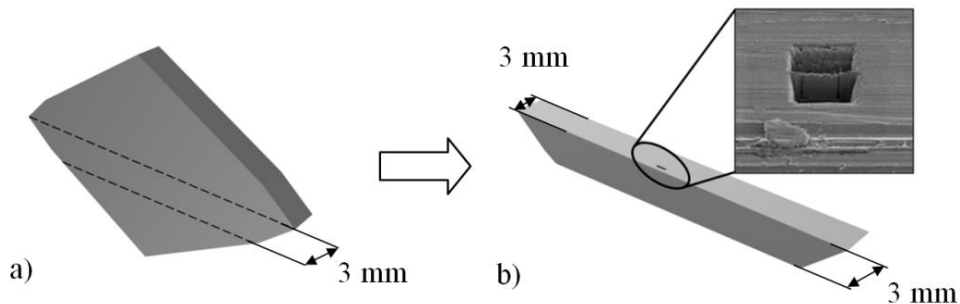
Za ispitivanje transmisijom elektronskim mikroskopom uzorak je pripreman fokusiranim jonskim snopom (eng. focused ion beam – FIB) pomoću uređaja proizvođača Quanta 3D FEG [186], koji se nalazi na National Chung Cheng University, Minxiong, Taiwan, R.O.C (slika 4.19).

Za analizu na transmisijom elektronskom mikroskopu uzorci su pripremani na sledeći način.



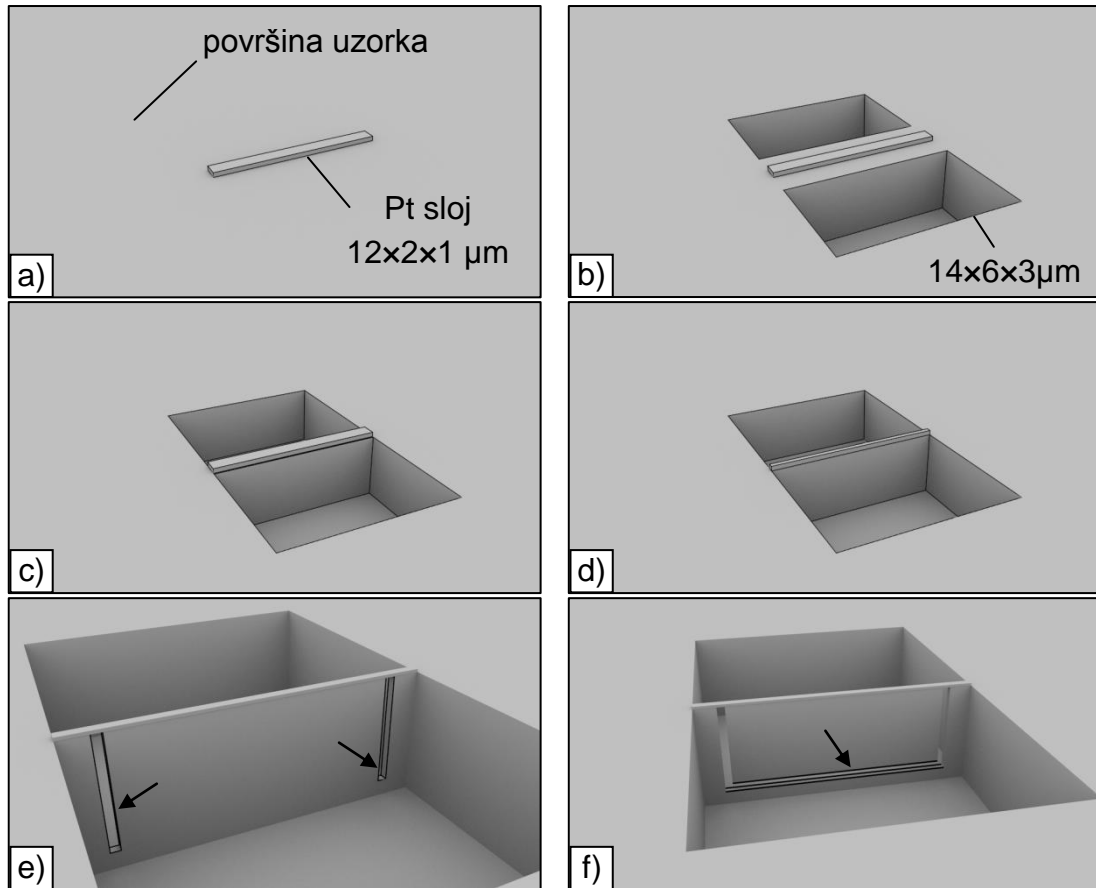
Slika 4.19. Quanta 3D FEG FIB (National Chung Cheng University)

Iz sedišta masivnog uzorka koji je dobijen sabijanjem pomoću V-alata određenim brojem faza prema, planu eksperimenta, isečen je uzorak debljine 3 mm (slika 4.20a), od kojeg je isecanjem po dijagonali izrađen manji prizmatični uzorak (slika 4.20b). Primenom jonskog snopa izrađen je finalni uzorak za TEM.



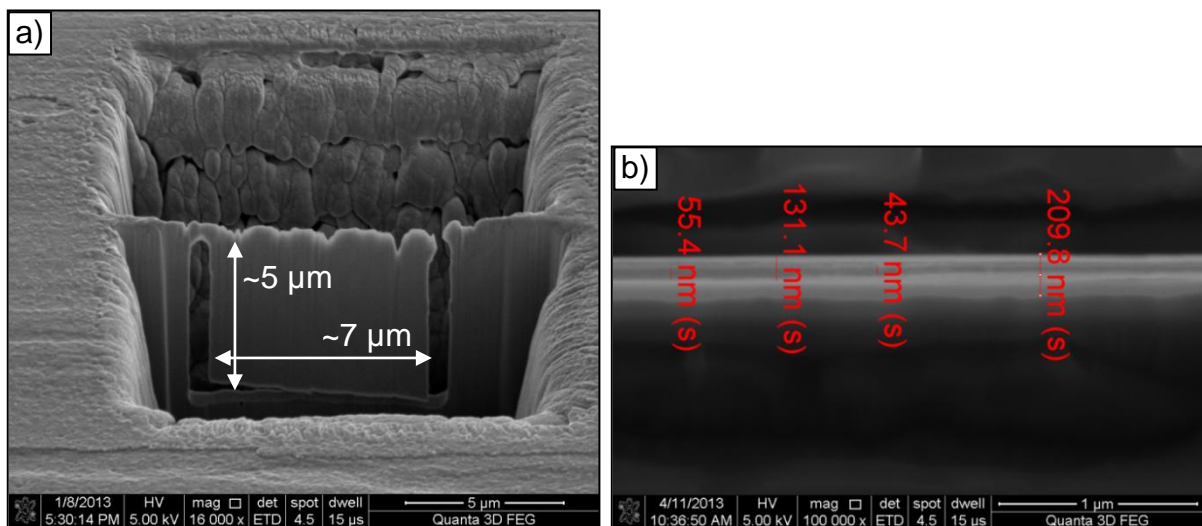
Slika 4.20. Priprema uzoraka za TEM pomoću FIB-a

Nakon odabira odgovarajućeg mesta na kome će biti napravljen TEM uzorak, na površinu prizmatičnog uzorka (slika 4.20b) nanet je zaštitni sloj od Pt, dimenzija $12 \times 2 \times 1 \mu\text{m}$ (slika 4.21a). Zatim se postupkom jonskog glodanja (eng. ion milling) strujom od 15 nA uklanja materijal zapremine $14 \times 6 \times 3 \mu\text{m}$ (slika 4.21b). Blažim režimom obrade – strujom jačine oko 3 nA, uklanja se manja količina materijala (slika 4.21c). Finalna debljina TEM uzorka dostiže se pomoću struje jačine 1 nA (slika 4.21d), kada je količina uklonjenog materijala u tom režimu veoma mala. Kako bi uzorak mogao lako da se odlomi i prihvati, neophodno je ukloniti materijal u vertikalnom (slika 4.21e, crne strelice) i horizontalnom pravcu (slika 4.21f, crna strelica).



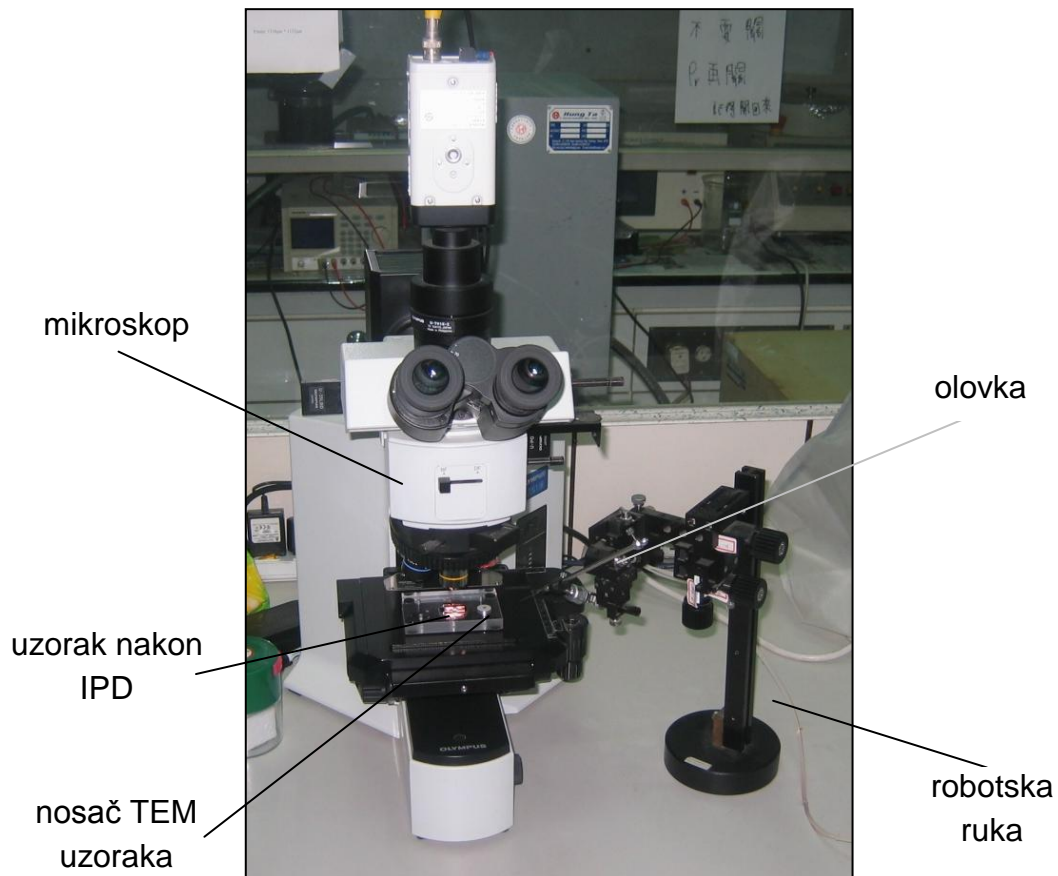
Slika 4.21. Faze pripreme TEM uzorka pomoću FIB-a
 a) nanošenje sloja platine, b) grubi režim jonskog glodanja
 c) srednji režim jonskog glodanja, d) fini režim jonskog glodanja
 e) horizontalno, f) vertikalno uklanjajuće glodanje materijala

Uobičajene dimenzije uzoraka za TEM koje se mogu dobiti ovim FIB uređajem iznose približno $7 \times 5 \mu\text{m}$, dok debljina uzorka varira $100\text{--}200 \text{ nm}$ (slika 4.22). Prosečno vreme izrade jednog uzorka za TEM pomoću FIB-a iznosi oko 35 minuta.



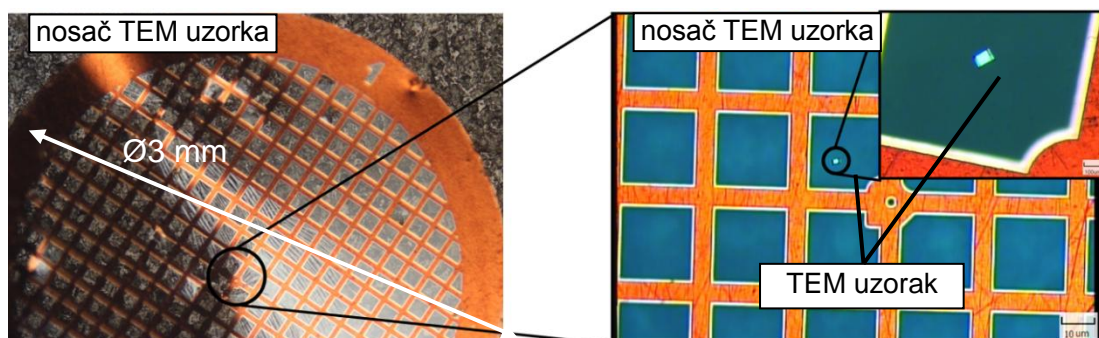
Slika 4.22. TEM uzorak: a) dužina i širina TEM uzorka,
 b) debljina TEM uzorka dobijena FIB-om

Nakon izrade TEM uzorka FIB-om, neophodno je isti premestiti na nosač TEM uzoraka. U tu svrhu korišćena je robotska ruka instalirana na Departmanu za mašinstvo, National Chung Cheng University, na koju je postavljena “olovka” od polimera koja ima veoma oštar vrh. Oštar vrh, zajedno s preciznim pomeranjem robotske ruke, omogućuje adekvatnu manipulaciju TEM uzorka (slika 4.23). Manipulacija se posmatra pomoću mikroskopa povezanog sa računarom.



Slika 4.23. Postavljanje TEM uzorka na nosač uzoraka pomoću robotske ruke

Vreme postavljanja uzorka na nosač za analizu na TEM-u obično iznosi oko 45 minuta. Uzorak je dobro namontiran na nosač kada je najvećom površinom paralelno naslonjen na držač. Na slici 4.24 prikazan je TEM uzorak pravilno postavljen na nosač.



Slika 4.24. TEM uzorak na nosaču uzoraka

Prilikom snimanja mikrostrukture u tajvanskoj kompaniji MA-tek [187] korišćeni su specijalni držači za uzorke dobijene FIB-om.

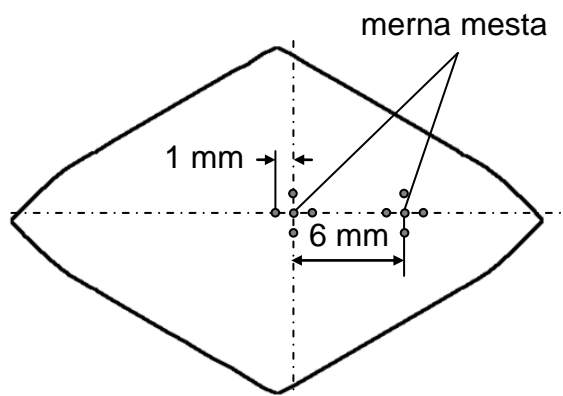
4.8.6. ANALIZA PRELOMLJENIH POVRŠINA NAKON ISPITIVANJA ZATEZANJEM

Nakon ispitivanja zatezanjem uzoraka, koji su izrađeni iz središta uzoraka sabijanih u više faza, prelomljene površine uzoraka snimljene su na JEOL JSM-6460LV skening elektronskom mikroskopu radi utvrđivanja duktilnosti materija nakon višefaznog sabijanja materijala.

4.8.7. ISPITIVANJE TVRDOĆE MATERIJALA

Osnovna provera kvaliteta procesa višefaznog sabijanja V-alatom kao IPD postupka, sprovedena je ispitivanjem tvrdoće: makrotvrdoće, mikrotvrdoće i nanotvrdoće.

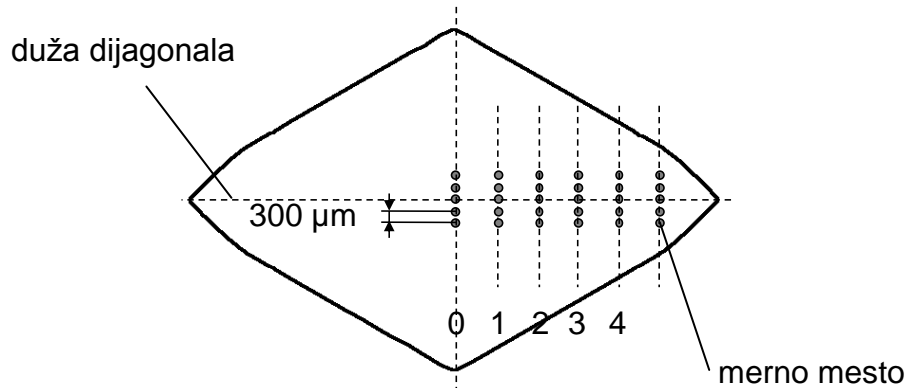
Makrotvrdoća je ispitana Vickersovom metodom na WPMA aparatu za merenje tvrdoće po Brinelu i Vickersu HPO 250, u Laboratoriji za mehanička ispitivanja (Katedra za materijale i tehnologiju spajanja, FTN, Departman za proizvodno mašinstvo u Novom Sadu). Ispitivanje je u skladu sa međunarodnim standardom ISO 6507-1:2005(E). Sila utiskivanja iznosila je 49,03 N (HV 5), a vreme zadržavanja utiskivača 15 s. Makrotvrdoća je merena na pločastim uzorcima a položaj mernih tačaka prikazan na slici 5.12. Tvrdoća je ispitivana u centru uzorka i 6 mm od centra uzorka, zbog prethodno utvrđene značajne razlike u mikrostrukтури u izabranim mernim tačkama. Na jednom mernom mestu obavljeno je pet merenja, s tim što su najviše i najniže vrednosti merenja odbačene, a prosek makrotvrdoće računat sa tri preostala merenja. Pločasti uzorak za merenje tvrdoće uzet je iz središta osnovnog uzorka dobijenog višefaznim sabijanjem. Makrotvrdoća je ispitana na uzorcima sabijenim dva, četiri, šest, osam, deset, dvanaest, četrnaest i osamnaest puta, kao i na pripreмку (polazno stanje).



Slika 4.25. Položaj mernih tačaka pri merenju makrotvrdoće

Mikrotvrdoća je ispitivana Vickersovom metodom na Direct Industry Microhardness tester HV 1000, koji se nalazi na Tehnološkom fakultetu (Katedra za inženjerstvo materijala).

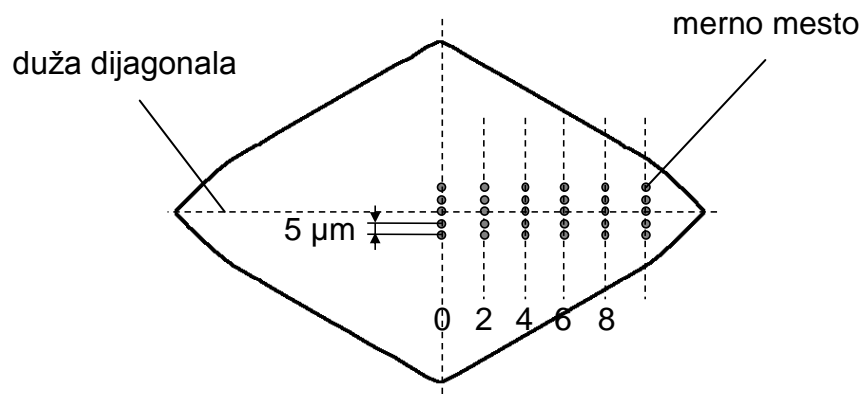
Ispitivanje mikrotvrdoće je u skladu sa međunarodnim standardom ISO 6507-1:2005(E). Sila utiskivanja iznosila je $0,9807\text{ N}$ (HV 0,1), a vreme zadržavanja utiskivača 15 s . Šema mernih tačaka prikazana je na slici 4.26. Merenja su vršena duž duže dijagonale uzorka, od centra do ivice. Na jednom mernom mestu bilo je pet merenja, s tim što su najviše i najniže vrednosti merenja odbačene, a prosek mikrotvrdoće računat s tri preostale vrednosti merenja.



Slika 4.26. Položaj mernih tačaka pri merenju mikrotvrdoće [mm]

Mikrotvrdoća je ispitivana na uzorcima sabijenim dva, četiri, šest, osam, deset, dvanaest, četrnaest i osamnaest puta, kao i na pripremkama.

Ispitivanje nanotvrdoće je izvedeno na Hysitron TI 950 TriboIndenter-u [112], koji se nalazi na National Chung Cheng University (Taiwan, R.O.C.). Za utiskivanje je korišćen Berkovichev vrh, dok su sva merenja tekla u zatvorenoj komori nanoindentera. Korišćeno je opterećenje od $1000\ \mu\text{N}$, pri čemu su faze opterećenja, zadržavanja i rasterećenja trajale po 10 sekundi. Položaj mernih mesta na pločastom uzorku prikazan je na slici 4.27. Merenja su vršena duž duže dijagonale uzorka, od centra do ivice. Na jednom mernom mestu bilo je pet merenja, s tim što su najviše i najniže vrednosti merenja odbačene, a prosek nanotvrdoće računat sa tri preostale vrednosti merenja.



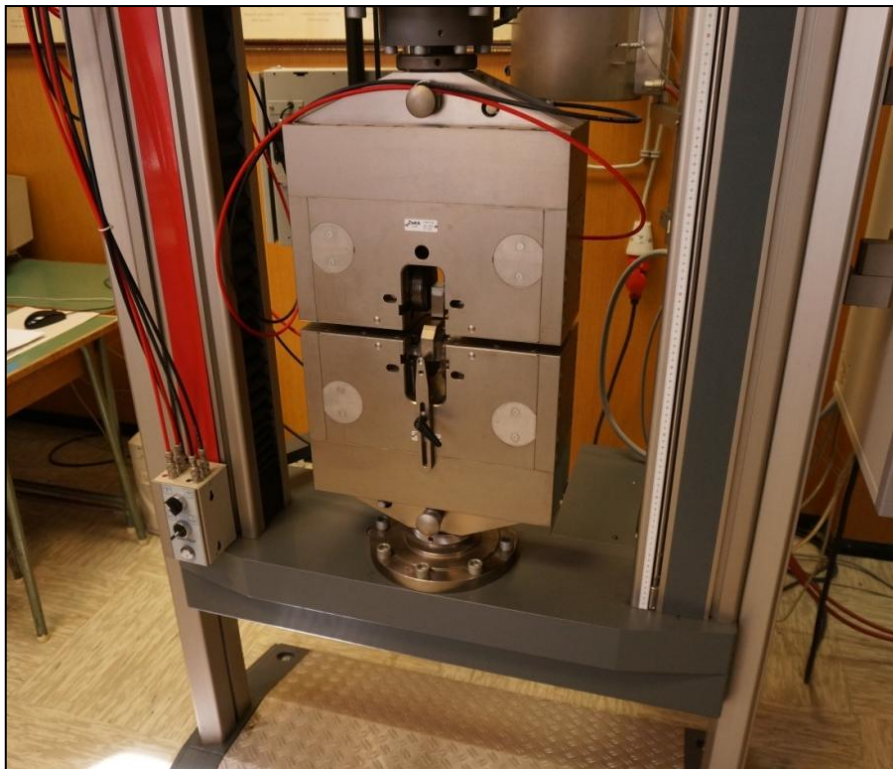
Slika 4.27. Položaj mernih tačaka pri merenju nanotvrdoće [mm]

Nanotvrdoća je ispitivana na uzorcima koji su takođe izvađeni iz središta osnovnih uzoraka dobijenih sabijanjem u više faza: dva, četiri, šest, osam, deset, dvanaest, četrnaest i osamnaest puta, kao i na uzorku od polaznog materijala. Sva merenja tvrdoće (makro, mikro,

nano) obavljena su na istim pločastim uzorcima koji su nakon merenja po jednoj metodi prepolirani i pripremljeni za merenje narednom metodom.

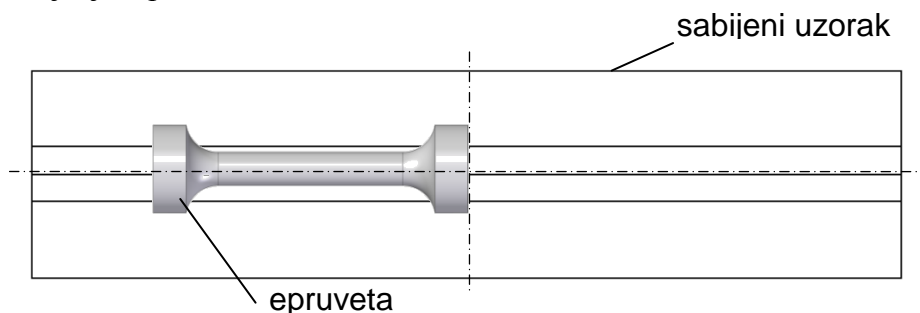
4.8.8. ISPITIVANJE ZATEZANJEM

Ispitivanje zatezanjem sprovedeno je radi provere osnovnih mehaničkih svojstava materijala nakon višefaznog sabijanja pomoću V-alata. Ispitivanja su izvedena na Fakultetu inženjerskih nauka Univerziteta u Kragujevcu, u Laboratoriji za obradu deformisanjem i mašinske materijale. Korišćena je univerzalna mašina za ispitivanje materijala ZWICK/ROELL Z 100 (slika 4.28).



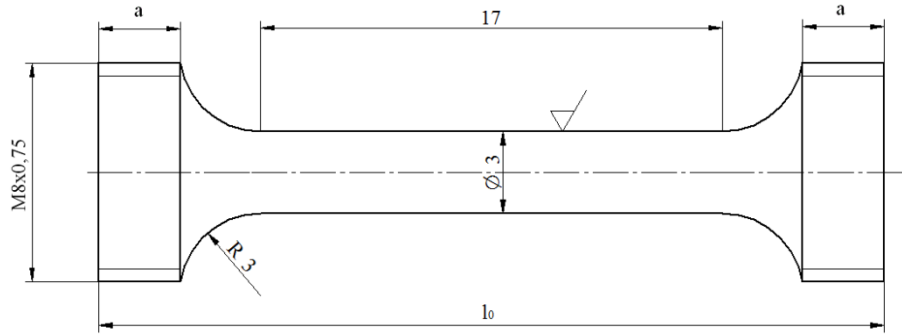
Slika 4.28. ZWICK/ROELL Z 100 mašina za ispitivanje zatezne čvrstoće

Epruvete za ispitivanje zatezanjem izrađene su iz jedne polovine uzorka dobijenog višefaznim sabijanjem pomoću V-alata (slika 4.29).



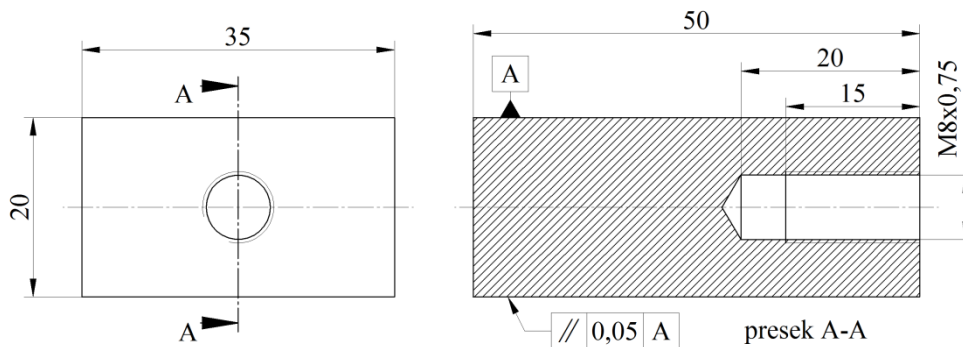
Slika 4.29. Šema položaja epruvete u sabijenom uzorku

Dimenzije epruvete za ispitivanje zatezanjem prikazane su na slici 4.30. Veličina a predstavlja slobodnu meru, dok je l_0 ukupna dužina epruvete.



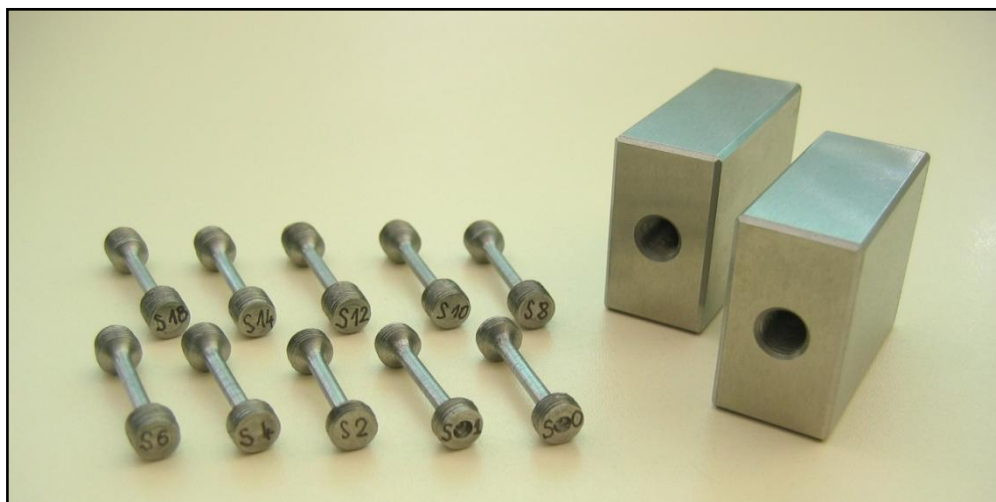
Slika 4.30. Dimenzije epruvete za ispitivanje zatezanjem

Za adekvatno postavljanje epruveta na mašinu za ispitivanje zatezanjem, izrađen je komplet adaptera čije dimenzije ilustruje slika 4.31.



Slika 4.31. Adapter za postavljanje epruvete pri ispitivanju zatezanjem

Zatezanje je ispitano na uzorcima materijala koji su dobijeni sabijanjem, uz različit broj faza: jedna faza (S1), dve (S2), četiri (S4), šest (S6), osam (S8), deset (S10), dvanaest (S12), četrnaest (S14) i osamnaest faza (S18), kao i na polaznom – nedeformisanom uzorku (S0). Na slici 4.32 prikazane su izrađene epruvete i adapteri za ispitivanje zatezanjem.



Slika 4.32. Adapteri i epruvete za ispitivanje zatezanjem

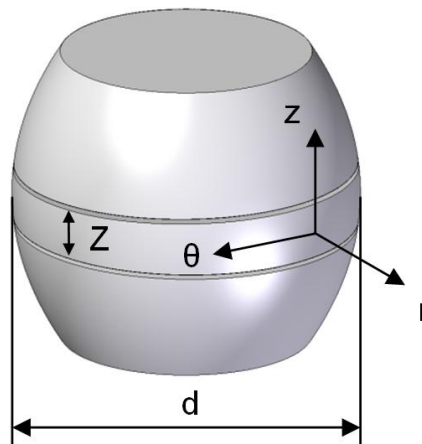
4.8.9. ISPITIVANJE DEFORMABILNOSTI MATERIJALA

Pri proveri osobina materijala dobijenog metodama intenzivne plastične deformacije jedno od postavljenih pitanja tiče se njegovih plastičnih svojstava. Poznata je činjenica da se pri konvencionalnom deformisanju, zavisno od naponskih uslova, manje ili više smanjuju plastična svojstva materijala porastom stepena deformacije. Međutim, ispitivanja materijala nakon intenzivne plastične deformacije pokazuju da taj efekat ne mora biti uvek u skladu sa rezultatima konvencionalne deformacije [188]. Radi toga je u ovom radu ispitana deformabilnost materijala na uzorcima koji su prethodno sabijani V-alatom u različitom broju faza.

Deformabilnost materijala ispitana je metodom slobodnog sabijanja cilindra. Eksperimenti su izvedeni na cilindričnim uzorcima koji su izrađeni iz osnovnih uzoraka dobijenih višefaznim sabijanjem prizmatičnog priprema V-alatom.

Sabijanje cilindričnih uzoraka ravnim pločama jedan je od elementarnih postupaka kojim je na dijagramu granične deformabilnosti moguće odrediti deformabilnost u oblasti negativnih vrednosti pokazatelja naponskog stanja $-1 \leq \beta \leq 0$, zavisno od kontaktnog trenja. U eksperimentalnoj proveri deformabilnosti materijala potrebno je odrediti pokazatelj naponskog stanja i veličinu deformacije u trenutku pojave oštećenja materijala i na mestu pojave oštećenja (kritična zona). Za proveru deformabilnosti materijala koriste se metode deformisanja u kojima se razaranje materijala javlja na slobodnoj površini uzorka, što olakšava određivanje naponsko-deformacionog stanja. Metodologija određivanja dijagrama granične deformabilnosti prikazana je u radovima [189, 190].

Pri slobodnom sabijanju valjka u realnim uslovima (postoji trenje na kontaktnim površinama), pukotine po pravilu nastaju na spoljnoj površini u zoni ekvatorijalne ravni. U tom slučaju određivanje komponenti napona je jednostavno, jer je radijalna komponenta napona $\sigma_r = 0$, i u pitanju je ravansko naponsko stanje. Za potrebe teorijsko-eksperimentalnog određivanja naponsko-deformacionog stanja u zoni razaranja pri sabijanju cilindra, tokom deformisanja potrebno je pratiti promenu prečnika uzorka u ekvatorijalnoj ravni d i visinu pojasa Z , u kojem se očekuje pukotina – slika 4.33.



Slika 4.33. Cilindrični uzorak nakon sabijanja ravnim pločama

Komponente napona σ_θ i σ_z izračunavane se prema metodologiji prikazanoj u [189, 190], odnosno, pomoću sledećih jednačina:

$$\sigma_\theta = \sigma_z \cdot \left(\frac{1+2 \cdot \alpha}{2+\alpha} \right) \quad (2.12)$$

$$\sigma_z = -K \left[1 - \frac{1+2 \cdot \alpha}{2+\alpha} + \left(\frac{1+2 \cdot \alpha}{2+\alpha} \right)^2 \right]^{\frac{1}{2}} \quad (2.13)$$

gde je α – odnos komponenti deformacija u tekućoj fazi sabijanja:

$$\alpha = \frac{d\varphi_\theta}{d\varphi_z} \quad (2.14)$$

Za definisanje faktora α neophodno je odrediti zavisnost između deformacija u tangencijalnom pravcu θ i aksijalnom pravcu Z , u obliku funkcionalne zavisnosti $\varphi_\theta = f(\varphi_z)$. Funkcija se dobija aproksimacijom polinomom drugog reda: $\varphi_\theta = B \cdot \varphi_z^2 - A \cdot \varphi_z$ parova logaritamskih deformacija u θ i Z pravcu, za svaki inkrement sabijanja. Smatra se da je na početku procesa sabijanja $\varphi_z = \varphi_\theta = 0$. Sabijanje cilindra se odvija inkrementalno, pri čemu hod u jednom inkrementu iznosi oko $0,1 \cdot h$ (h – visina valjka iz prethodne faze). Logaritamske deformacije u θ i Z pravcu izračunavaju se prema sledećim jednačinama:

$$\varphi_{\theta i} = \ln \left(\frac{d_i}{d_{i-1}} \right) \quad (2.15)$$

$$\varphi_{z i} = \ln \left(\frac{Z_i}{Z_{i-1}} \right) \quad (2.16)$$

$$\varphi_{r i} = -(\varphi_{z i} + \varphi_{\theta i}) \quad (2.17)$$

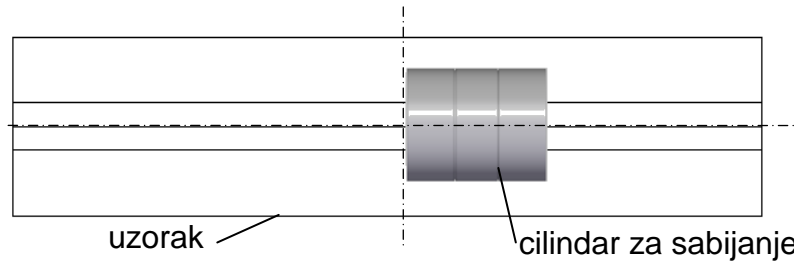
gde su: d_i – prečnik uzorka u tekućoj fazi sabijanja, d_{i-1} – prečnik priprema, Z_i – visina pojasa u tekućoj fazi sabijanja, Z_{i-1} – visina pojasa priprema. S obzirom na odsustvo radialnog napona na mestu pojave pukotine, pokazatelj naponskog stanja β određuje se prema jednačini:

$$\beta = \frac{\sigma_\theta + \sigma_z}{K} \quad (2.18)$$

a efektivna deformacija prema jednačini:

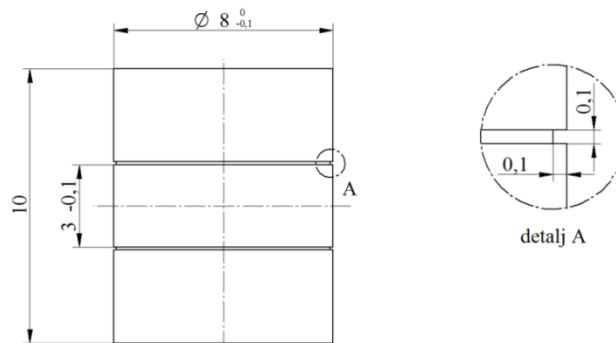
$$\varphi_e = \frac{\sqrt{2}}{3} \cdot \sqrt{(\varphi_r - \varphi_\theta)^2 + (\varphi_\theta - \varphi_z)^2 + (\varphi_z - \varphi_r)^2} \quad (2.19)$$

Cilindrični uzorci za ispitivanje deformabilnosti sabijanjem izrađivani su iz jedne polovine uzorka dobijenog višefaznim sabijanjem prizmatičnog priprema pomoću V-alata (slika 4.34).



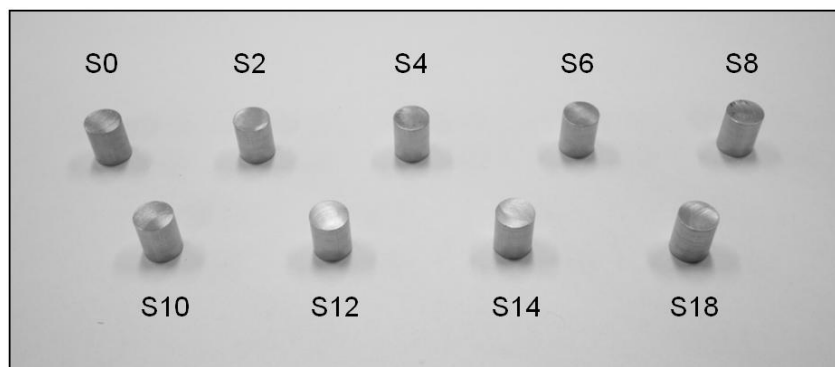
Slika 4.34. Položaj uzorka sa ispitivanje deformabilnosti materijala

Geometriju cilindra ilustruje slika 4.35. Na omotaču cilindra oštrim nožem urezana su dva žleba dubine i širine 0,1 mm, na rastojanju $Z_0 = 3$ mm.



Slika 4.35. Dimenzije cilindra za ispitivanje deformabilnosti

Cilindri za ispitivanje deformabilnosti izrađeni su od prizmatičnih uzoraka dobijenih sabijanjem V-alatom u različitim fazama: jedna, tri, pet, sedam, devet, dvanaest, četrnaest i osamnaest faza, kao i iz polaznog – nedeformisanog materijala (slika 4.36).



Slika 4.36. Cilindri za ispitivanje deformabilnosti izrađeni od materijala sabijanog različitim brojem faza

Pri eksperimentalnom sabijanju cilindra ravnim pločama vršeno je podmazivanje mineralnim uljem. Cilj ispitivanja je bio da se utvrdi promena pokazatelja naponskog stanja tokom sabijanja valjka kao i da se odredi granična deformacija za uzorke prethodno sabijane V-alatom sa različitim brojem faza.

Eksperimenti sabijanja valjka izvedeni su u Laboratoriji za tehnologije plastičnog deformisanja na Departmanu za proizvodno mašinstvo (FTN-UNS). Merenje dimenzija uzoraka relevantnih za proračun parametara deformabilnosti sprovedeno je skeniranjem zone oštećenja.

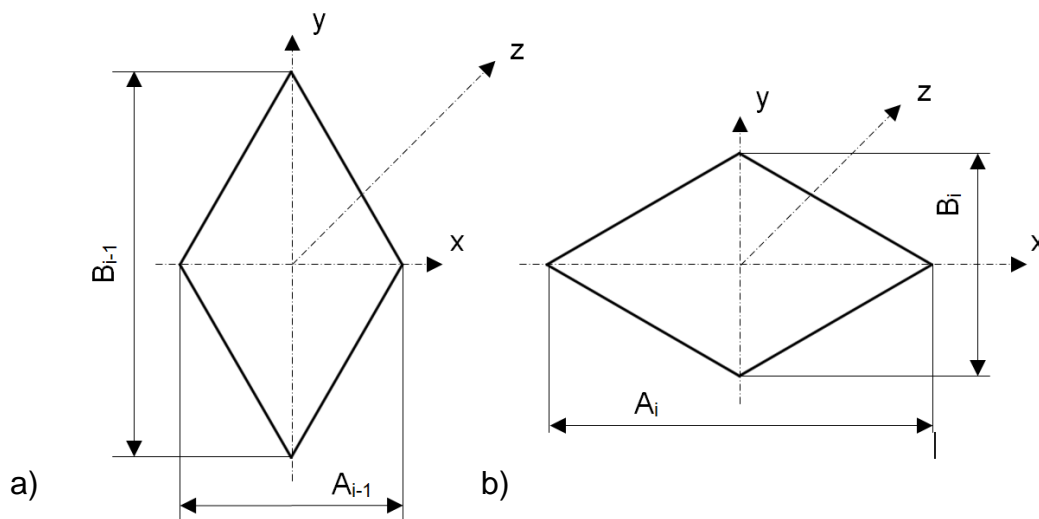
5. REZULTATI ISTRAŽIVANJA

U ovom poglavlju prezentovani su rezultati istraživanja procesa višefaznog sabijanja prizmatičnog priprema pomoću V-alata. Postavljeni cilj je bio da se dokaže kako taj proces pripada postupcima intenzivne plastične deformacije.

Redosled prikaza rezultata usaglašen je s planom istraživanja.

5.1. DEFORMACIJE PRI SABIJANJU V-ALATOM

Najvažniji parametar intenzivne plastične deformacije jeste efektivna deformacija od koje zavisi intenzitet profinjavanja strukture materijala. U procesu sabijanja prizmatičnog priprema pomoću V-alata prosečna deformacija u dva ortogonalna pravca može se odrediti na osnovu dimenzija uzorka pre i nakon sabijanja (slika 5.1).



Slika 5.1. Dimenzije preseka uzorka pre (a) i nakon sabijanja (b) V-alatom

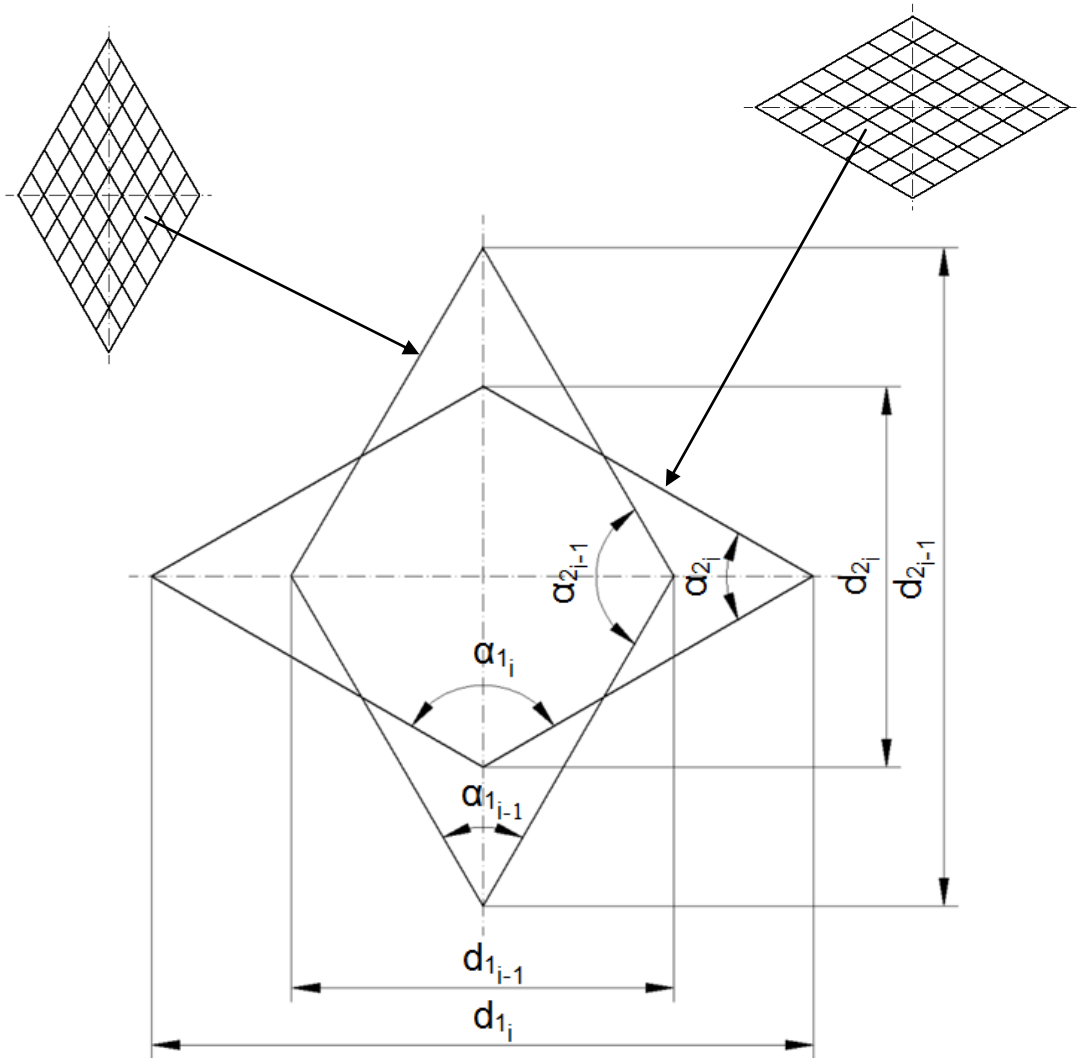
$$\varphi_x = \ln \frac{A_i}{A_{i-1}} \quad (4.1)$$

$$\varphi_y = \ln \frac{B_i}{B_{i-1}} \quad (4.2)$$

$$\varphi_z = -(\varphi_x + \varphi_y) \quad (4.3)$$

Prosečna efektivna deformacija iznosi:

$$\varphi_e = \frac{\sqrt{2}}{3} \sqrt{(\varphi_x - \varphi_y)^2 + (\varphi_y - \varphi_z)^2 + (\varphi_z - \varphi_x)^2} \quad (4.4)$$



Slika 5.2. Promena oblika ćelije mreže tokom dva sabijanja

Komponente deformacija na čeonj površini uzorka mogu se preciznije odrediti primenom metode merne mreže koja je bazirana na praćenju dimenzija elemenata mreže (slika 5.2). Komponente logaritamskih deformacija u glavnim pravcima u i -toj fazi sabijanja računaju se prema sledećim jednačinama:

$$\varphi_{1i} = \ln \frac{d_{1i}}{d_{1i-1}} \quad (4.5)$$

$$\varphi_{2i} = \ln \frac{d_{2i}}{d_{2i-1}} \quad (4.6)$$

$$\varphi_{3i} = -(\varphi_{1i} + \varphi_{2i}) \quad (4.7)$$

Komponente smicajnih deformacija određene su sledećim izrazima:

$$\gamma_{1i} = \ln \frac{\alpha_{1i}}{\alpha_{1i-1}} \quad (4.8)$$

$$\gamma_{2i} = \ln \frac{\alpha_{2i}}{\alpha_{2i-1}} \quad (4.9)$$

Efektivna normalna deformacija određuje se prema izrazu:

$$\varphi_{ei} = \frac{\sqrt{2}}{3} \sqrt{(\varphi_{1i} - \varphi_{2i})^2 + (\varphi_{2i} - \varphi_{3i})^2 + (\varphi_{3i} - \varphi_{1i})^2} \quad (4.10)$$

a efektivna smicajna deformacija prema formuli:

$$\gamma_e = \sqrt{3} \cdot \varphi_e \quad (4.11)$$

gde i indeks označava tekuću fazu deformisanja, $i-1$ – prethodnu fazu deformisanja, d – dužinu dijagonale, a α – ugao između stranica romba. Ukupna efektivna normalna deformacija u jednoj ćeliji dobija se kao zbir efektivnih deformacija te ćelije po fazama sabijanja:

$$\varphi_e = \Sigma \cdot \varphi_{ei}$$

Detaljnije određivanje komponenti deformacije po fazama sabijanja i ukupne deformacije nakon određene faze sabijanja kao i drugih relevantnih parametara procesa (komponente napona, efektivni napon itd.), izvršeno je numeričkom simulacijom, primenom softverskog paketa Simufact.Forming verzija 12.

5.2. REZULTATI NUMERIČKE SIMULACIJE

Numerička simulacija procesa višefaznog sabijanja prizmatičnog uzorka V-alatom izvedena je pomoću softverskog paketa Simufact.Forming V12, s ulaznim podacima prikazanim u poglavlju 4.7.

U nastavku su prikazani sledeći rezultati simulacije procesa višefaznog sabijanja prizmatičnog priprema pomoću V-alata:

- efektivna deformacija,
- efektivni napon,
- kontakti naponi,
- hidrostatički napon,
- deformaciona sila.

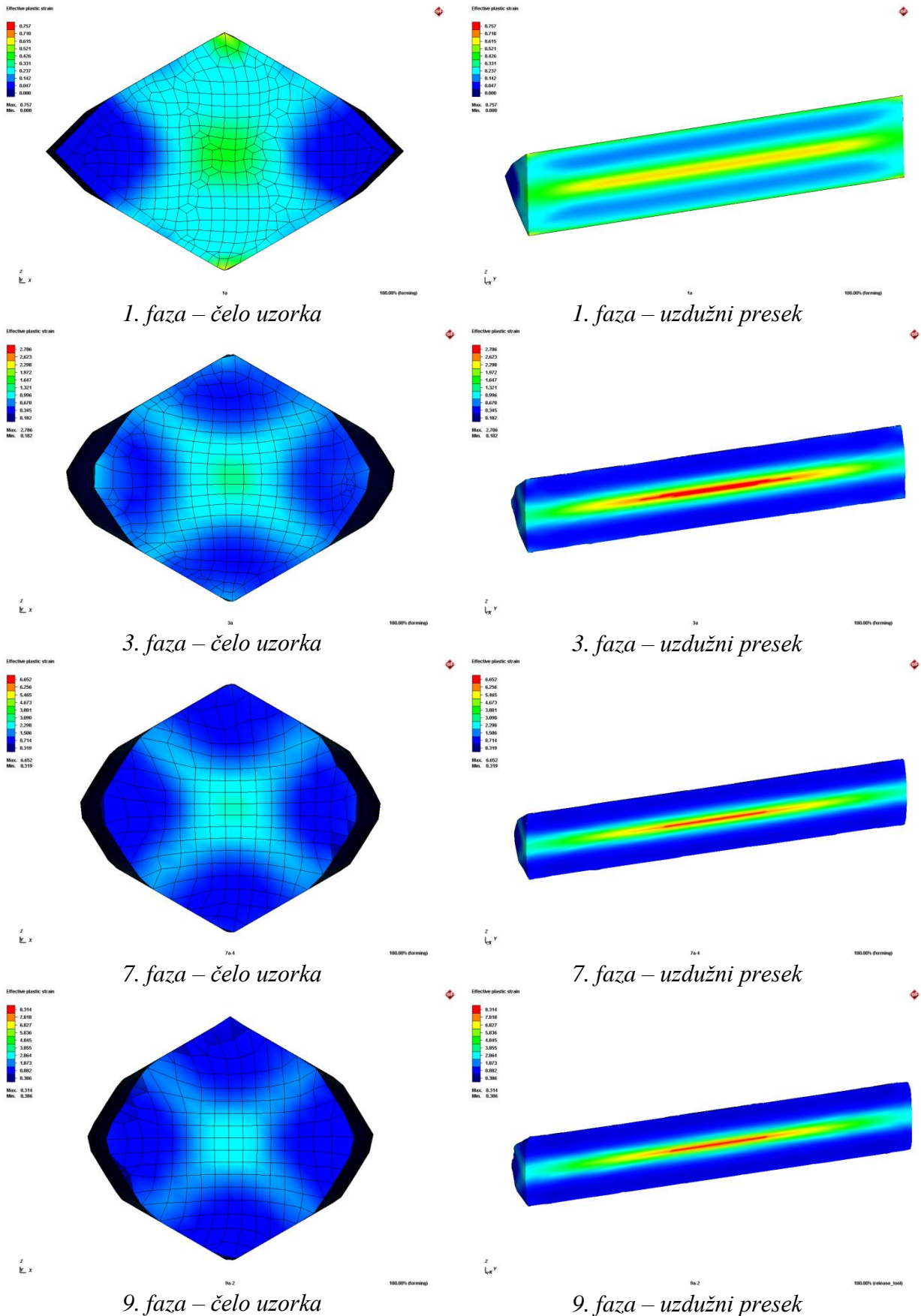
5.2.1. EFEKTIVNA DEFORMACIJA

Kao što je već istaknuto, efektivna deformacija je najvažniji parametar intenzivne plastične deformacije. Praćenje strukturnih promena kod IPD upravo je povezano s veličinom efektivne deformacije. U ovom radu efektivna deformacija je određivana eksperimentalno, na čeonju površini uzorka, radi provere validnosti rezultata numeričke simulacije.

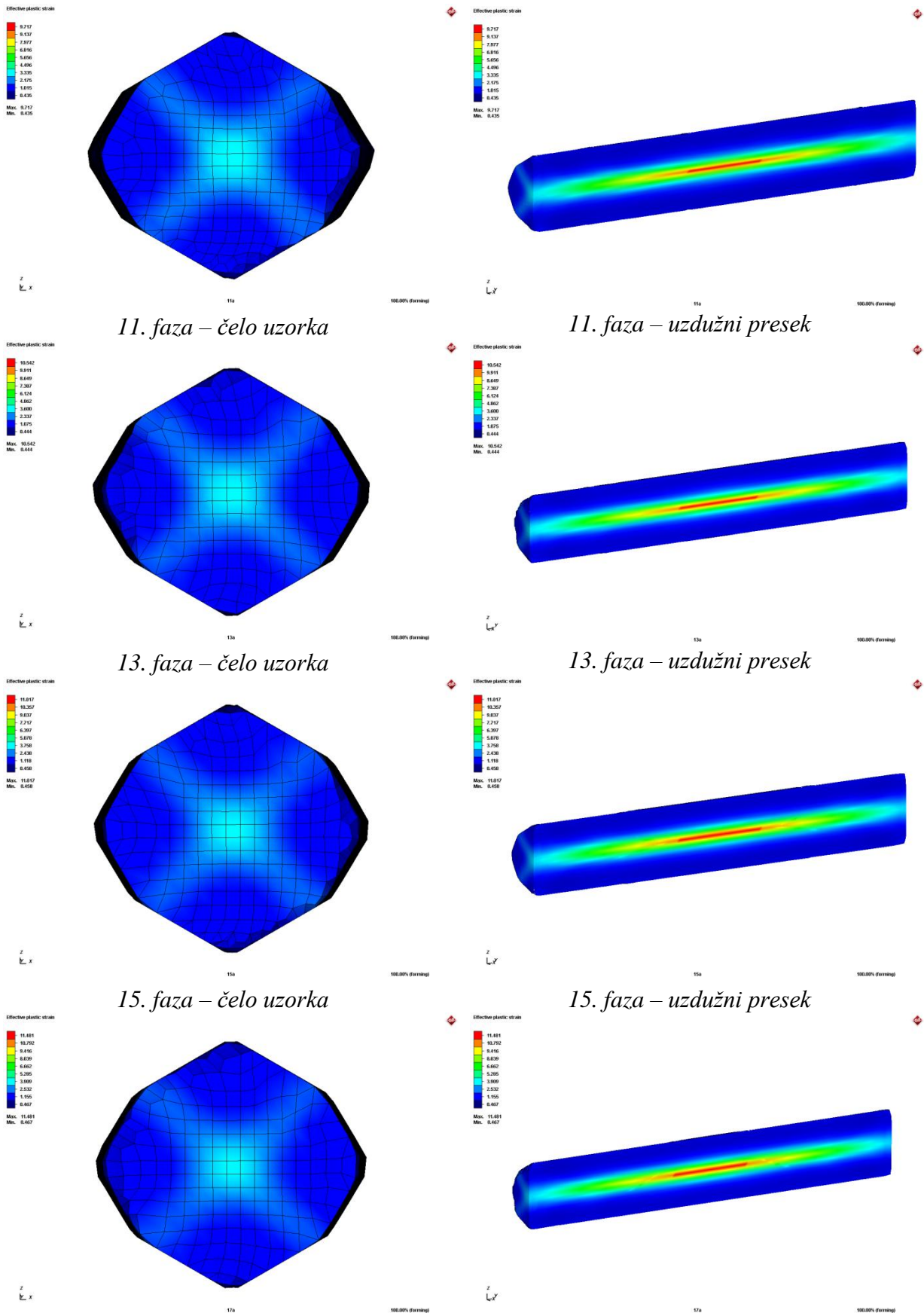
U nastavku su prikazane vrednosti efektivne deformacije na čelu uzorka i na njegovom uzdužnom preseku, po fazama sabijanja (slika 5.3).

Na osnovu rezultata prikazanih na narednim slikama, može se zaključiti sledeće:

- Efektivna deformacija raste s povećanjem broja faza sabijanja;
- Najviše vrednosti efektivne deformacije prisutne su u centralnoj zoni uzorka;
- Evidentna je promena efektivne deformacije uzduž uzorka;
- Ukupna efektivna deformacija nakon osamnaest faza sabijanja u centralnoj zoni čeone površine dobijena numeričkom simulacijom iznosi $\varphi_e = 3,9$;
- Deformacije u uzdužnom preseku povećavaju se ka centru uzorka u kojem efektivna deformacija nakon osamnaest faza deformisanja iznosi $\varphi_e = 11,44$, što znatno odstupa od realnih vrednosti.



Slika 5.3. Distribucija efektivne deformacije na čelu i uzdužnom preseku uzorka



17. faza – čelo uzorka
 17. faza – uzdužni presek
 Slika 5.3. – nastavak: Distribucija efektivne deformacije na čelu i uzdužnom preseku uzorka

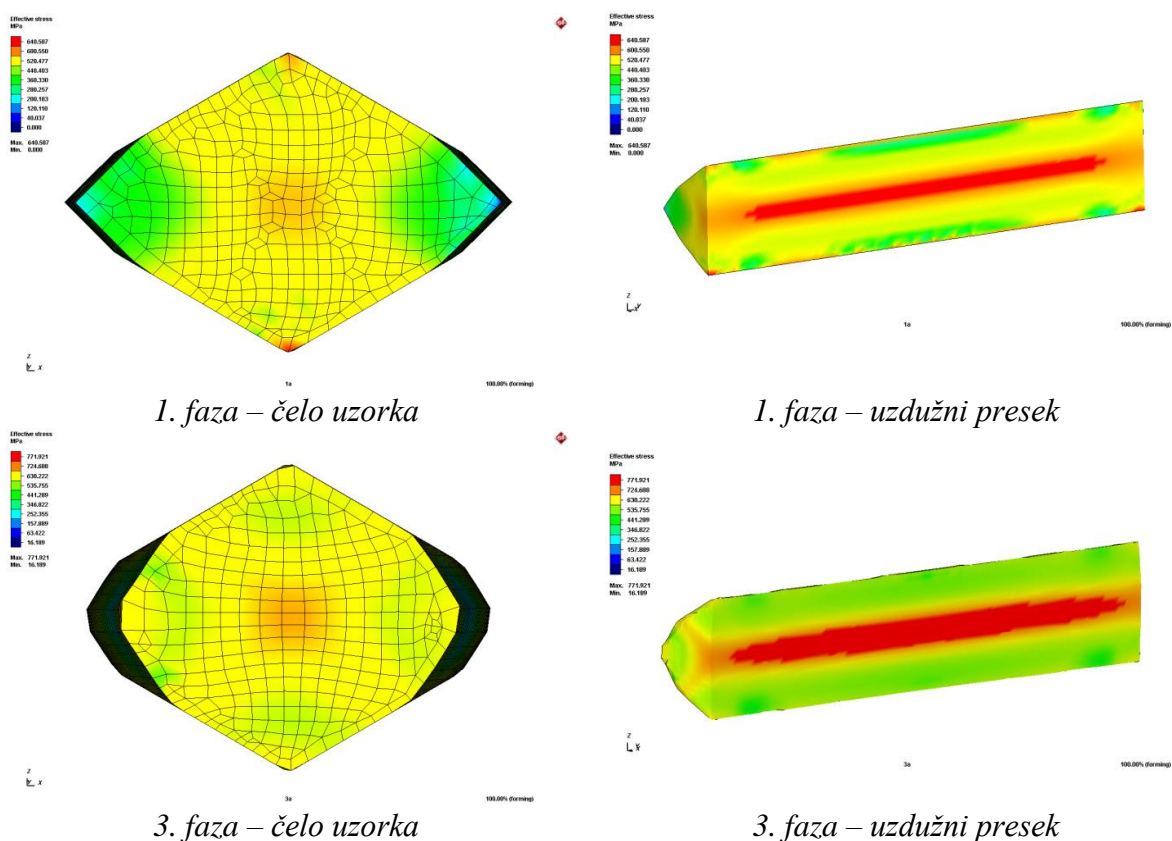
5.2.2. EFEKTIVNI NAPON

Efektivni napon je reprezent ukupnog naponskog stanja u posmatranoj tački napregnutog tela, invarijanta je tenzora napona i ima dvojni fizičku predstavu. Efektivni napon, s jedne strane, predstavlja deformacioni otpor, tj. otpor plastičnoj deformaciji, a s druge, izražava stepen ojačavanja materijala pri plastičnoj deformaciji.

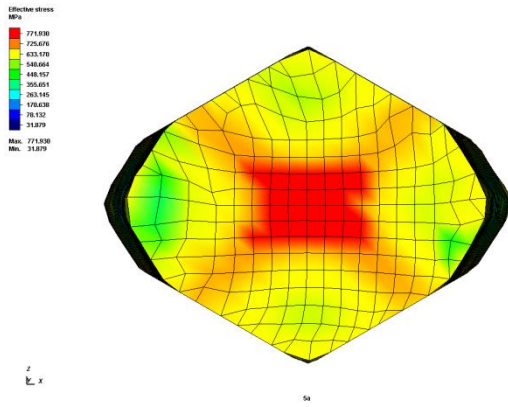
Podaci o efektivnom naponu dobijeni simulacijom pri sabijanju V-alatom u tesnoj su vezi sa efektivnom deformacijom koja je definisana krivom tečenja: $k = 698,6841 \cdot \varphi_e^{0,1723} [MPa]$.

Na slici 5.4 prikazana je promena efektivnog napona dobijena simulacijom u procesu sabijanja prizmatičnog priprema pomoću V-alata za materijal Č.1221. Distribucija efektivnog napona prikazana je na čeonj površini i u uzdužnom preseku uzorka nakon sabijanja određenim brojem faza.

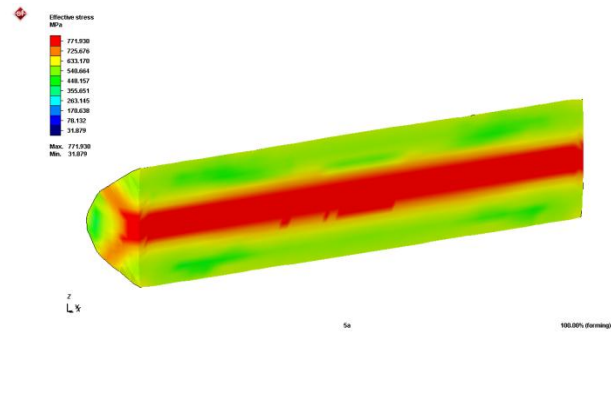
Shodno distribuciji efektivne deformacije menja se i efektivni napon. Najviše vrednosti efektivnog napona obuhvataju centralnu uzdužnu zonu uzorka, a porastom broja faza sabijanja ta zona se širi ka periferiji. U prvoj fazi deformisanja maksimalna vrednost efektivnog napona je $640 MPa$, u drugoj 755 , u trećoj $771 MPa$, a vrednost se nakon daljih faza sabijanja ne menja i ostaje na tom nivou. Međutim, porastom broja faza sabijanja, od prve pa do osamnaeste, neprekidno se proširuje oblast uzorka u kojoj je postignut maksimalni efektivni napon (crvena zona x -profila), to jest proširuje se oblast ojačavanja uzorka od centra ka periferiji. Nažalost, u perifernim ugaonim oblastima vrednosti efektivnog napona su niže, a to su ujedno zone nižih vrednosti efektivne deformacije. Dakle, i u slučaju efektivnog napona evidentna je nehomogenost u poprečnom preseku uzorka.



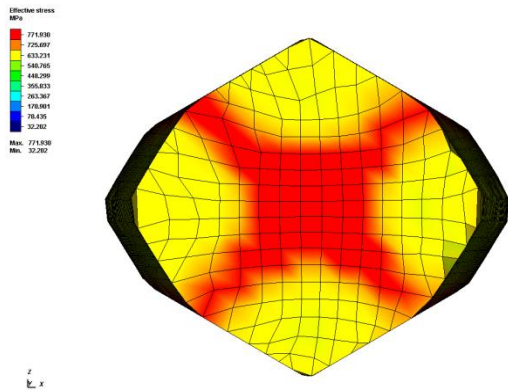
Slika 5.4 Distribucija efektivnog napona na čelu i uzdužnom preseku uzorka



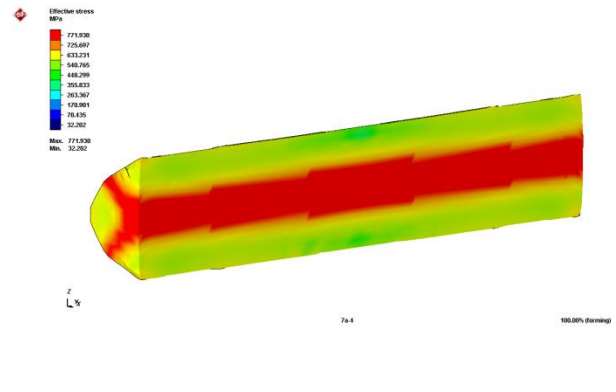
5. faza – čelo uzorka



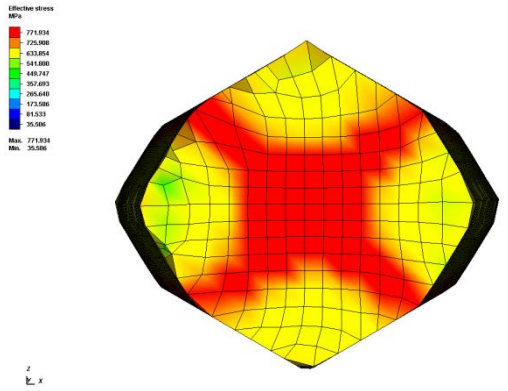
5. faza – uzdužni presek



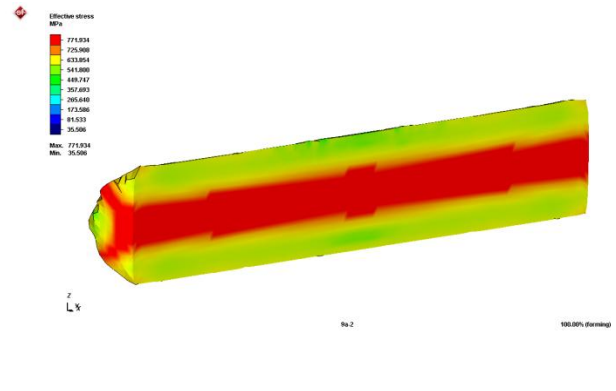
7. faza – čelo uzorka



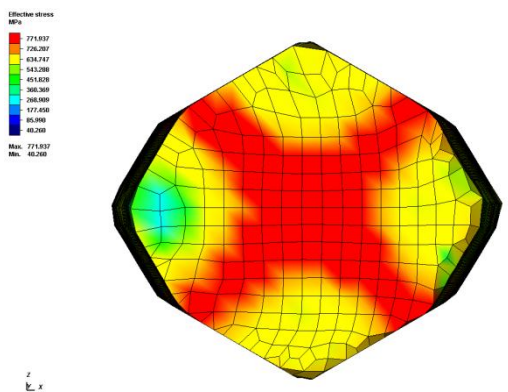
7. faza – uzdužni presek



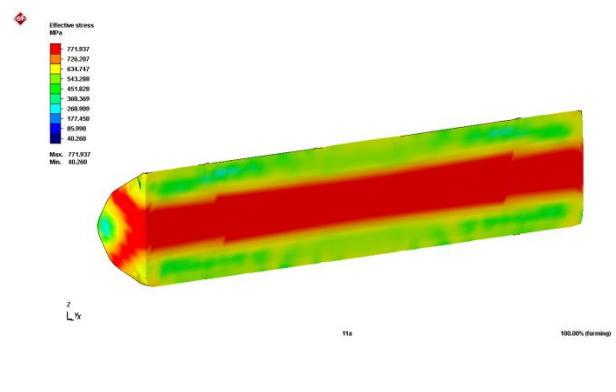
9. faza – čelo uzorka



9. faza – uzdužni presek

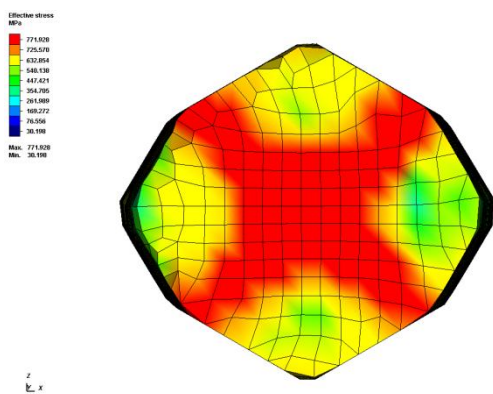


11. faza – čelo uzorka

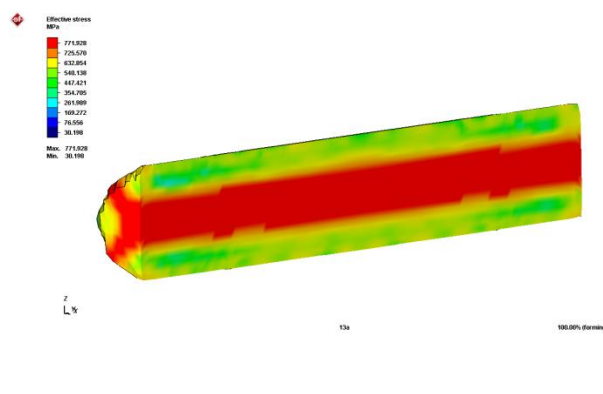


11. faza – uzdužni presek

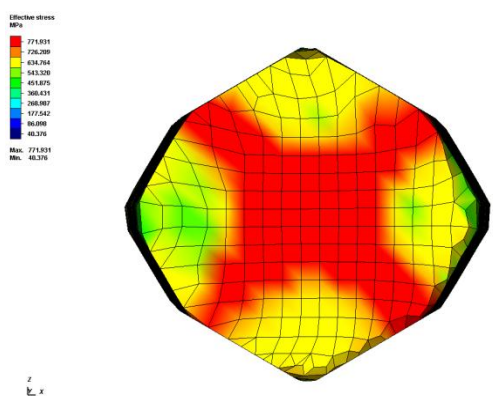
Slika 5.4 – nastavak: Distribucija efektivnog napona na čelu i uzdužnom preseku uzorka



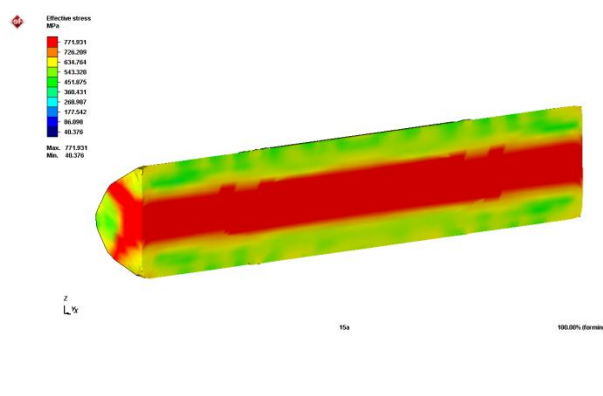
13. faza – čelo uzorka



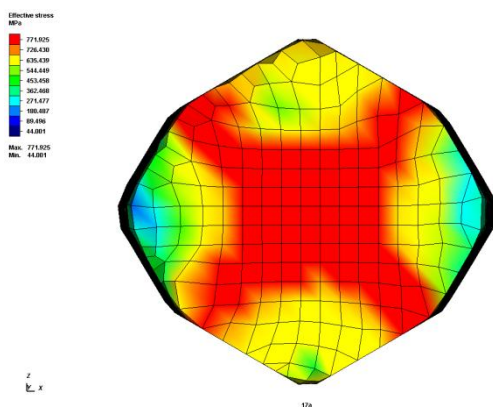
13. faza – uzdužni presek



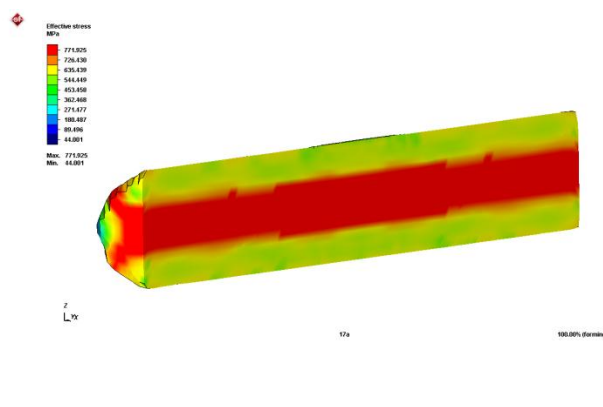
15. faza – čelo uzorka



15. faza – uzdužni presek



17. faza – čelo uzorka



17. faza – uzdužni presek

Slika 5.4 – nastavak: Distribucija efektivnog napona na čelu i uzdužnom preseku uzorka

5.2.3. HIDROSTATIČKI NAPON

Hidrostatski napon je važan parametar intenzivne plastične deformacije. Utiče na uslove deformisanja sa stanovišta pojave loma u materijalu. Visok hidrostatski pritisak povoljno se odražava na odvijanje procesa deformisanja i omogućuje postizanje visokih vrednosti

deformacije: visoke vrednosti hidrostatičkog pritiska obezbeđuju visoku deformabilnost materijala. Važi i obrnuto: hidrostatičko zatezanje uslovljava razaranje materijala pri niskim vrednostima deformacije [40, 189–191].

S obzirom na mogućnost pojave loma na čeonj površini uzorka u pod uticajem hidrostatičkog napona, na slici 5.5 prikazani su podaci o ovom parametru na čeonj površini uzorka kao i u uzdužnom preseku uzorka.

U prvoj fazi deformisanja, najviše vrednosti hidrostatičkog pritiska na slobodnoj površini postoje u centralnoj oblasti uzorka uzduž vertikalne ose (oko -850 MPa). Posmatrano uzduž preseka uzorka, vrednosti hidrostatičkog napona imaju sličan nivo.

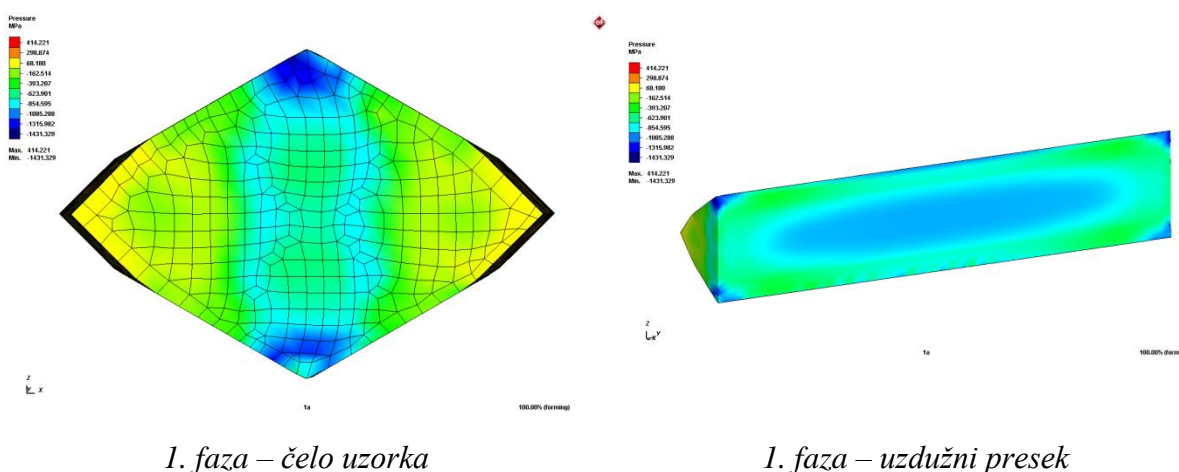
U drugoj fazi deformisanja beleži se blagi pad hidrostatičkog pritiska na čelu uzorka (oko -520 MPa). Međutim, u uzdužnom preseku ovaj napon dostiže vrednost oko -1000 MPa .

Od treće do pete faze deformisanja primetan je blagi porast hidrostatičkog pritiska kako na čelu (oko -830 MPa) tako i u uzdužnom preseku uzorka (do -1400 MPa).

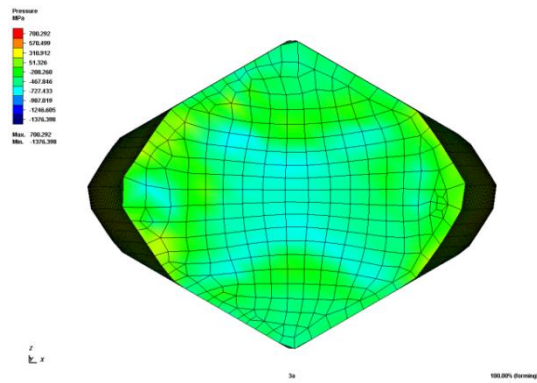
Daljim povećanjem broja faza sabijanja (od šeste do osamnaeste) prisutan je blagi pad hidrostatičkog pritiska (s povremenim neznatnim porastom u pojedinim fazama), kako u centralnom delu čeone površine uzorka tako i u njegovom uzdužnom preseku. Uzrok ovakvog trenda jeste smanjenje hoda alata, to jest smanjenje kontaktne površine alata i kontaktnih napona zbog izduženja uzorka u aksijalnom pravcu. Na kraju poslednje, osamnaeste faze deformisanja, hidrostatički pritisak na čelu uzorka ima vrednost -470 MPa , a u uzdužnom preseku -730 MPa .

Vrednosti hidrostatičkog napona su znatno nepovoljnije u perifernim zonama obratka (zone koje nisu obuhvaćene kontaktnom površinom), pa čak imaju pozitivne vrednosti (hidrostatičko zatezanje). Međutim, u sledećoj fazi sabijanja te zone su izložene snažnom pritisku, pa ih ta okolnost štiti od pojave loma.

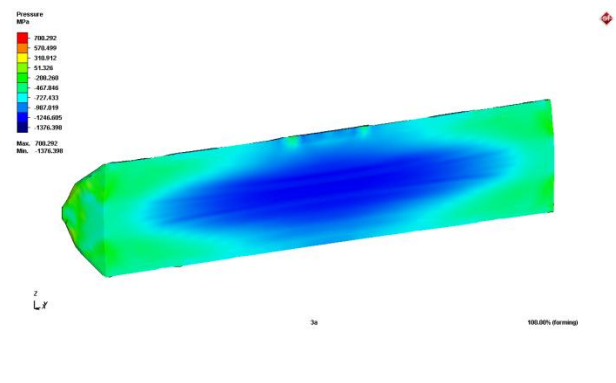
U najvećem delu čeone površine uzorka deluju visoke vrednosti hidrostatičkog pritiska u svim fazama sabijanja. U manjim perifernim zonama postoji pozitivan hidrostatički napon. U poprečnom preseku uzorka prisutne su visoke vrednosti hidrostatičkog pritiska.



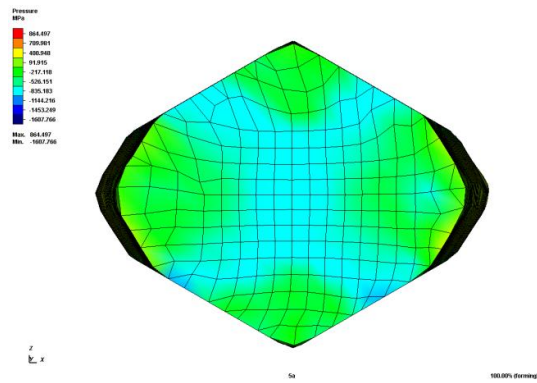
Slika 5.5. Distribucija hidrostatičkog napona na čelu i u poprečnom preseku uzorka



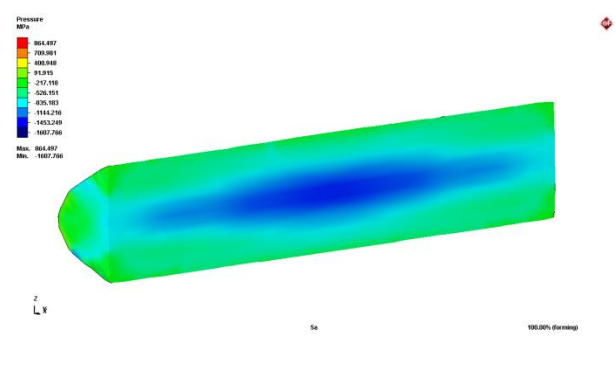
3. faza – čelo uzorka



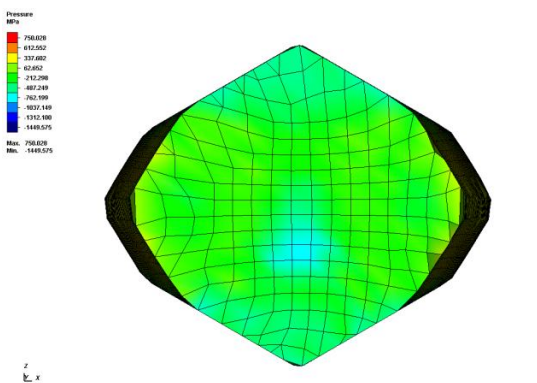
3. faza – uzdužni presek



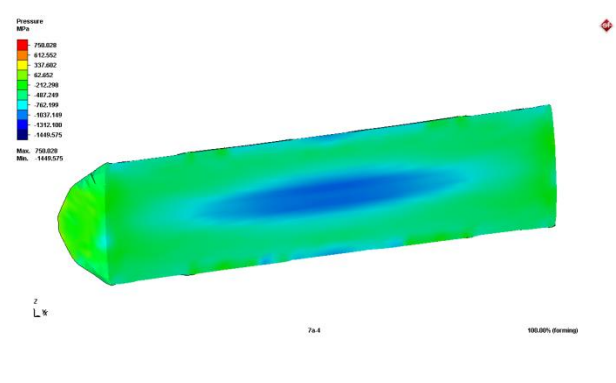
5. faza – čelo uzorka



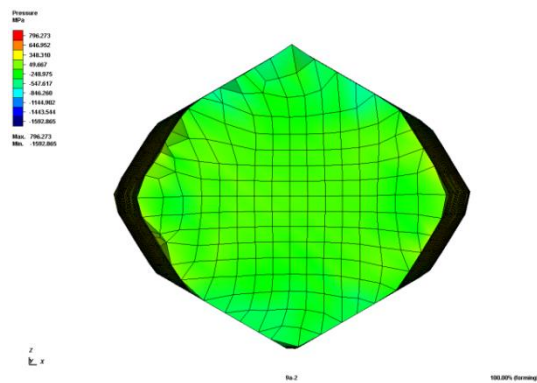
5. faza – uzdužni presek



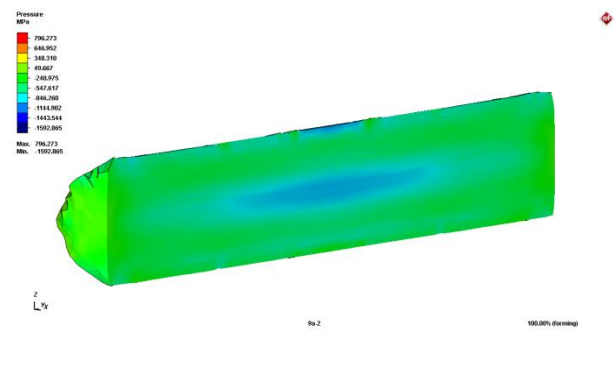
7. faza – čelo uzorka



7. faza – uzdužni presek

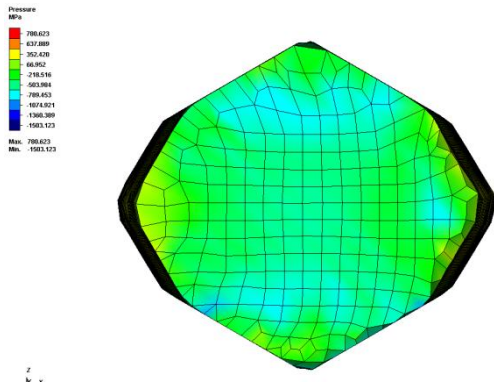


9. faza – čelo uzorka

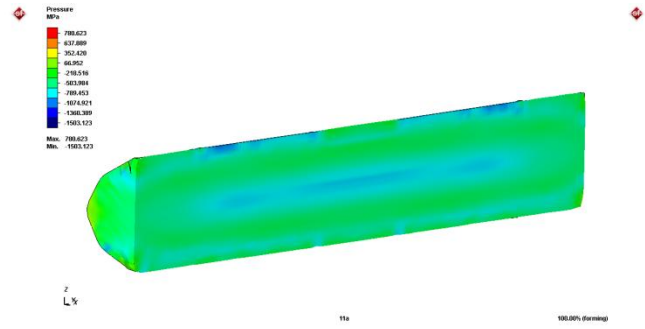


9. faza – uzdužni presek

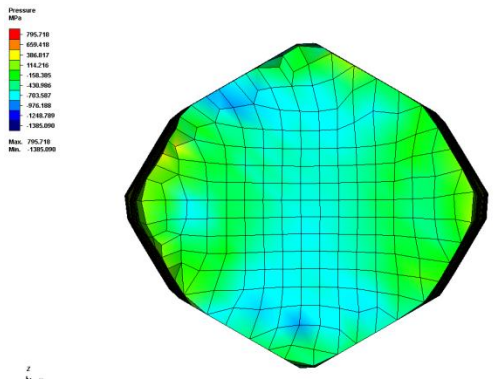
Slika 5.5. – nastavak: Distribucija hidrostatičkog napona na čelu i u poprečnom preseku uzorka



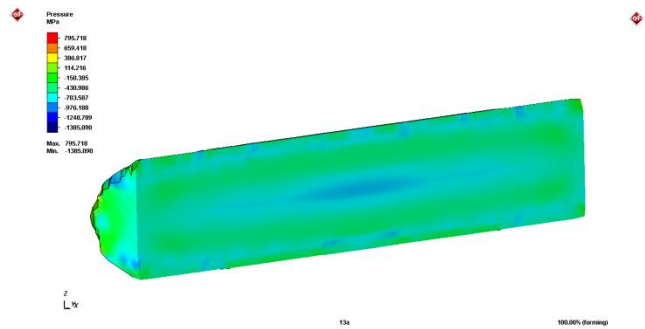
11. faza – čelo uzorka



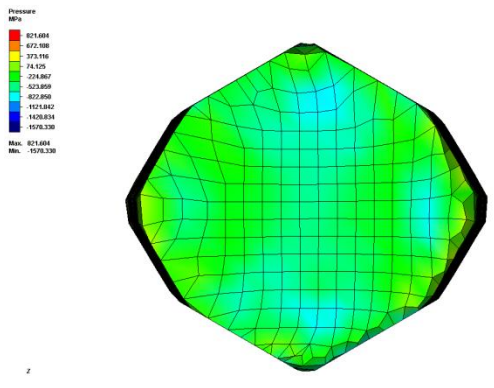
11. faza – uzdužni presek



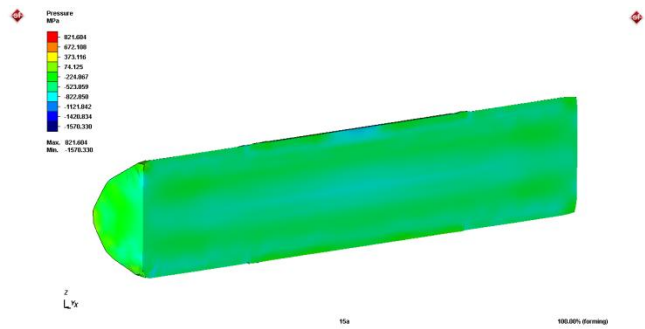
13. faza – čelo uzorka



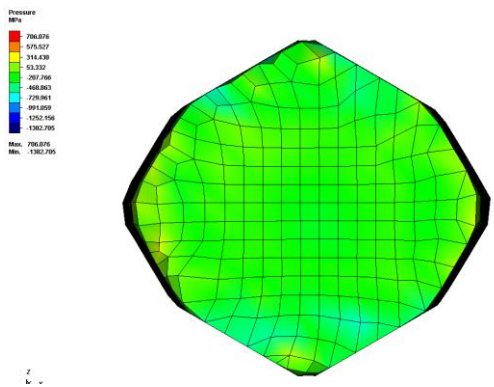
13. faza – uzdužni presek



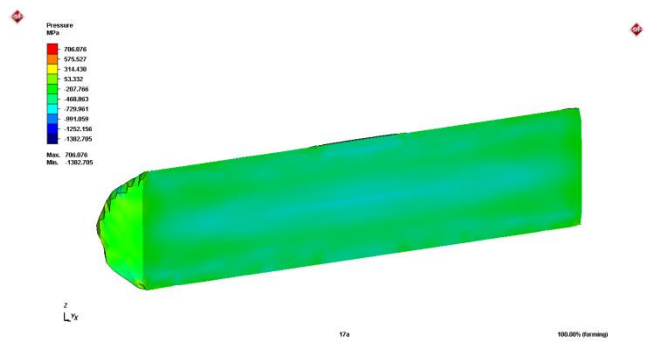
15. faza – čelo uzorka



15. faza – uzdužni presek



17. faza – čelo uzorka



17. faza – uzdužni presek

Slika 5.5. – nastavak: Distribucija hidrostatičkog napona na čelu i u poprečnom preseku uzorka

5.2.4. KONTATKTNI NAPONI

Numeričkom simulacijom procesa sabijanja prizmatičnog priprema V-alatom izračunate su i vrednosti kontaktnih napona (normalni i tangencijalni kontaktni naponi). Ovi naponi umnogome određuju naponsku sliku unutar obratka, ali i deformacionu silu. Sledi sažeta analiza ovih napona.

a) Normalni kontaktni napon

Napon na kontaktu alat–materijal rezultat je interakcije alata i materijala, a posledica je delovanja deformacione sile. Kontaktne napone u obradi deformisanjem generalno određuju:

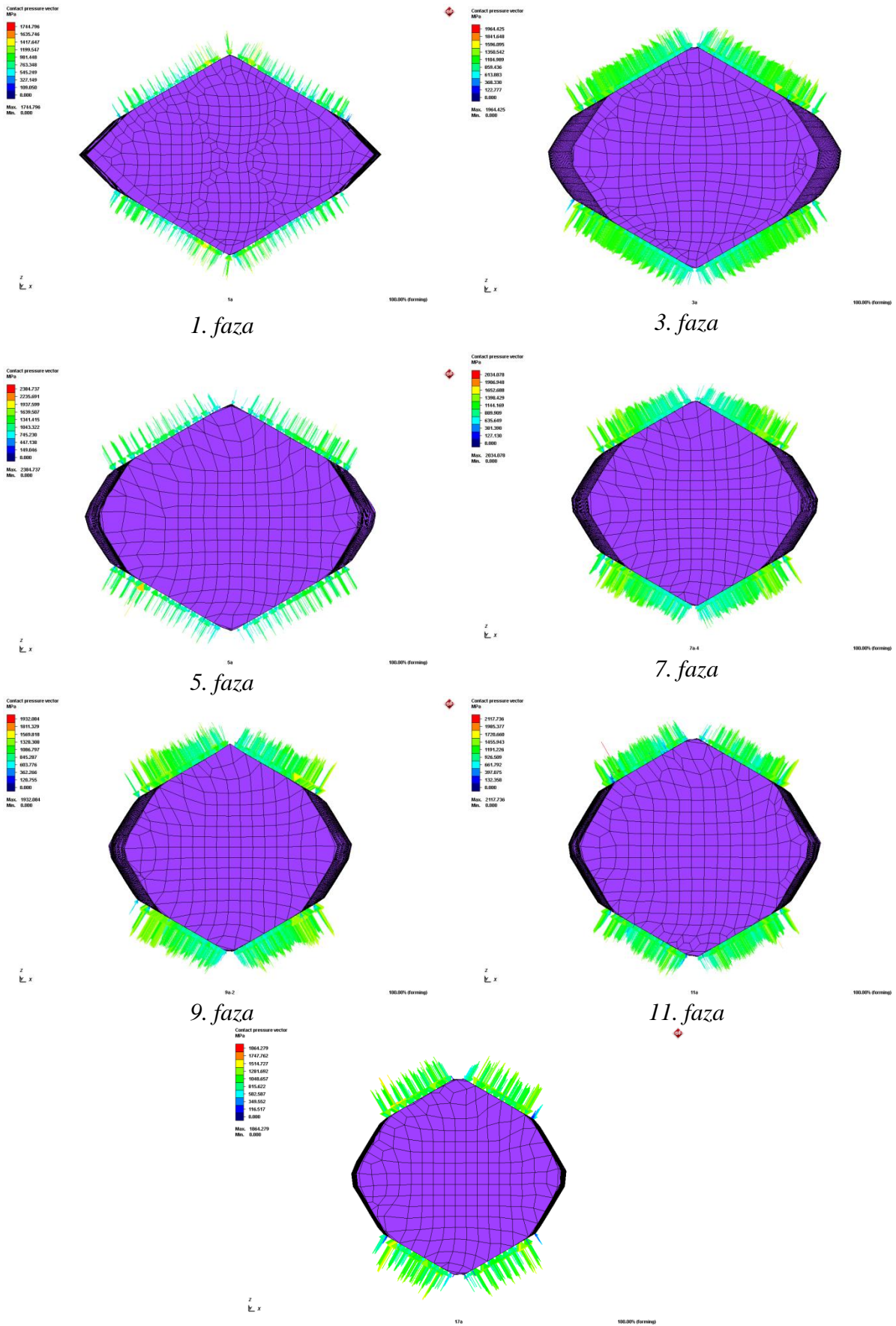
- geometrija alata,
- geometrija priprema,
- vrsta materijala (kriva tečenja),
- tribološki uslovi,
- temperatura obrade,
- brzina deformisanja i drugi činioci.

Podaci o normalnom kontaktnom naponu (σ_n , [MPa]) prikazani su na slici 5.6, na osnovu kojih se zaključuje da su normalni kontaktni naponi prilično ujednačeni u pogledu veličine u izabranom preseku obratka i u određenoj fazi deformisanja. Načelno se može zaključiti da kontaktni naponi rastu do dvanaeste faze da bi potom te vrednosti opadale (tabela 5.1).

Tabela 5.1. Opseg normalnog kontaktnog napona po fazama sabijanja

Faza sabijanja	σ_n [MPa]	Faza sabijanja	σ_n [MPa]
1	850–1300	10	628–1632
2	600–1600	11	660–1720
3	600–1600	12	684–1780
4	590–1536	13	568–1480
5	745–1940	14	607–1570
6	600–1330	15	583–1520
7	636–1652	16	554–1442
8	640–1660	17	582–1514
9	603–1600	18	595–1547

Treba istaći i specifičnost distribucije normalnog kontaktnog napona. Naime, najniže vrednosti nalaze se u centru alata, a najviše na kraju kontaktne površine, što je obrnuto u odnosu na druge procese sabijanja – na primer, sabijanje ravnim pločama [192].



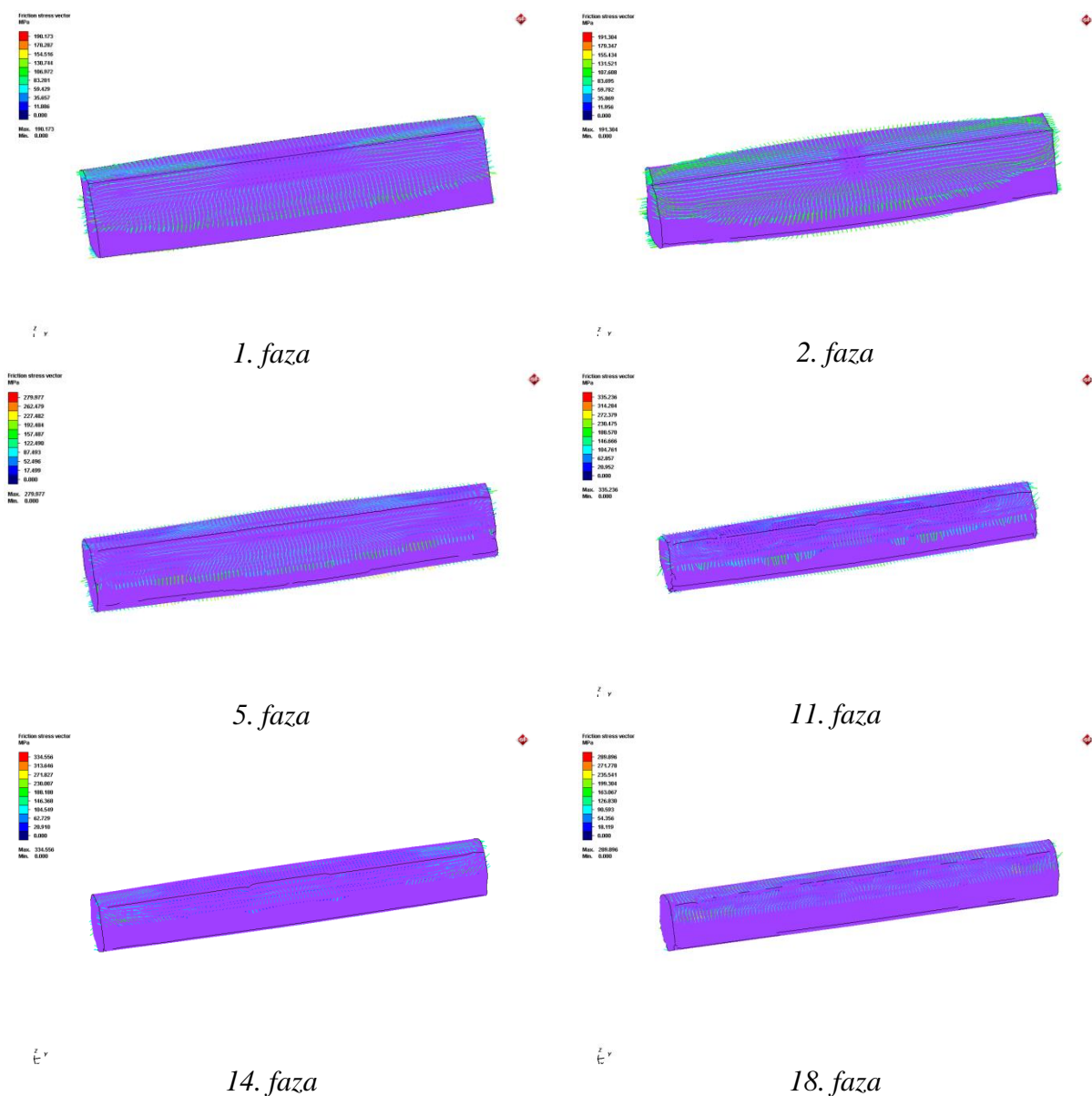
Slika 5.6. Distribucija normalnih kontaktnih napona po fazama sabijanja

b) Tangencijalni kontakti naponi

Tangencijalni kontakti napon predstavlja otpor klizanju materijala po kontaktnoj površini alata. U najvećoj meri zavisi od koeficijenta trenja i normalnog kontaktnog napona.

Tangencijalni kontakti napon značajno utiče na tok plastične deformacije, to jest utiče na tečenje materijala. Takođe, značajno deluje na ukupnu sliku naponsko-deformacionog stanja, deformacionu silu i deformacioni rad.

U nastavku su prezentovani podaci o tangencijalnom kontaktnom naponu po fazama sabijanja. Softverski paket Simufact omogućuje vektorski prikaz tangencijalnog kontaktnog napona. Na osnovu dijagrama (slika 5.7) zaključuje se da tangencijalni kontakti napon raste porastom broja faza deformisanja, u rasponu 59–154 MPa (prva faza) pa do 90–235 MPa na kraju osamnaeste faze sabijanja. Lokacijski posmatrano, zaključuje se da kontakti naponi rastu od centra ka periferiji kontaktne površine.

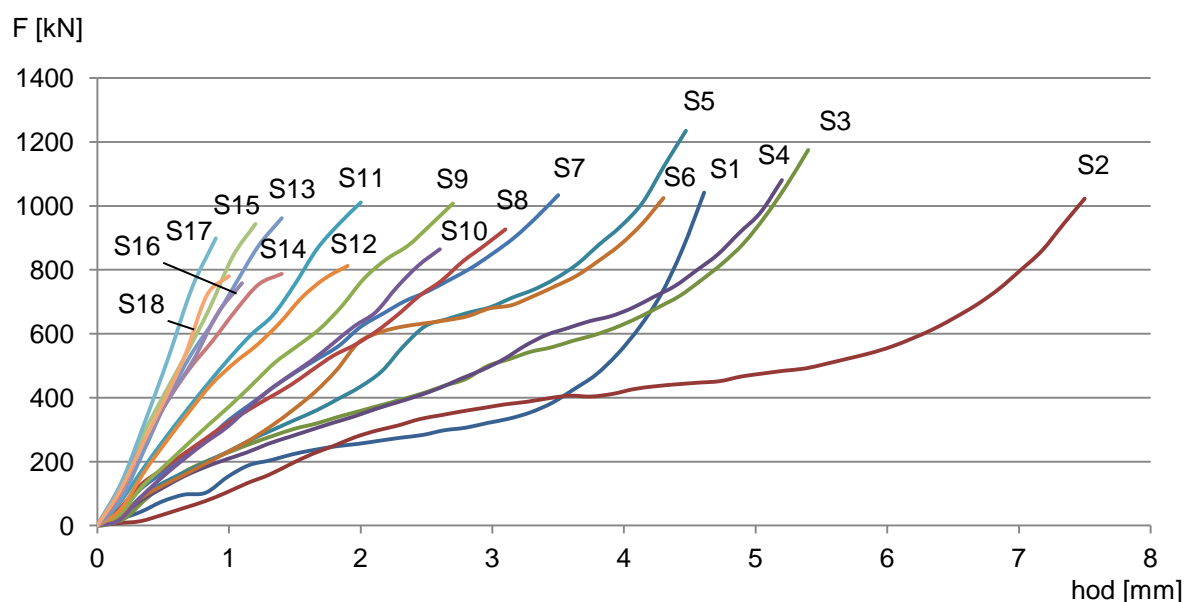


Slika 5.7. Distribucija tangencijalnih kontaktnih napona

5.2.5. DEFORMACIONA SILA

Deformaciona sila u procesima deformisanja zavisi od vrste materijala (kriva tečenja), geometrije alata, geometrije priprema, temperature obrade, triboloških uslova, brzine deformisanja i drugih faktora. Dobija se integracijom kontaktnih napona po kontaktnoj površini. Na slici 5.8 prikazana je promena deformacione sile pri sabijanju prizmatičnog uzorka pomoću V-alata, po fazama sabijanja.

Tok dijagrama deformacione sile u zavisnosti od hoda alata je očekivan i u tom obliku postoji u drugim procesima sabijanja [192]. Maksimalne vrednosti sile beleže se na kraju procesa sabijanja određene faze. Dužina pojedinih dijagrama (veličina hoda) smanjuje se porastom broja faza sabijanja. Ovi podaci eksperimentalno su provereni.



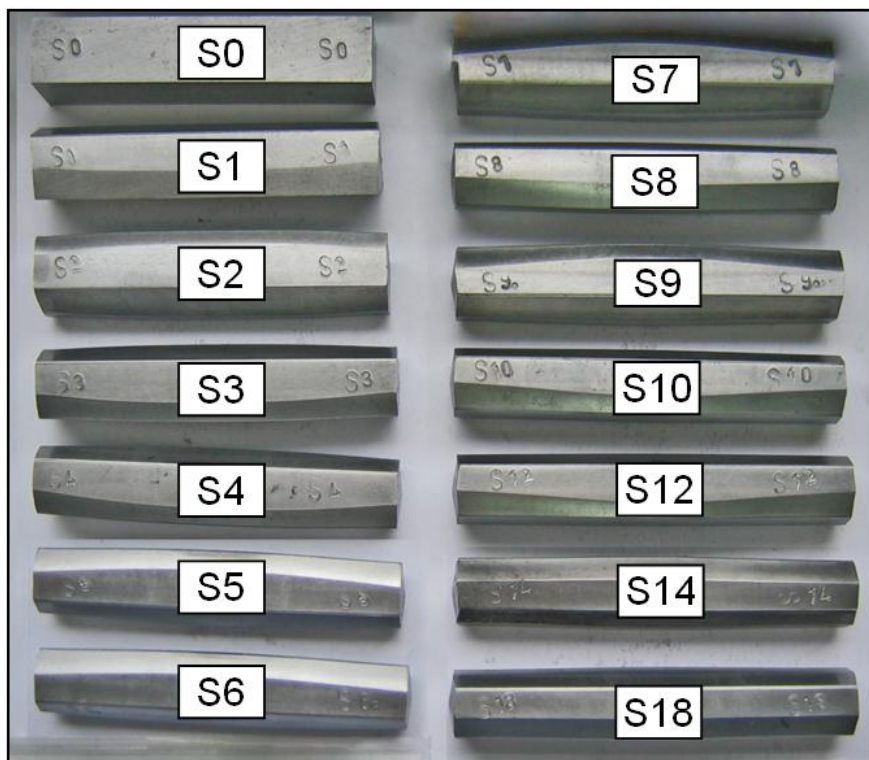
Slika 5.8. Zavisnost deformacione sile od hoda alata dobijena simulacijom višefaznog sabijanja V-alatom

5.3. EKSPERIMENTALNI REZULTATI VIŠEFAZNOG SABIJANJA PRIZMATIČNOG UZORKA V-ALATOM

Eksperiment višefaznog sabijanja prizmatičnog uzorka pomoću V-alata dao je sledeće rezultate:

- Uzorke oblikovane različitim brojem faza pomoću V-alata (slike 5.9 i 5.13);
- Dijagrame deformacione sile po fazama sabijanja;
- Dimenzije merne mreže na čonoj površini prizmatičnog uzorka po fazama sabijanja;
- Prosečne deformacije uzorka nakon određene faze sabijanja;
- Komponente deformacije elemenata ograničenih mernom mrežom i ukupne deformacije nakon određenog broja faza sabijanja.

Izgled uzoraka sabijanih u predviđenom broju faza pomoću V-alata prikazan je na slici 5.9. Broj pored oznake *S* označava broj faza sabijanja.



Slika 5.9. Izgled uzoraka sabijanih različitim brojem faza

Izgled uzoraka nakon sabijanja određenim brojem faza (slika 5.9) ukazuje na pojavu neujednačenosti poprečnog preseka uzduž aksijalne ose priprema, što je posledica neravnomernog tečenja usled kontaktnog trenja i neravnomernosti kontaktnih napona i elastičnih deformacija alata i uzorka.

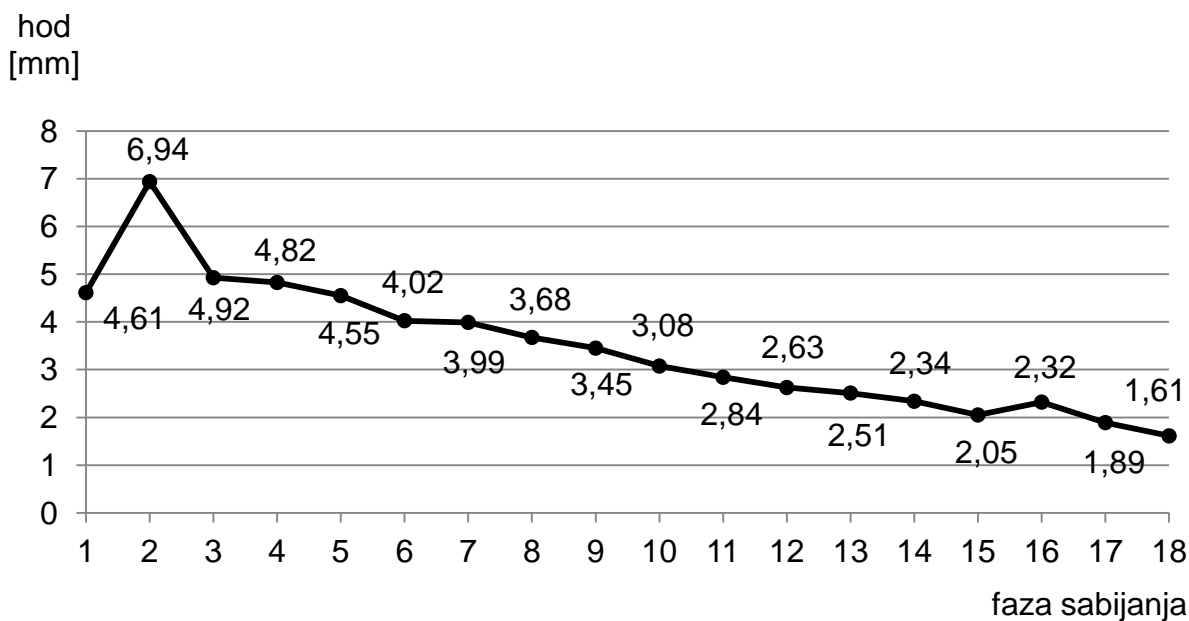
Čeona površina, kao i poprečni preseki uzduž uzorka, menjaju svoju geometriju povećanjem broja faza sabijanja. Nakon prve faze, preseki uzorka mogli bi se približno opisati formom romba koja se postepeno pretvara u osmougaonu prizmu, čije se dimenzije ujednačavaju povećanjem broja faza sabijanja (slika 5.9).

Dimenzije uzoraka nakon određenog broja faza sabijanja prikazani su u tabeli 5.2. Tabela pokazuje da se dužina obratka povećava sa porastom broja faza sabijanja. Povećanje dužine je najizraženije nakon treće faze. Daljim porastom broja faza sabijanja povećanje dužine se smanjuje.

Tabela 5.2. Dimenzije uzorka po fazama sabijanja

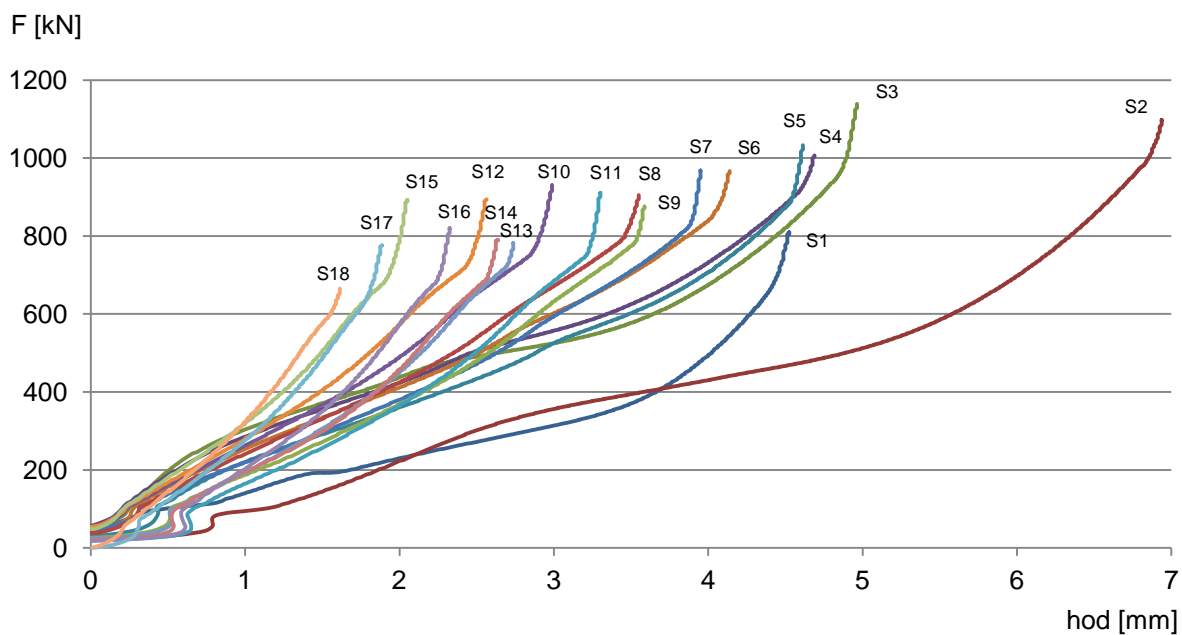
Faza	0	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12	13	14	15	16	17	18
A [mm]	19,76	21,22	18,30	17,63	17,26	16,85	16,36	16,17	16,01	15,94	15,72	15,89	15,64	15,62	15,73	15,58	15,60	15,62	15,63
B [mm]	19,79	15,53	15,50	15,56	15,46	15,46	15,49	15,50	15,37	15,55	15,45	15,50	15,52	15,34	15,31	15,62	15,50	15,57	15,54
A _c [mm]	19,85	22,28	20,00	19,89	19,58	19,12	18,77	18,68	18,59	18,03	17,82	17,61	17,33	17,31	17,30	17,12	16,93	16,71	16,60
B _c [mm]	19,80	15,84	15,85	15,70	15,64	15,69	15,48	15,71	15,73	15,45	15,82	15,45	15,77	15,45	15,79	15,68	15,62	15,70	15,65

Usled izduženja uzorka pri višefaznom sabijanju V-alatom smanjuje se površina uzorka, što za posledicu ima i adekvatno smanjenje hoda alata u narednim fazama sabijanja. Veličina hoda alata u zavisnosti od broja izvedenih faza sabijanja prikazana je na slici 5.10.



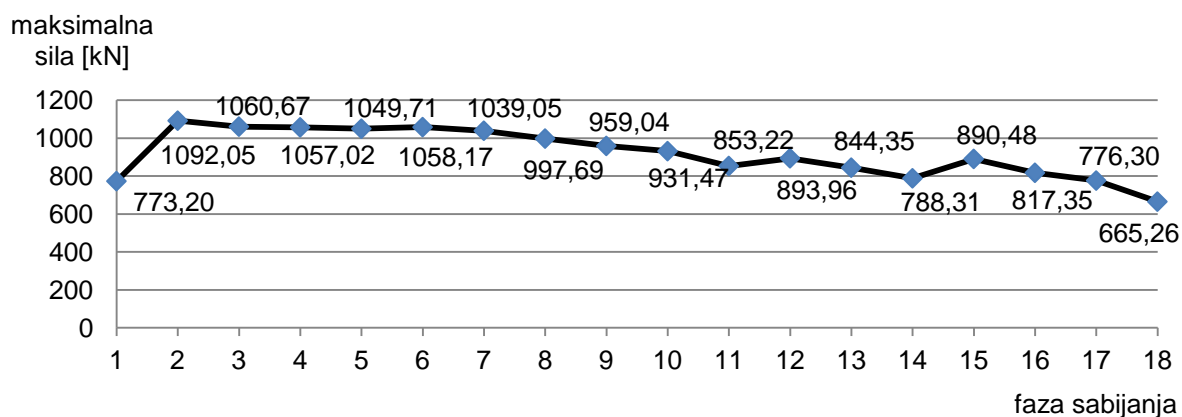
Slika 5.10. Hod alata po fazama sabijanja

Tokom eksperimenta višefaznog sabijanja prizmatičnog uzorka pomoću V-alata kontinuirano je registrovana deformaciona sila zavisna od hoda alata. Rezultati merenja sile za sve faze sabijanja prikazani su na slici 5.11. Izgled dijagrama sile po fazama sabijanja odgovara dijagramima dobijenim numeričkom simulacijom (slika 5.8).



Slika 5.11. Zavisnost deformacione sile od hoda alata pri višefaznom sabijanju V-alatom eksperimentalno određene

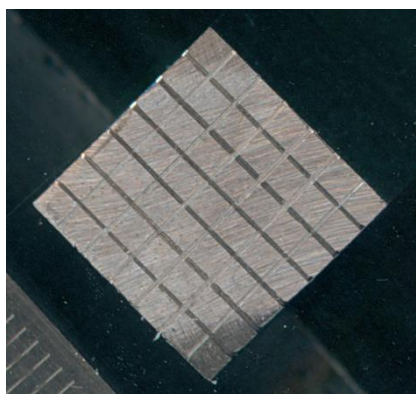
Maksimalna sila ostvarena u određenoj fazi sabijanja prezentovana je na slici 5.12. Očigledno je da maksimalna sila sabijanja opada porastom broja faza sabijanja zbog smanjenja hoda alata, to jest, zbog izduženja uzorka i smanjenja dimenzija poprečnog preseka.



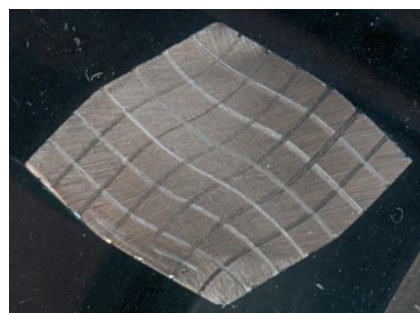
Slika 5.12. Maksimalna sila po fazama sabijanja

Najviša vrednost hoda alata i sile beleži se u drugoj fazi sabijanja, da bi u narednim fazama nastupilo njihovo postepeno opadanje.

Izgled čela pripremk i uzoraka s mernom mrežom, sabijenih određenim brojem faza, predstavljeni su na slika 5.13.



Čeona površina pripremk



1. faza

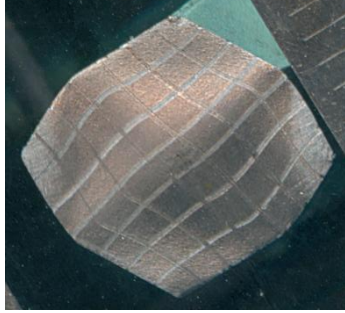


2. faza

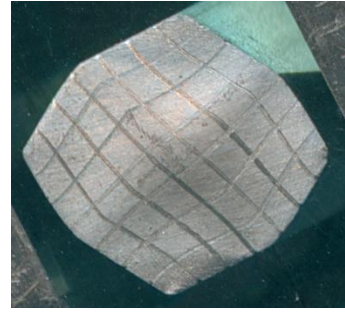


3. faza

Slika 5.13. Izgled čela uzorka sa mernom mrežom po fazama sabijanja



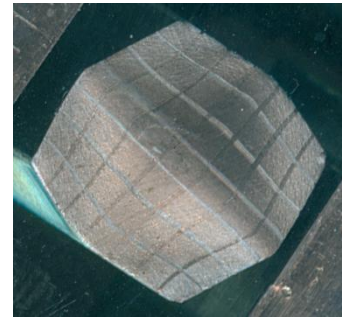
4. faza



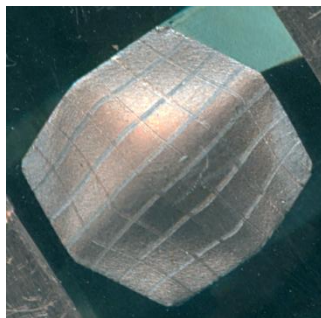
5. faza



6. faza



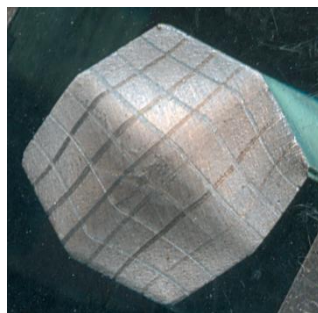
7. faza



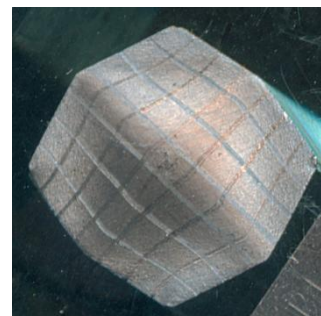
8. faza



9. faza

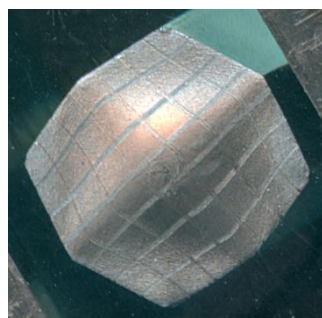
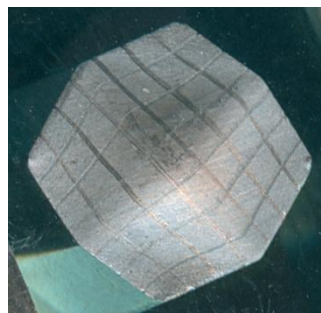
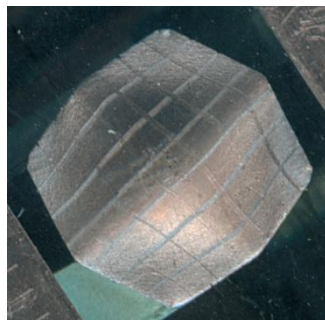
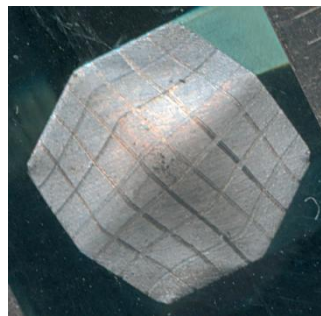
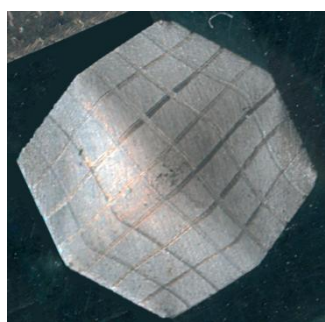
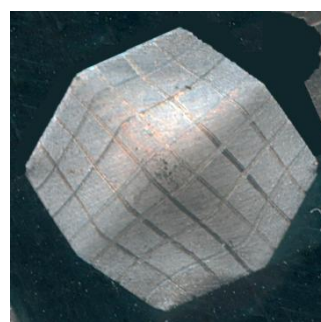
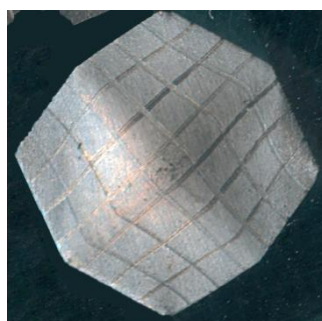


10. faza



11. faza

Slika 5.13. – nastavak: Izgled čela uzorka sa mernom mrežom po fazama sabijanja

*12. faza**13. faza**14. faza**15. faza**16. faza**17. faza**18. faza*

Slika 5.13. – nastavak: Izgled čela uzorka sa mernom mrežom po fazama sabijanja

Sa slike 5.13 može se uočiti da se čela uzorka preseka postepeno smanjuje s povećanjem broja faza sabijanja. Površina čela uzorka u zavisnosti od faze sabijanja kao i odnos površine čela nakon određenog broja faza sabijanja (P) prema površini čela pripremljena (P_0), prikazani su u tabeli 5.3.

Tabela 5.3. Površina čela uzorka po fazama sabijanja

Faza	0	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12	13	14	15	16	17	18
P [mm ²]	198,35	192,64	181,98	176,61	172,13	171,12	165,89	165,35	163,23	162,29	162,44	160,9	159,59	159,77	160,19	159,21	159,41	159,29	159,14
P/P ₀	1,00	0,97	0,92	0,89	0,87	0,86	0,84	0,83	0,82	0,82	0,82	0,81	0,81	0,81	0,81	0,80	0,80	0,80	0,80

5.4. PROSEČNE DEFORMACIJE

Efektivna deformacija pri sabijanju prizmatičnog priprema V-alatom za ravansko deformaciono stanje kada nema izduživanja uzorka, može se odrediti na osnovu dimenzija uzorka po fazama deformisanja, to jest na osnovu dimenzija kalibra alata.

U prvoj fazi sabijanja, kada je pripremak kvadratnog oblika, efektivna deformacija iznosi:

$$\varphi_{e1} = \frac{2}{\sqrt{3}} \ln \frac{A_i}{A_{i-1}} = \frac{2}{\sqrt{3}} \ln \frac{19,79}{15} = 0,3205$$

U svim ostalim fazama sabijanja idealna efektivna deformacija ima vrednost:

$$\varphi_{ei} = \frac{2}{\sqrt{3}} \ln \frac{B_i}{B_{i-1}} = \frac{2}{\sqrt{3}} \ln \frac{26}{15} = 0,6353$$

Ukupna efektivna deformacija u ravanskim uslovima nakon određene faze sabijanja data je u tabeli 5.4.

Tabela 5.4. Efektivna deformacija nakon određene faze sabijanja pri ravanskom deformacionom stanju

Faza	0	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12	13	14	15	16	17	18
φ_e	0	0,32	0,96	1,59	2,23	2,86	3,50	4,13	4,77	5,44	6,04	6,67	7,31	7,94	8,58	9,21	9,85	10,49	11,12

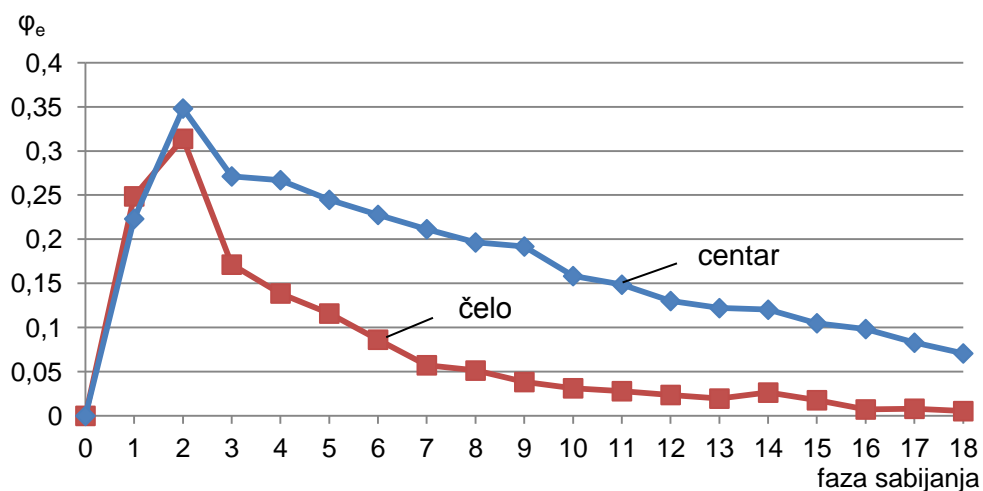
Prosečne deformacije po fazama sabijanja određene su na osnovu spoljašnjih dimenzija uzorka na čelu i središtu uzorka nakon sabijanja, primenom metodologije koja je prikazana u poglavlju 4.8.2. Rezultati proračuna prikazani su u tabelama 5.5 i 5.6.

Tabela 5.5. Prosečne deformacije po fazama sabijanja V-alatom na čelu prizmatičnog uzorka

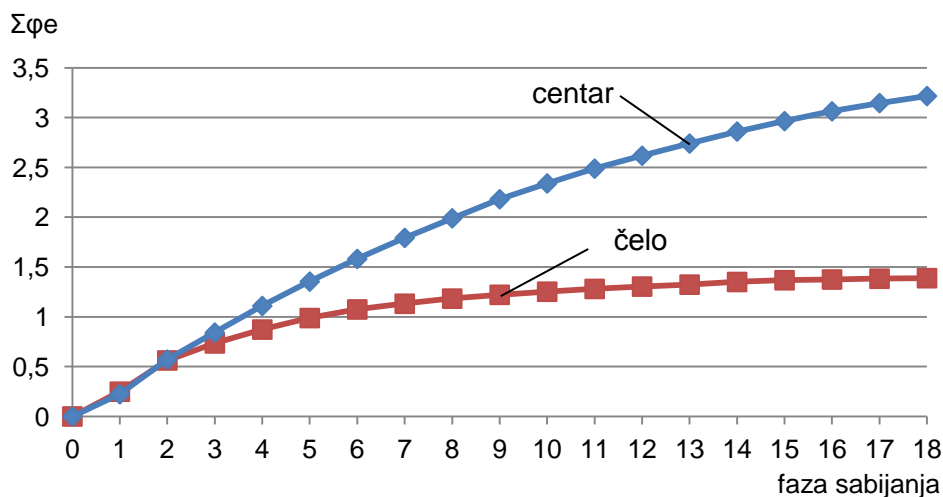
Faza	0	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12	13	14	15	16	17	18
φ_x	0	0,07	0,16	0,13	0,10	0,09	0,06	0,04	0,03	0,04	0,01	0,03	0,01	0,01	0,02	0,02	0,00	0,01	0,00
φ_y	0	-0,24	-0,31	-0,16	-0,13	-0,11	-0,08	-0,05	-0,05	-0,03	-0,03	-0,01	-0,02	-0,02	-0,02	-0,01	-0,01	0,00	-0,01
φ_z	0	0,17	0,15	0,03	0,03	0,02	0,03	0,01	0,02	-0,01	0,02	-0,01	0,01	0,01	0,00	-0,01	0,01	-0,01	0,00
φ_e	0	0,25	0,31	0,17	0,14	0,12	0,09	0,06	0,05	0,04	0,03	0,03	0,02	0,02	0,03	0,02	0,01	0,01	0,01
$\Sigma\varphi_e$	0	0,25	0,56	0,73	0,87	0,99	1,07	1,13	1,18	1,22	1,25	1,28	1,30	1,32	1,35	1,37	1,38	1,38	1,39

Tabela 5.6. Prosečne deformacije po fazama sabijanja V-alatom u središtu prizmatičnog uzorka

Faza	0	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12	13	14	15	16	17	18
φ_x	0	0,12	0,23	0,23	0,22	0,20	0,18	0,19	0,17	0,14	0,14	0,11	0,11	0,09	0,11	0,08	0,08	0,07	0,06
φ_y	0	-0,22	-0,34	-0,24	-0,24	-0,22	-0,21	-0,18	-0,17	-0,19	-0,13	-0,14	-0,11	-0,11	-0,09	-0,10	-0,09	-0,08	-0,07
φ_z	0	0,11	0,11	0,02	0,02	0,02	0,03	-0,01	0,00	0,05	-0,01	0,04	0,00	0,02	-0,02	0,02	0,01	0,01	0,01
φ_e	0	0,22	0,35	0,27	0,27	0,24	0,23	0,21	0,20	0,19	0,16	0,15	0,13	0,12	0,12	0,10	0,10	0,08	0,07
$\Sigma\varphi_e$	0	0,22	0,57	0,84	1,11	1,35	1,58	1,79	1,99	2,18	2,34	2,49	2,62	2,74	2,86	2,97	3,06	3,15	3,22



Slika 5.14. Priraštaj prosečne deformacije po fazama sabijanja na čelu i u središtu uzorka pri sabijanju V-alatom



Slika 5.15 Ukupna prosečna deformacija po fazama sabijanja prizmatičnog uzorka V-alatom na čelu i u središtu uzorka

Na osnovu dijagrama (slika 5.15) može se zaključiti da postoji razlika u prosečnim deformacijama u ravni čela i u središnjoj ravni uzorka. Različite deformacije u dva preseka rezultat su razlike u dimenzijama preseka u horizontalnoj ravni. Horizontalna dijagonala uzorka na čelu uvek je kraća od one u središtu uzorka.

Na osnovu prikazanih prosečnih vrednosti defomacije zaključuje se da nema potrebe za daljim sabijanjem uzoraka nakon desete faze, jer je priraštaj defomacije kako u ravni čela, tako i u središtu uzorka nizak u nastavku sabijanja.

5.5. ODREĐIVANJE DEFORMACIJA METODOM MERNE MREŽE

U ovom poglavlju prikazani su eksperimentalni rezultati određivanja defomacija na čelu uzorka nakon višefaznog sabijanja prizmatičnog priprema V-alatom. Defomacije su određene s obzirom na značaj uticaja veličine defomacije na veličinu zrna u procesu intenzivne plastične defomacije.

Komponente defomacije određene su prema metodologiji prikazanoj u poglavlju 4.8.3. Podaci potrebni za izračunavanje defomacija određeni su eksperimentalno, primenom metode merne mreže. U tu svrhu na kvadratnim pripremcima pre procesa sabijanja, na čeonim površinama uzorka naneta je kvadratna mreža dimenzija $2 \times 2 \text{ mm}$. S obzirom na dimenzije preseka priprema ($14 \times 14 \text{ mm}$), ukupan broj ćelija merne mreže iznosi 49. Nakon svake faze sabijanja merene su dijagonale elementarnih ćelija merne mreže, prema rasporedu polja označenim na slici 4.13. Dužine dijagonala za svaku ćeliju mreže na pripremu i sabijenim uzorcima, po fazama sabijanja, prikazane su u tabelama 5.7, 5.8 i 5.9.

Na osnovu dijagonala merne mreže izračunate su defomacije u dva pravca – φ_1 i φ_2 pomoću fomula (4.5) i (4.6). Komponenta defomacije u uzdužnom pravcu uzorka φ_3 izračunata je iz uslova konstantnosti zapremine, to jest primenom izraza (4.7), a efektivna defomacija φ_e na osnovu komponenti defomacije primenom formule (4.10). Numeričke vrednosti komponenti defomacije i efektivne defomacije na čelu uzorka, po fazama sabijanja, prikazane su u tabelama 5.10 do 5.15.

Tabela 5.7. Dužine dijagonala ćelija merne mreže – faza 0 do 6 [mm]

Ćelija	Dijagonala	Faza 0	Faza 1	Faza 2	Faza 3	Faza 4	Faza 5	Faza 6
1	d ₁	2,43	2,42	1,78	1,79	1,74	1,70	1,56
	d ₂	2,39	2,36	2,31	2,39	2,53	2,48	2,21
2	d ₁	2,58	2,61	1,97	2,11	1,90	1,98	1,83
	d ₂	2,39	2,47	2,62	2,40	2,65	2,47	2,42
3	d ₁	2,47	2,54	1,96	2,05	2,02	1,86	1,77
	d ₂	2,34	2,44	2,48	2,39	2,50	2,22	2,29
4	d ₁	2,40	2,47	1,92	2,44	1,98	2,11	1,98
	d ₂	2,27	2,11	2,47	1,90	2,23	1,95	2,19
5	d ₁	2,28	2,79	2,32	2,45	2,34	2,34	2,43
	d ₂	2,29	2,15	2,26	1,97	1,97	1,81	1,99
6	d ₁	2,41	2,64	2,47	2,52	2,73	2,57	2,64
	d ₂	2,41	2,22	2,25	2,09	2,13	1,94	1,97
7	d ₁	2,58	2,40	2,45	2,48	2,44	2,38	2,44
	d ₂	2,58	1,88	2,00	1,87	1,81	1,67	1,72
8	d ₁	2,50	2,49	2,16	2,20	1,86	2,11	1,98
	d ₂	2,53	2,51	2,60	2,66	2,70	2,64	2,51
9	d ₁	2,56	2,59	2,12	2,15	1,92	2,06	2,05
	d ₂	2,69	2,54	2,84	2,85	2,92	2,85	2,80
10	d ₁	2,46	2,77	2,10	2,25	2,05	2,14	2,01
	d ₂	2,49	2,50	2,91	2,66	2,79	2,72	2,81
11	d ₁	2,41	2,87	2,18	2,73	2,20	2,62	2,32
	d ₂	2,44	2,14	2,80	2,19	2,51	2,28	2,53
12	d ₁	2,52	2,96	2,62	2,85	2,72	2,89	2,78
	d ₂	2,47	2,16	2,32	2,05	2,11	2,00	2,17
13	d ₁	2,49	3,07	2,75	2,83	2,92	2,80	2,78
	d ₂	2,45	2,15	2,06	2,02	2,02	2,00	1,98
14	d ₁	2,36	2,45	2,58	2,44	2,51	2,50	2,45
	d ₂	2,49	2,27	2,27	2,10	2,07	2,08	1,99
15	d ₁	2,35	2,54	2,06	2,29	1,93	2,15	1,95
	d ₂	2,41	2,59	2,55	2,55	2,54	2,58	2,55
16	d ₁	2,44	2,60	2,06	2,29	1,99	2,27	2,14
	d ₂	2,48	2,42	2,81	2,50	2,89	2,68	2,62
17	d ₁	2,44	2,74	2,05	2,49	2,07	2,44	2,19
	d ₂	2,46	2,31	2,88	2,43	2,80	2,68	2,87
18	d ₁	2,40	3,28	2,05	2,77	2,16	2,66	2,38
	d ₂	2,33	1,98	2,82	2,14	2,75	2,34	2,56
19	d ₁	2,41	3,09	2,41	2,96	2,55	3,04	2,68
	d ₂	2,42	2,07	2,53	2,23	2,40	2,25	2,48
20	d ₁	2,41	2,81	2,54	2,82	2,55	2,77	2,56
	d ₂	2,45	2,15	2,41	2,20	2,17	2,21	2,28
21	d ₁	2,34	2,58	2,43	2,59	2,38	2,40	2,45
	d ₂	2,51	2,13	2,49	2,17	2,15	2,16	2,04
22	d ₁	2,25	2,57	2,01	2,44	1,90	2,25	2,06
	d ₂	2,33	2,29	2,61	2,16	2,55	2,18	2,38
23	d ₁	2,45	2,90	2,10	2,63	2,18	2,51	2,22
	d ₂	2,40	2,18	2,69	2,20	2,68	2,31	2,51
24	d ₁	2,38	3,14	2,04	2,76	2,11	2,68	2,29
	d ₂	2,40	1,97	2,83	2,11	2,71	2,20	2,56

Tabela 5.7. – nastavak: Dužine dijagonala ćelija merne mreže – faza 0 do 6 [mm]

Ćelija	Dijagonala	Faza 0	Faza 1	Faza 2	Faza 3	Faza 4	Faza 5	Faza 6
25	d ₁	2,32	3,42	1,87	2,85	2,14	2,68	2,38
	d ₂	2,28	1,81	3,12	1,92	2,88	2,19	2,65
26	d ₁	2,34	3,16	2,08	2,81	2,16	2,70	2,42
	d ₂	2,33	2,02	2,89	2,11	2,62	2,28	2,60
27	d ₁	2,36	2,67	2,19	2,75	2,17	2,61	2,39
	d ₂	2,44	2,09	2,92	2,29	2,58	2,11	2,43
28	d ₁	2,32	2,43	2,19	2,51	2,10	2,39	2,18
	d ₂	2,47	2,18	2,81	2,15	2,52	2,24	2,52
29	d ₁	2,27	2,61	2,35	2,50	2,34	2,43	2,35
	d ₂	2,34	2,32	2,32	2,08	2,15	2,12	1,98
30	d ₁	2,42	2,97	2,53	2,67	2,68	2,60	2,51
	d ₂	2,41	2,10	2,27	2,02	2,29	2,01	2,02
31	d ₁	2,35	3,15	2,43	2,84	2,41	2,80	2,65
	d ₂	2,44	1,94	2,35	1,96	2,33	2,03	2,11
32	d ₁	2,35	3,15	2,01	2,72	2,24	2,63	2,37
	d ₂	2,34	2,00	2,77	2,00	2,66	2,18	2,53
33	d ₁	2,34	2,66	1,97	2,39	2,03	2,33	2,16
	d ₂	2,36	2,29	2,86	2,33	2,82	2,42	2,63
34	d ₁	2,37	2,39	2,13	2,22	2,05	2,19	2,13
	d ₂	2,43	2,31	2,89	2,49	2,75	2,63	2,61
35	d ₁	2,37	2,29	2,07	2,10	1,99	2,00	1,95
	d ₂	2,35	2,38	2,59	2,43	2,54	2,41	2,44
36	d ₁	2,49	2,62	2,55	2,52	2,53	2,54	2,55
	d ₂	2,47	2,39	2,35	2,12	2,21	2,06	1,86
37	d ₁	2,38	2,86	2,77	2,76	2,80	2,85	2,71
	d ₂	2,40	2,09	2,10	1,93	2,05	2,00	1,87
38	d ₁	2,40	3,02	2,61	2,84	2,74	2,85	2,71
	d ₂	2,38	2,03	2,26	1,91	2,13	1,94	1,98
39	d ₁	2,40	2,77	2,10	2,76	2,22	2,62	2,34
	d ₂	2,34	2,09	2,56	2,14	2,66	2,20	2,42
40	d ₁	2,42	2,52	2,07	2,26	2,11	2,19	2,02
	d ₂	2,33	2,28	2,74	2,49	2,70	2,61	2,64
41	d ₁	2,41	2,43	2,07	2,03	2,02	1,99	1,97
	d ₂	2,38	2,40	2,82	2,61	2,80	2,79	2,76
42	d ₁	2,46	2,43	2,16	2,09	2,00	1,96	1,93
	d ₂	2,38	2,44	2,73	2,76	2,65	2,64	2,59
43	d ₁	2,36	2,54	2,50	2,43	2,32	2,39	2,47
	d ₂	2,40	2,13	1,84	1,80	1,70	1,75	1,77
44	d ₁	2,41	2,66	2,54	2,54	2,64	2,57	2,65
	d ₂	2,21	2,19	2,11	1,91	2,14	1,90	1,88
45	d ₁	2,32	2,59	2,39	2,43	2,46	2,45	2,37
	d ₂	2,28	2,14	2,22	1,95	2,20	1,90	1,88
46	d ₁	2,38	2,55	2,03	2,41	2,05	2,25	2,01
	d ₂	2,18	2,24	2,43	1,99	2,42	2,04	2,18
47	d ₁	2,34	2,39	2,02	2,07	1,94	1,91	1,79
	d ₂	2,21	2,38	2,47	2,38	2,49	2,37	2,40
48	d ₁	2,45	2,49	2,08	1,99	2,02	1,95	1,92
	d ₂	2,27	2,48	2,44	2,46	2,51	2,47	2,42
49	d ₁	2,45	2,50	1,71	1,71	1,53	1,58	1,56
	d ₂	2,50	2,54	2,52	2,60	2,48	2,40	2,43

Tabela 5.8. Dužine dijagonala ćelija merne mreže – faza 7 do 12 [mm]

Ćelija	Dijagonala	Faza 7	Faza 8	Faza 9	Faza 10	Faza 11	Faza 12
1	d ₁	1,74	1,52	1,61	1,60	1,54	1,45
	d ₂	2,50	2,45	2,42	2,29	2,30	2,36
2	d ₁	1,96	1,84	1,83	1,86	1,92	1,83
	d ₂	2,50	2,54	2,56	2,48	2,63	2,54
3	d ₁	2,16	1,85	1,81	1,85	1,84	1,82
	d ₂	2,56	2,45	2,39	2,41	2,44	2,42
4	d ₁	2,14	1,92	2,11	2,15	2,18	2,08
	d ₂	2,16	2,02	2,07	2,11	2,24	2,14
5	d ₁	2,34	2,31	2,38	2,41	2,41	2,46
	d ₂	1,85	1,73	1,80	1,74	1,75	1,73
6	d ₁	2,60	2,55	2,58	2,54	2,50	2,50
	d ₂	1,97	1,92	1,93	1,80	1,98	1,84
7	d ₁	2,36	2,51	2,41	2,44	2,40	2,46
	d ₂	1,60	1,65	1,62	1,50	1,47	1,53
8	d ₁	1,99	1,83	2,03	2,06	1,81	1,86
	d ₂	2,67	2,59	2,66	2,77	2,58	2,61
9	d ₁	2,04	1,92	1,90	1,97	1,96	1,85
	d ₂	2,79	2,87	2,85	2,77	2,81	2,86
10	d ₁	2,23	1,98	2,03	2,04	1,99	1,97
	d ₂	2,86	2,82	2,88	2,78	2,78	2,70
11	d ₁	2,63	2,33	2,46	2,46	2,48	2,35
	d ₂	2,50	2,40	2,40	2,52	2,38	2,37
12	d ₁	2,91	2,81	2,79	2,84	2,88	2,88
	d ₂	2,02	1,96	2,00	1,95	1,90	1,89
13	d ₁	2,72	2,84	2,72	2,69	2,77	2,80
	d ₂	2,05	1,97	1,99	1,79	1,98	1,87
14	d ₁	2,37	2,37	2,54	2,44	2,49	2,47
	d ₂	2,02	1,95	2,04	1,87	1,88	1,83
15	d ₁	1,98	1,84	1,92	1,99	1,86	1,84
	d ₂	2,50	2,40	2,51	2,66	2,37	2,46
16	d ₁	2,22	2,00	2,14	2,13	2,11	2,06
	d ₂	2,64	2,74	2,73	2,75	2,66	2,74
17	d ₁	2,41	2,16	2,27	2,34	2,17	2,18
	d ₂	2,70	2,76	2,76	2,74	2,65	2,67
18	d ₁	2,80	2,36	2,57	2,56	2,48	2,37
	d ₂	2,53	2,38	2,47	2,53	2,33	2,33
19	d ₁	2,86	2,76	2,91	2,55	2,73	2,72
	d ₂	2,22	2,19	2,27	2,08	2,07	2,15
20	d ₁	2,64	2,58	2,67	2,55	2,78	2,70
	d ₂	2,08	2,08	2,21	1,97	2,10	2,02
21	d ₁	2,34	2,38	2,42	2,30	2,32	2,26
	d ₂	2,07	1,98	2,05	1,97	2,03	1,92
22	d ₁	2,19	2,15	2,11	2,11	2,17	1,98
	d ₂	2,16	2,37	2,17	2,42	2,25	2,36
23	d ₁	2,52	2,28	2,39	2,42	2,34	2,31
	d ₂	2,32	2,64	2,43	2,65	2,39	2,58
24	d ₁	2,64	2,26	2,44	2,42	2,44	2,43
	d ₂	2,38	2,64	2,38	2,58	2,42	2,56

Tabela 5.8. – nastavak: Dužine dijagonala ćelija merne mreže – faza 7 do 12 [mm]

Ćelija	Dijagonala	Faza 7	Faza 8	Faza 9	Faza 10	Faza 11	Faza 12
25	d ₁	2,68	2,37	2,61	2,41	2,57	2,48
	d ₂	2,50	2,56	2,45	2,58	2,46	2,63
26	d ₁	2,55	2,41	2,65	2,34	2,66	2,44
	d ₂	2,37	2,47	2,37	2,48	2,35	2,49
27	d ₁	2,39	2,30	2,61	2,35	2,52	2,37
	d ₂	2,27	2,34	2,46	2,39	2,26	2,33
28	d ₁	2,24	2,17	2,39	2,05	2,27	2,15
	d ₂	2,26	2,46	2,30	2,18	2,23	2,26
29	d ₁	2,40	2,35	2,40	2,33	2,29	2,25
	d ₂	1,93	2,00	1,99	2,04	1,98	1,94
30	d ₁	2,61	2,62	2,53	2,51	2,63	2,63
	d ₂	2,03	2,20	1,98	2,24	2,10	2,28
31	d ₁	2,76	2,62	2,64	2,74	2,62	2,73
	d ₂	1,98	2,27	2,03	2,28	2,19	2,28
32	d ₁	2,52	2,49	2,53	2,39	2,70	2,41
	d ₂	2,28	2,55	2,27	2,49	2,43	2,44
33	d ₁	2,08	2,16	2,32	2,09	2,36	2,18
	d ₂	2,44	2,61	2,49	2,66	2,59	2,61
34	d ₁	2,01	2,06	2,13	2,02	2,15	2,08
	d ₂	2,50	2,61	2,55	2,60	2,56	2,59
35	d ₁	1,89	1,89	1,87	1,85	1,96	1,81
	d ₂	2,32	2,32	2,35	2,41	2,25	2,19
36	d ₁	2,46	2,51	2,53	2,59	2,45	2,56
	d ₂	2,00	2,15	2,04	2,11	2,04	2,07
37	d ₁	2,81	2,74	2,81	2,75	2,79	2,81
	d ₂	1,89	2,00	1,94	1,89	1,93	2,08
38	d ₁	2,76	2,72	2,86	2,91	2,93	2,87
	d ₂	1,91	2,10	1,90	2,10	2,07	2,02
39	d ₁	2,36	2,35	2,52	2,32	2,55	2,34
	d ₂	2,36	2,70	2,33	2,45	2,37	2,55
40	d ₁	1,95	2,12	2,09	2,01	2,15	1,94
	d ₂	2,46	2,67	2,61	2,81	2,72	2,73
41	d ₁	1,80	1,93	1,95	1,92	1,90	1,88
	d ₂	2,68	2,77	2,71	2,62	2,75	2,74
42	d ₁	1,78	1,97	1,92	1,85	1,88	1,71
	d ₂	2,58	2,72	2,68	2,55	2,59	2,47
43	d ₁	2,35	2,41	2,40	2,42	2,38	2,37
	d ₂	1,69	1,63	1,67	1,78	1,65	1,63
44	d ₁	2,51	2,49	2,62	2,68	2,56	2,57
	d ₂	1,98	1,99	1,84	1,96	1,94	1,91
45	d ₁	2,34	2,45	2,42	2,51	2,50	2,41
	d ₂	1,88	2,05	1,80	1,96	1,92	1,91
46	d ₁	2,12	2,13	2,17	2,09	2,17	2,16
	d ₂	2,07	2,27	2,16	2,27	2,25	2,28
47	d ₁	1,76	1,81	1,89	1,79	1,96	1,84
	d ₂	2,37	2,40	2,46	2,40	2,60	2,58
48	d ₁	1,82	1,89	1,91	1,85	1,92	1,84
	d ₂	2,42	2,57	2,51	2,45	2,48	2,57
49	d ₁	1,59	1,64	1,55	1,56	1,61	1,52
	d ₂	2,55	2,53	2,49	2,44	2,57	2,46

Tabela 5.9. Dužine dijagonala ćelija merne mreže – faza 13 do 18 [mm]

Ćelija	Dijagonala	Faza 13	Faza 14	Faza 15	Faza 16	Faza 17	Faza 18
1	d ₁	1,61	1,52	1,52	1,52	1,55	1,51
	d ₂	2,50	2,28	2,35	2,32	2,43	2,31
2	d ₁	1,85	1,81	1,73	1,76	1,82	1,81
	d ₂	2,58	2,61	2,41	2,54	2,44	2,51
3	d ₁	1,92	1,96	1,75	1,82	1,91	1,86
	d ₂	2,50	2,50	2,39	2,43	2,52	2,41
4	d ₁	2,12	2,17	2,05	2,10	2,08	2,12
	d ₂	2,14	2,28	1,96	2,42	2,08	2,19
5	d ₁	2,46	2,51	2,24	2,26	2,28	2,34
	d ₂	1,70	1,86	1,72	1,81	1,80	1,81
6	d ₁	2,50	2,60	2,47	2,48	2,52	2,58
	d ₂	1,78	1,88	1,71	1,76	1,81	1,74
7	d ₁	2,35	2,41	2,42	2,39	2,40	2,42
	d ₂	1,49	1,50	1,49	1,48	1,47	1,50
8	d ₁	1,97	1,87	1,86	1,92	1,81	1,84
	d ₂	2,57	2,45	2,63	2,58	2,48	2,45
9	d ₁	1,97	2,02	1,82	1,85	1,93	1,99
	d ₂	2,73	2,85	2,81	2,77	2,79	2,81
10	d ₁	2,04	2,03	1,96	1,99	2,01	2,01
	d ₂	2,76	2,73	2,82	2,76	2,81	2,74
11	d ₁	2,58	2,53	2,39	2,47	2,51	2,38
	d ₂	2,44	2,60	2,41	2,49	2,40	2,46
12	d ₁	2,76	2,84	2,80	2,80	2,81	2,81
	d ₂	1,77	2,16	1,99	2,05	1,89	2,09
13	d ₁	2,70	2,86	2,84	2,84	2,74	2,81
	d ₂	1,78	1,98	1,95	1,82	1,95	1,90
14	d ₁	2,46	2,42	2,45	2,42	2,45	2,41
	d ₂	1,94	1,98	1,99	1,94	1,98	1,95
15	d ₁	1,97	1,90	1,84	1,86	1,92	1,96
	d ₂	2,34	2,34	2,43	2,36	2,37	2,43
16	d ₁	2,25	2,26	2,00	2,21	2,09	2,13
	d ₂	2,56	2,72	2,52	2,69	2,67	2,71
17	d ₁	2,39	2,30	2,19	2,32	2,39	2,32
	d ₂	2,68	2,78	2,79	2,70	2,69	2,73
18	d ₁	2,58	2,45	2,54	2,56	2,58	2,49
	d ₂	2,57	2,61	2,51	2,56	2,56	2,57
19	d ₁	2,81	2,83	2,83	2,82	2,82	2,82
	d ₂	2,15	2,33	2,37	2,34	2,28	2,19
20	d ₁	2,57	2,65	2,67	2,65	2,62	2,62
	d ₂	2,04	2,28	2,22	2,05	2,23	2,09
21	d ₁	2,33	2,38	2,38	2,34	2,36	2,33
	d ₂	1,99	1,97	2,00	1,97	1,99	1,97
22	d ₁	2,34	2,08	2,04	2,12	2,07	2,06
	d ₂	2,29	2,26	2,19	2,20	2,24	2,20
23	d ₁	2,46	2,42	2,27	2,37	2,44	2,40
	d ₂	2,39	2,53	2,40	2,41	2,51	2,51
24	d ₁	2,61	2,53	2,39	2,40	2,49	2,58
	d ₂	2,48	2,43	2,50	2,50	2,47	2,45

Tabela 5.9. – nastavak: Dužine dijagonala ćelija merne mreže – faza 13 do 18 [mm]

Ćelija	Dijagonala	Faza 13	Faza 14	Faza 15	Faza 16	Faza 17	Faza 18
25	d ₁	2,66	2,48	2,55	2,50	2,56	2,50
	d ₂	2,42	2,67	2,59	2,62	2,53	2,64
26	d ₁	2,44	2,42	2,51	2,46	2,46	2,50
	d ₂	2,46	2,51	2,47	2,51	2,48	2,50
27	d ₁	2,30	2,27	2,46	2,36	2,34	2,45
	d ₂	2,25	2,51	2,37	2,44	2,38	2,31
28	d ₁	2,06	2,05	2,36	2,23	2,19	2,11
	d ₂	2,17	2,23	2,26	2,25	2,24	2,22
29	d ₁	2,56	2,20	2,26	2,38	2,26	2,22
	d ₂	2,25	1,97	2,00	2,08	2,01	2,21
30	d ₁	2,61	2,64	2,48	2,54	2,62	2,59
	d ₂	2,23	2,17	1,97	2,09	1,98	2,13
31	d ₁	2,65	2,75	2,55	2,59	2,62	2,72
	d ₂	2,23	2,07	2,03	2,03	2,18	2,12
32	d ₁	2,53	2,38	2,46	2,49	2,48	2,41
	d ₂	2,38	2,34	2,30	2,36	2,31	2,35
33	d ₁	2,16	2,10	2,25	2,24	2,19	2,23
	d ₂	2,66	2,57	2,48	2,48	2,61	2,53
34	d ₁	2,00	1,93	2,07	1,97	2,02	1,99
	d ₂	2,52	2,57	2,45	2,52	2,53	2,48
35	d ₁	1,84	1,70	1,85	1,75	1,85	1,78
	d ₂	2,57	2,24	2,22	2,42	2,54	2,57
36	d ₁	2,39	2,40	2,51	2,44	2,44	2,47
	d ₂	2,03	1,97	2,12	1,97	2,10	2,11
37	d ₁	2,77	2,77	2,87	2,87	2,80	2,79
	d ₂	1,90	1,83	1,85	1,89	1,83	1,84
38	d ₁	2,75	2,68	2,82	2,80	2,81	2,70
	d ₂	2,01	1,84	1,86	1,99	1,95	1,91
39	d ₁	2,40	2,29	2,47	2,40	2,44	2,42
	d ₂	2,40	2,31	2,44	2,35	2,35	2,34
40	d ₁	1,92	1,83	2,13	2,01	1,91	2,05
	d ₂	2,64	2,75	2,78	2,74	2,73	2,77
41	d ₁	1,81	1,80	1,97	1,82	1,92	1,95
	d ₂	2,70	2,71	2,61	2,63	2,66	2,66
42	d ₁	1,75	1,76	1,87	1,79	1,85	1,79
	d ₂	2,66	2,48	2,60	2,64	2,51	2,49
43	d ₁	2,43	2,36	2,40	2,41	2,37	2,42
	d ₂	1,68	1,63	1,74	1,68	1,72	1,73
44	d ₁	2,52	2,49	2,62	2,61	2,58	2,51
	d ₂	1,82	1,88	1,80	1,81	1,81	1,88
45	d ₁	2,38	2,33	2,42	2,42	2,42	2,41
	d ₂	1,83	1,74	1,77	1,78	1,76	1,77
46	d ₁	2,04	2,03	2,07	2,03	2,07	2,07
	d ₂	2,16	2,13	2,04	2,15	2,07	2,07
47	d ₁	1,59	1,76	1,84	1,71	1,72	1,77
	d ₂	2,29	2,67	2,49	2,44	2,55	2,63
48	d ₁	1,73	1,79	1,82	1,81	1,80	1,75
	d ₂	2,46	2,54	2,50	2,49	2,50	2,49
49	d ₁	1,48	1,43	1,51	1,50	1,45	1,48
	d ₂	2,50	2,53	2,55	2,54	2,53	2,51

Tabela 5.10. Priraštaj deformacije po fazama sabijanja (1, 2, 3)

Ćelija	Faza 1				Faza 2				Faza 3			
	Φ_1	Φ_2	Φ_3	Φ_e	Φ_1	Φ_2	Φ_3	Φ_e	Φ_1	Φ_2	Φ_3	Φ_e
1	0,00	-0,01	0,01	0,01	-0,31	-0,02	0,33	0,37	0,01	0,04	-0,04	0,05
2	0,01	0,03	-0,04	0,05	-0,28	0,06	0,22	0,30	0,07	-0,09	0,02	0,09
3	0,03	0,04	-0,07	0,07	-0,26	0,01	0,24	0,29	0,05	-0,03	-0,01	0,05
4	0,03	-0,07	0,04	0,07	-0,25	0,15	0,10	0,25	0,24	-0,26	0,02	0,29
5	0,20	-0,06	-0,14	0,21	-0,19	0,05	0,14	0,19	0,06	-0,14	0,08	0,14
6	0,09	-0,08	0,00	0,10	-0,06	0,01	0,05	0,07	0,02	-0,07	0,05	0,07
7	-0,07	-0,32	0,39	0,41	0,02	0,06	-0,09	0,09	0,01	-0,07	0,06	0,07
8	0,00	-0,01	0,01	0,01	-0,14	0,04	0,10	0,15	0,02	0,02	-0,04	0,04
9	0,01	-0,06	0,05	0,06	-0,20	0,11	0,09	0,20	0,01	0,01	-0,02	0,02
10	0,12	0,00	-0,12	0,14	-0,28	0,15	0,12	0,28	0,07	-0,09	0,02	0,10
11	0,17	-0,13	-0,04	0,18	-0,27	0,27	0,01	0,31	0,22	-0,25	0,02	0,27
12	0,16	0,16	-0,03	0,17	-0,12	0,07	0,05	0,12	0,08	-0,12	0,04	0,13
13	0,21	-0,13	-0,08	0,21	-0,11	-0,04	0,15	0,15	0,03	-0,02	-0,01	0,03
14	0,04	-0,09	0,06	0,09	0,05	0,00	-0,05	0,06	-0,05	-0,08	0,13	0,13
15	0,08	0,07	-0,15	0,15	-0,21	-0,02	0,23	0,25	0,11	0,00	-0,10	0,12
16	0,06	-0,02	-0,04	0,06	-0,23	0,15	0,08	0,24	0,11	-0,12	0,01	0,13
17	0,12	-0,06	-0,05	0,12	-0,29	0,22	0,07	0,31	0,20	-0,17	-0,03	0,21
18	0,31	-0,16	-0,15	0,31	-0,47	0,35	0,12	0,49	0,30	-0,28	-0,02	0,33
19	0,25	-0,16	-0,09	0,25	-0,25	0,20	0,05	0,26	0,21	-0,13	-0,08	0,21
20	0,15	-0,13	-0,02	0,16	-0,10	0,12	-0,02	0,12	0,10	-0,09	-0,01	0,11
21	0,10	-0,16	0,06	0,16	-0,06	0,15	-0,09	0,15	0,06	-0,14	0,07	0,14
22	0,13	-0,02	-0,12	0,14	-0,24	0,13	0,11	0,24	0,19	-0,19	0,00	0,22
23	0,17	-0,09	-0,08	0,17	-0,32	0,21	0,11	0,33	0,22	-0,20	-0,02	0,25
24	0,27	-0,20	-0,08	0,28	-0,43	0,36	0,07	0,46	0,30	-0,29	-0,01	0,34
25	0,39	-0,23	-0,16	0,39	-0,60	0,54	0,06	0,66	0,42	-0,48	0,07	0,52
26	0,30	-0,14	-0,16	0,30	-0,42	0,36	0,06	0,45	0,30	-0,32	0,01	0,36
27	0,12	-0,16	0,03	0,16	-0,20	0,34	-0,14	0,34	0,22	-0,24	0,02	0,27
28	0,05	-0,13	0,08	0,13	-0,10	0,25	-0,15	0,25	0,13	-0,27	0,13	0,27
29	0,14	-0,01	-0,14	0,16	-0,11	0,00	0,11	0,12	0,06	-0,11	0,05	0,11
30	0,20	-0,14	-0,07	0,21	-0,16	0,08	0,08	0,16	0,05	-0,12	0,07	0,12
31	0,29	-0,23	-0,06	0,31	-0,26	0,19	0,07	0,27	0,16	-0,18	0,02	0,20
32	0,29	-0,16	-0,13	0,29	-0,45	0,33	0,12	0,47	0,31	-0,33	0,02	0,37
33	0,13	-0,03	-0,10	0,14	-0,30	0,22	0,08	0,31	0,19	-0,20	0,01	0,23
34	0,01	-0,05	0,04	0,05	-0,12	0,22	-0,11	0,22	0,04	-0,15	0,11	0,15
35	-0,03	0,01	0,02	0,03	-0,10	0,09	0,02	0,11	0,02	-0,07	0,05	0,07
36	0,05	-0,03	-0,02	0,05	-0,02	-0,02	0,04	0,04	-0,01	-0,11	0,12	0,13
37	0,18	-0,14	-0,05	0,19	-0,03	0,00	0,03	0,04	-0,01	-0,08	0,09	0,10
38	0,23	-0,16	-0,07	0,24	-0,15	0,11	0,04	0,15	0,08	-0,17	0,09	0,17
39	0,14	-0,11	-0,03	0,15	-0,28	0,20	0,08	0,29	0,27	-0,18	-0,09	0,28
40	0,04	-0,02	-0,02	0,04	-0,20	0,18	0,02	0,22	0,09	-0,09	0,01	0,10
41	0,01	0,01	-0,01	0,01	-0,16	0,16	0,00	0,19	-0,02	-0,08	0,09	0,10
42	-0,01	0,02	-0,01	0,02	-0,12	0,12	0,00	0,13	-0,04	0,01	0,02	0,04
43	0,07	-0,12	0,05	0,12	-0,01	-0,15	0,16	0,18	-0,03	-0,02	0,05	0,05
44	0,10	-0,01	-0,09	0,11	-0,05	-0,04	0,09	0,09	0,00	-0,10	0,10	0,11
45	0,11	-0,06	-0,05	0,11	-0,08	0,04	0,05	0,08	0,02	-0,13	0,11	0,14
46	0,07	0,03	-0,10	0,10	-0,23	0,08	0,15	0,23	0,17	-0,20	0,02	0,21
47	0,02	0,07	-0,09	0,10	-0,17	0,04	0,13	0,17	0,02	-0,04	0,01	0,04
48	0,01	0,09	-0,10	0,11	-0,18	-0,02	0,20	0,22	-0,04	0,01	0,04	0,05
49	0,02	0,01	-0,03	0,03	-0,38	-0,01	0,39	0,45	0,00	0,03	-0,03	0,04

Tabela 5.11. Priraštaj deformacije po fazama sabijanja (4, 5, 6)

Ćelija	Faza 4				Faza 5				Faza 6			
	φ_1	φ_2	φ_3	φ_e	φ_1	φ_2	φ_3	φ_e	φ_1	φ_2	φ_3	φ_e
1	-0,03	0,06	-0,03	0,06	-0,02	-0,02	0,05	0,05	-0,09	-0,11	0,20	0,20
2	-0,10	0,10	0,01	0,12	0,04	-0,07	0,03	0,07	-0,07	-0,02	0,09	0,10
3	-0,02	0,04	-0,02	0,04	-0,08	-0,12	0,20	0,20	-0,05	0,03	0,02	0,05
4	-0,21	0,16	0,04	0,22	0,06	-0,14	0,08	0,14	-0,06	0,12	-0,05	0,12
5	-0,05	0,00	0,04	0,05	0,00	-0,08	0,08	0,10	0,04	0,09	-0,13	0,13
6	0,08	0,02	-0,10	0,11	-0,06	-0,09	0,16	0,16	0,03	0,01	-0,04	0,04
7	-0,02	-0,04	0,05	0,05	-0,02	-0,08	0,10	0,11	0,02	0,03	-0,06	0,06
8	-0,17	0,01	0,16	0,19	0,13	-0,02	-0,10	0,13	-0,06	-0,05	0,11	0,11
9	-0,11	0,02	0,09	0,12	0,07	-0,02	-0,04	0,07	0,00	-0,02	0,02	0,02
10	-0,09	0,05	0,05	0,09	0,04	-0,02	-0,02	0,04	-0,06	0,03	0,03	0,06
11	-0,22	0,14	0,08	0,22	0,18	-0,10	-0,08	0,18	-0,12	0,10	0,02	0,13
12	-0,05	0,03	0,02	0,05	0,06	-0,05	-0,01	0,07	-0,04	0,08	-0,04	0,08
13	0,03	0,00	-0,03	0,04	-0,04	-0,01	0,05	0,06	-0,01	-0,01	0,02	0,02
14	0,03	-0,01	-0,01	0,03	-0,01	0,01	0,00	0,01	-0,02	-0,05	0,07	0,07
15	-0,17	0,00	0,17	0,20	0,11	0,02	-0,12	0,13	-0,10	-0,01	0,11	0,12
16	-0,14	0,14	0,00	0,16	0,13	-0,08	-0,06	0,14	-0,06	-0,02	0,08	0,08
17	-0,18	0,14	0,04	0,19	0,16	-0,05	-0,12	0,17	-0,11	0,07	0,04	0,11
18	-0,25	0,25	0,00	0,29	0,21	-0,16	-0,04	0,22	-0,11	0,09	0,02	0,12
19	-0,15	0,07	0,08	0,15	0,18	-0,06	-0,11	0,18	-0,13	0,10	0,03	0,13
20	-0,10	-0,01	0,11	0,13	0,08	0,02	-0,10	0,11	-0,08	0,03	0,05	0,08
21	-0,09	-0,01	0,09	0,10	0,01	0,01	-0,02	0,02	0,02	-0,06	0,04	0,06
22	-0,25	0,17	0,09	0,26	0,17	-0,16	-0,01	0,19	-0,08	0,09	0,00	0,10
23	-0,19	0,20	-0,01	0,22	0,14	-0,15	0,01	0,17	-0,12	0,08	0,04	0,13
24	-0,27	0,25	0,02	0,30	0,24	-0,21	-0,03	0,26	-0,16	0,15	0,00	0,18
25	-0,29	0,40	-0,12	0,41	0,23	-0,27	0,05	0,29	-0,12	0,19	-0,07	0,20
26	-0,26	0,22	0,05	0,28	0,22	-0,14	-0,08	0,22	-0,11	0,13	-0,02	0,14
27	-0,23	0,12	0,12	0,23	0,18	-0,20	0,01	0,22	-0,09	0,14	-0,05	0,14
28	-0,18	0,16	0,02	0,19	0,13	-0,12	-0,01	0,14	-0,09	0,12	-0,03	0,12
29	-0,06	0,03	0,03	0,06	0,04	-0,01	-0,03	0,04	-0,03	-0,07	0,11	0,11
30	0,00	0,13	-0,13	0,15	-0,03	-0,13	0,16	0,17	-0,04	0,00	0,03	0,04
31	-0,17	0,17	-0,01	0,20	0,15	-0,14	-0,01	0,17	-0,05	0,04	0,01	0,06
32	-0,19	0,29	-0,09	0,29	0,16	-0,20	0,04	0,21	-0,11	0,15	-0,04	0,15
33	-0,16	0,19	-0,03	0,21	0,14	-0,16	0,02	0,17	-0,08	0,09	-0,01	0,09
34	-0,08	0,10	-0,02	0,11	0,07	-0,04	-0,02	0,07	-0,03	-0,01	0,04	0,04
35	-0,05	0,05	0,01	0,06	0,01	-0,05	0,04	0,06	-0,03	0,01	0,01	0,03
36	0,00	0,04	-0,05	0,05	0,00	-0,07	0,07	0,08	0,00	-0,10	0,10	0,12
37	0,01	0,06	-0,07	0,08	0,02	-0,03	0,01	0,03	-0,05	-0,07	0,12	0,12
38	-0,04	0,11	-0,08	0,12	0,04	-0,09	0,05	0,09	-0,05	0,02	0,03	0,05
39	-0,22	0,22	0,00	0,25	0,17	-0,19	0,02	0,21	-0,11	0,10	0,02	0,12
40	-0,07	0,08	-0,01	0,08	0,04	-0,03	0,00	0,04	-0,08	0,01	0,07	0,09
41	0,00	0,07	-0,07	0,08	-0,02	0,00	0,02	0,02	-0,01	-0,01	0,02	0,02
42	-0,04	-0,04	0,08	0,08	-0,02	-0,01	0,03	0,03	-0,01	-0,02	0,03	0,03
43	-0,04	-0,06	0,10	0,10	0,03	0,03	-0,06	0,06	0,03	0,01	-0,05	0,05
44	0,04	0,12	-0,16	0,16	-0,03	-0,12	0,15	0,15	0,03	-0,02	-0,01	0,03
45	0,01	0,12	-0,13	0,15	-0,01	-0,15	0,15	0,17	-0,03	-0,01	0,05	0,05
46	-0,16	0,19	-0,03	0,21	0,09	-0,17	0,08	0,17	-0,11	0,07	0,05	0,12
47	-0,07	0,04	0,02	0,07	-0,01	-0,05	0,06	0,06	-0,06	0,01	0,05	0,07
48	0,01	0,02	-0,04	0,04	-0,03	-0,02	0,05	0,05	-0,02	-0,02	0,04	0,04
49	-0,11	-0,05	0,16	0,16	0,03	-0,03	0,00	0,04	-0,01	0,01	0,00	0,01

Tabela 5.12. Priraštaj deformacije po fazama sabijanja (7, 8, 9)

Ćelija	Faza 7				Faza 8				Faza 9			
	Φ_1	Φ_2	Φ_3	Φ_e	Φ_1	Φ_2	Φ_3	Φ_e	Φ_1	Φ_2	Φ_3	Φ_e
1	0,11	0,12	-0,23	0,23	-0,13	-0,02	0,15	0,16	0,05	-0,02	-0,04	0,05
2	0,07	0,03	-0,10	0,10	-0,06	0,01	0,05	0,07	-0,01	0,01	0,00	0,01
3	0,20	0,11	-0,31	0,31	-0,16	-0,04	0,20	0,21	-0,02	-0,03	0,05	0,05
4	0,08	-0,01	-0,07	0,09	-0,11	-0,07	0,18	0,18	0,09	0,02	-0,12	0,13
5	-0,04	-0,07	0,11	0,11	-0,01	-0,07	0,08	0,09	0,03	0,04	-0,07	0,07
6	-0,01	0,00	0,01	0,02	-0,02	-0,03	0,05	0,05	0,01	0,00	-0,02	0,02
7	-0,03	-0,07	0,11	0,11	0,06	0,03	-0,09	0,09	-0,04	-0,02	0,06	0,06
8	0,01	0,06	-0,07	0,07	-0,08	-0,03	0,12	0,12	0,10	0,03	-0,13	0,14
9	-0,01	-0,01	0,01	0,01	-0,06	0,03	0,03	0,06	-0,01	-0,01	0,01	0,01
10	0,10	0,02	-0,12	0,13	-0,12	-0,02	0,13	0,15	0,02	0,02	-0,05	0,05
11	0,13	-0,01	-0,11	0,14	-0,12	-0,04	0,16	0,17	0,05	0,00	-0,05	0,06
12	0,04	-0,07	0,02	0,07	-0,04	-0,03	0,07	0,07	-0,01	0,02	-0,01	0,02
13	-0,02	0,04	-0,02	0,04	0,04	-0,04	0,00	0,05	-0,04	0,01	0,03	0,04
14	-0,03	0,02	0,02	0,03	0,00	-0,03	0,03	0,04	0,07	0,04	-0,11	0,12
15	0,02	-0,02	0,00	0,02	-0,08	-0,04	0,12	0,12	0,05	0,05	-0,09	0,09
16	0,03	0,01	-0,04	0,05	-0,10	0,04	0,07	0,10	0,07	0,00	-0,06	0,08
17	0,10	-0,06	-0,04	0,10	-0,11	0,02	0,09	0,12	0,05	0,00	-0,05	0,06
18	0,16	-0,01	-0,15	0,18	-0,17	-0,06	0,23	0,24	0,08	0,04	-0,12	0,12
19	0,07	-0,11	0,05	0,11	-0,04	-0,01	0,05	0,05	0,06	0,04	-0,10	0,10
20	0,03	-0,09	0,06	0,10	-0,02	0,00	0,02	0,02	0,03	0,06	-0,09	0,10
21	-0,05	0,01	0,03	0,05	0,02	-0,04	0,03	0,04	0,02	0,03	-0,05	0,05
22	0,06	-0,10	0,04	0,10	-0,02	0,09	-0,07	0,10	-0,02	-0,09	0,11	0,11
23	0,13	-0,08	-0,05	0,13	-0,10	0,13	-0,03	0,13	0,05	-0,08	0,04	0,08
24	0,14	-0,08	-0,07	0,14	-0,16	0,11	0,05	0,16	0,08	-0,11	0,03	0,11
25	0,12	-0,06	-0,06	0,12	-0,13	0,03	0,10	0,13	0,10	-0,04	-0,05	0,10
26	0,05	-0,09	0,04	0,09	-0,06	0,04	0,02	0,06	0,10	-0,04	-0,05	0,10
27	0,00	-0,07	0,07	0,08	-0,04	0,03	0,01	0,04	0,13	0,05	-0,18	0,18
28	0,03	-0,11	0,08	0,12	-0,03	0,09	-0,05	0,09	0,10	-0,07	-0,03	0,10
29	0,02	-0,02	0,00	0,02	-0,02	0,04	-0,01	0,04	0,02	-0,01	-0,02	0,02
30	0,04	0,01	-0,05	0,05	0,00	0,08	-0,09	0,10	-0,03	-0,11	0,14	0,15
31	0,04	-0,06	0,02	0,06	-0,06	0,13	-0,08	0,13	0,01	-0,11	0,10	0,12
32	0,06	-0,10	0,04	0,10	-0,01	0,11	-0,10	0,12	0,02	-0,11	0,10	0,12
33	-0,04	-0,08	0,11	0,11	0,04	0,07	-0,10	0,10	0,07	-0,05	-0,03	0,07
34	-0,06	-0,04	0,10	0,10	0,02	0,04	-0,07	0,07	0,03	-0,02	-0,01	0,03
35	-0,03	-0,05	0,08	0,08	0,00	0,00	0,01	0,01	-0,01	0,01	0,00	0,01
36	-0,03	0,08	-0,04	0,08	0,02	0,07	-0,09	0,09	0,01	-0,05	0,04	0,05
37	0,04	0,01	-0,05	0,05	-0,03	0,05	-0,03	0,05	0,03	-0,03	0,00	0,03
38	0,02	-0,04	0,02	0,04	-0,02	0,09	-0,08	0,10	0,05	-0,10	0,05	0,10
39	0,01	-0,03	0,02	0,03	-0,01	0,14	-0,13	0,16	0,07	-0,15	0,08	0,15
40	-0,04	-0,07	0,11	0,11	0,09	0,08	-0,17	0,17	-0,01	-0,02	0,04	0,04
41	-0,09	-0,03	0,12	0,13	0,07	0,04	-0,10	0,10	0,01	-0,02	0,01	0,02
42	-0,08	-0,01	0,09	0,10	0,10	0,05	-0,15	0,16	-0,02	-0,02	0,04	0,04
43	-0,05	-0,05	0,10	0,10	0,02	-0,04	0,01	0,04	0,00	0,03	-0,02	0,03
44	-0,05	0,05	0,00	0,06	-0,01	0,00	0,00	0,01	0,05	-0,08	0,03	0,08
45	-0,01	0,00	0,01	0,01	0,04	0,08	-0,13	0,13	-0,01	-0,13	0,14	0,15
46	0,06	-0,05	-0,01	0,06	0,00	0,09	-0,09	0,10	0,02	-0,05	0,02	0,05
47	-0,02	-0,01	0,03	0,03	0,03	0,01	-0,04	0,05	0,04	0,03	-0,07	0,07
48	-0,05	0,00	0,05	0,06	0,04	0,06	-0,10	0,10	0,01	-0,03	0,02	0,03
49	0,02	0,05	-0,07	0,07	0,03	0,00	-0,03	0,04	-0,05	-0,02	0,07	0,07

Tabela 5.13. Priraštaj deformacije po fazama sabijanja (10, 11, 12)

Ćelija	Faza 10				Faza 11				Faza 12			
	φ_1	φ_2	φ_3	φ_e	φ_1	φ_2	φ_3	φ_e	φ_1	φ_2	φ_3	φ_e
1	-0,01	-0,05	0,06	0,07	-0,03	0,01	0,03	0,04	-0,06	0,03	0,04	0,06
2	0,01	-0,03	0,02	0,03	0,03	0,06	-0,09	0,09	-0,05	-0,03	0,08	0,08
3	0,02	0,01	-0,03	0,03	-0,01	0,01	0,00	0,01	-0,01	-0,01	0,02	0,02
4	0,02	0,02	-0,04	0,04	0,02	0,06	-0,08	0,08	-0,05	-0,05	0,10	0,10
5	0,01	-0,03	0,02	0,03	0,00	0,00	0,00	0,00	0,02	-0,01	-0,01	0,02
6	-0,02	-0,07	0,09	0,09	-0,01	0,10	-0,08	0,11	0,00	-0,08	0,08	0,09
7	0,01	-0,08	0,07	0,09	-0,02	-0,02	0,04	0,04	0,03	0,04	-0,07	0,07
8	0,01	0,04	-0,05	0,05	-0,13	-0,07	0,20	0,21	0,03	0,01	-0,04	0,04
9	0,04	-0,03	-0,01	0,04	0,00	0,01	-0,01	0,01	-0,06	0,01	0,04	0,06
10	0,00	-0,04	0,03	0,04	-0,02	0,00	0,02	0,03	-0,01	-0,03	0,04	0,04
11	0,00	0,05	-0,05	0,06	0,01	-0,06	0,05	0,06	-0,05	0,00	0,06	0,06
12	0,02	-0,03	0,01	0,03	0,01	-0,02	0,01	0,02	0,00	-0,01	0,01	0,01
13	-0,01	-0,11	0,12	0,13	0,03	0,10	-0,13	0,13	0,01	-0,05	0,04	0,06
14	-0,04	-0,08	0,12	0,13	0,02	0,00	-0,02	0,03	-0,01	-0,03	0,03	0,03
15	0,03	0,06	-0,09	0,09	-0,06	-0,12	0,18	0,18	-0,01	0,04	-0,03	0,04
16	-0,01	0,01	0,00	0,01	-0,01	-0,03	0,04	0,04	-0,03	0,03	0,00	0,03
17	0,03	-0,01	-0,02	0,03	-0,07	-0,04	0,11	0,11	0,00	0,01	-0,01	0,01
18	0,00	0,02	-0,02	0,02	-0,03	-0,08	0,11	0,12	-0,04	0,00	0,04	0,05
19	-0,13	-0,09	0,22	0,22	0,07	-0,01	-0,06	0,07	0,00	0,04	-0,03	0,04
20	-0,05	-0,11	0,16	0,16	0,09	0,06	-0,15	0,15	-0,03	-0,04	0,07	0,07
21	-0,05	-0,04	0,09	0,09	0,01	0,03	-0,04	0,05	-0,03	-0,06	0,08	0,08
22	0,00	0,11	-0,11	0,13	0,03	-0,07	0,04	0,07	-0,09	0,05	0,04	0,09
23	0,01	0,09	-0,10	0,11	-0,03	-0,10	0,13	0,14	-0,01	0,08	-0,07	0,08
24	-0,01	0,08	-0,07	0,09	0,01	-0,07	0,06	0,07	-0,01	0,06	-0,05	0,06
25	-0,08	0,05	0,03	0,08	0,06	-0,05	-0,01	0,07	-0,03	0,07	-0,03	0,07
26	-0,12	0,04	0,08	0,12	0,13	-0,05	-0,08	0,13	-0,09	0,06	0,03	0,09
27	-0,10	-0,03	0,14	0,14	0,07	-0,06	-0,02	0,08	-0,06	0,03	0,03	0,06
28	-0,15	-0,05	0,21	0,21	0,10	0,02	-0,13	0,13	-0,06	0,01	0,04	0,06
29	-0,03	0,03	0,00	0,03	-0,02	-0,03	0,05	0,05	-0,02	-0,02	0,03	0,03
30	-0,01	0,12	-0,11	0,14	0,05	-0,07	0,02	0,07	0,00	0,08	-0,08	0,09
31	0,04	0,11	-0,15	0,16	-0,04	-0,04	0,08	0,08	0,04	0,04	-0,08	0,08
32	-0,06	0,09	-0,03	0,09	0,12	-0,02	-0,10	0,13	-0,11	0,00	0,11	0,13
33	-0,10	0,07	0,04	0,11	0,12	-0,03	-0,09	0,13	-0,08	0,01	0,07	0,08
34	-0,06	0,02	0,03	0,06	0,06	-0,02	-0,05	0,07	-0,03	0,01	0,02	0,03
35	-0,01	0,03	-0,01	0,03	0,06	-0,07	0,01	0,08	-0,08	-0,03	0,10	0,11
36	0,02	0,03	-0,06	0,06	-0,06	-0,03	0,09	0,09	0,05	0,02	-0,06	0,08
37	-0,02	-0,02	0,05	0,05	0,02	0,02	-0,03	0,03	0,01	0,08	-0,08	0,09
38	0,02	0,10	-0,12	0,13	0,01	-0,01	0,01	0,01	-0,02	-0,03	0,04	0,04
39	-0,08	0,05	0,03	0,08	0,10	-0,03	-0,07	0,10	-0,09	0,07	0,01	0,09
40	-0,04	0,07	-0,03	0,07	0,07	-0,03	-0,04	0,07	-0,10	0,00	0,10	0,12
41	-0,02	-0,04	0,05	0,05	-0,01	0,05	-0,04	0,06	-0,01	0,00	0,02	0,02
42	-0,04	-0,05	0,09	0,09	0,02	0,02	-0,03	0,03	-0,09	-0,05	0,14	0,14
43	0,01	0,06	-0,07	0,07	-0,01	-0,07	0,09	0,09	-0,01	-0,01	0,02	0,02
44	0,02	0,06	-0,09	0,09	-0,05	-0,01	0,06	0,06	0,00	-0,01	0,01	0,02
45	0,04	0,09	-0,13	0,13	-0,01	-0,02	0,03	0,03	-0,03	0,00	0,04	0,04
46	-0,04	0,05	-0,01	0,05	0,04	-0,01	-0,03	0,04	-0,01	0,01	0,00	0,01
47	-0,06	-0,03	0,09	0,09	0,09	0,08	-0,17	0,17	-0,06	-0,01	0,07	0,08
48	-0,03	-0,02	0,06	0,06	0,04	0,01	-0,05	0,05	-0,04	0,03	0,01	0,05
49	0,00	-0,02	0,02	0,02	0,03	0,05	-0,08	0,08	-0,05	-0,04	0,09	0,09

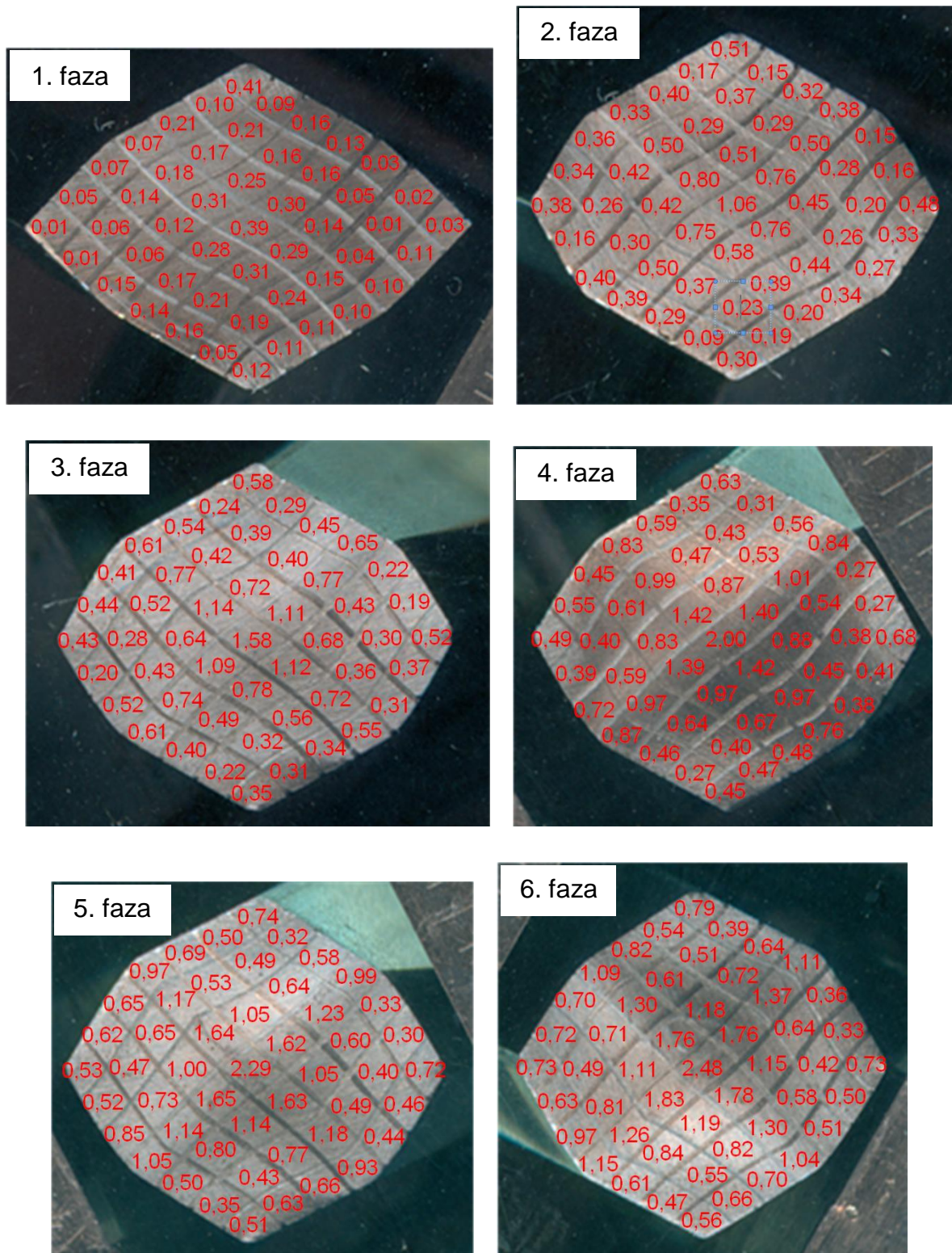
Tabela 5.14. Priraštaj deformacije po fazama sabijanja (13, 14, 15)

Ćelija	Faza 13				Faza 14				Faza 15			
	φ_1	φ_2	φ_3	φ_e	φ_1	φ_2	φ_3	φ_e	φ_1	φ_2	φ_3	φ_e
1	0,10	0,06	-0,16	0,16	-0,05	-0,09	0,15	0,15	-0,01	0,03	-0,03	0,03
2	0,01	0,02	-0,03	0,03	-0,02	0,01	0,01	0,02	-0,04	-0,08	0,12	0,12
3	0,05	0,03	-0,08	0,09	0,02	0,00	-0,02	0,02	-0,11	-0,05	0,16	0,16
4	0,02	0,00	-0,02	0,02	0,02	0,06	-0,09	0,09	-0,06	-0,15	0,21	0,22
5	0,00	-0,02	0,02	0,02	0,02	0,09	-0,11	0,12	-0,11	-0,08	0,19	0,19
6	0,00	-0,03	0,03	0,04	0,04	0,05	-0,10	0,10	-0,05	-0,09	0,15	0,15
7	-0,04	-0,03	0,08	0,08	0,02	0,01	-0,03	0,04	0,00	-0,01	0,01	0,01
8	0,06	-0,02	-0,04	0,06	-0,05	-0,05	0,10	0,10	-0,01	0,07	-0,07	0,08
9	0,06	-0,05	-0,02	0,07	0,02	0,04	-0,07	0,07	-0,10	-0,01	0,12	0,13
10	0,03	0,02	-0,06	0,06	0,00	-0,01	0,02	0,02	-0,03	0,03	0,00	0,04
11	0,09	0,03	-0,12	0,13	-0,02	0,07	-0,05	0,07	-0,06	-0,08	0,13	0,13
12	-0,04	-0,06	0,10	0,10	0,03	0,19	-0,22	0,24	-0,02	-0,08	0,10	0,10
13	-0,04	-0,05	0,09	0,09	0,06	0,10	-0,16	0,16	0,00	-0,01	0,02	0,02
14	-0,01	0,06	-0,05	0,06	-0,02	0,02	-0,01	0,02	0,01	0,00	-0,02	0,02
15	0,06	-0,05	-0,02	0,07	-0,03	0,00	0,03	0,04	-0,03	0,04	-0,01	0,04
16	0,09	-0,07	-0,02	0,09	0,00	0,06	-0,06	0,07	-0,12	-0,08	0,20	0,20
17	0,09	0,01	-0,10	0,11	-0,04	0,03	0,00	0,04	-0,05	0,00	0,05	0,06
18	0,08	0,10	-0,18	0,18	-0,05	0,01	0,04	0,05	0,03	-0,04	0,00	0,04
19	0,03	0,00	-0,03	0,04	0,01	0,08	-0,09	0,10	0,00	0,02	-0,02	0,02
20	-0,05	0,01	0,04	0,06	0,03	0,11	-0,14	0,15	0,01	-0,02	0,01	0,03
21	0,03	0,04	-0,06	0,06	0,02	-0,01	-0,01	0,02	0,00	0,02	-0,02	0,02
22	0,17	-0,03	-0,14	0,18	-0,12	-0,01	0,13	0,14	-0,02	-0,03	0,05	0,05
23	0,06	-0,08	0,02	0,08	-0,02	0,05	-0,04	0,06	-0,06	-0,05	0,11	0,11
24	0,07	-0,03	-0,04	0,07	-0,03	-0,02	0,05	0,05	-0,06	0,03	0,03	0,06
25	0,07	-0,09	0,02	0,09	-0,07	0,10	-0,03	0,10	0,03	-0,03	0,00	0,04
26	0,00	-0,01	0,01	0,01	-0,01	0,02	-0,01	0,02	0,04	-0,02	-0,02	0,04
27	-0,03	-0,03	0,06	0,06	-0,01	0,11	-0,09	0,12	0,08	-0,06	-0,02	0,08
28	-0,04	-0,04	0,08	0,08	-0,01	0,02	-0,02	0,03	0,14	0,01	-0,15	0,17
29	0,13	0,15	-0,27	0,27	-0,15	-0,13	0,28	0,28	0,03	0,01	-0,04	0,04
30	-0,01	-0,02	0,03	0,03	0,01	-0,03	0,01	0,03	-0,07	-0,10	0,16	0,16
31	-0,03	-0,02	0,05	0,05	0,04	-0,08	0,04	0,08	-0,08	-0,02	0,10	0,10
32	0,05	-0,03	-0,02	0,05	-0,06	-0,02	0,07	0,08	0,03	-0,02	-0,01	0,03
33	-0,01	0,02	-0,01	0,02	-0,03	-0,04	0,07	0,07	0,07	-0,04	-0,03	0,07
34	-0,04	-0,03	0,07	0,07	-0,04	0,02	0,02	0,04	0,07	-0,05	-0,02	0,07
35	0,01	0,16	-0,17	0,19	-0,08	-0,14	0,21	0,22	0,08	-0,01	-0,08	0,09
36	-0,07	-0,02	0,09	0,09	0,00	-0,03	0,03	0,04	0,04	0,08	-0,12	0,12
37	-0,02	-0,09	0,11	0,12	0,00	-0,03	0,03	0,04	0,04	0,01	-0,05	0,05
38	-0,04	-0,01	0,05	0,05	-0,03	-0,09	0,12	0,12	0,05	0,01	-0,06	0,07
39	0,02	-0,06	0,04	0,06	-0,05	-0,04	0,09	0,09	0,08	0,06	-0,13	0,13
40	-0,01	-0,03	0,04	0,04	-0,05	0,04	0,01	0,05	0,15	0,01	-0,16	0,18
41	-0,04	-0,01	0,05	0,06	0,00	0,00	0,00	0,00	0,09	-0,04	-0,05	0,09
42	0,02	0,07	-0,09	0,10	0,00	-0,07	0,06	0,08	0,06	0,05	-0,11	0,11
43	0,03	0,03	-0,05	0,05	-0,03	-0,03	0,06	0,06	0,02	0,06	-0,08	0,08
44	-0,02	-0,05	0,07	0,07	-0,01	0,03	-0,02	0,03	0,05	-0,05	0,00	0,06
45	-0,01	-0,04	0,06	0,06	-0,02	-0,05	0,07	0,07	0,04	0,02	-0,06	0,06
46	-0,06	-0,05	0,11	0,11	-0,01	-0,01	0,02	0,02	0,02	-0,05	0,03	0,05
47	-0,15	-0,12	0,27	0,27	0,10	0,15	-0,26	0,26	0,04	-0,07	0,03	0,07
48	-0,06	-0,04	0,10	0,10	0,04	0,03	-0,07	0,07	0,02	-0,02	0,00	0,02
49	-0,03	0,02	0,02	0,03	-0,03	0,01	0,02	0,03	0,06	0,01	-0,07	0,08

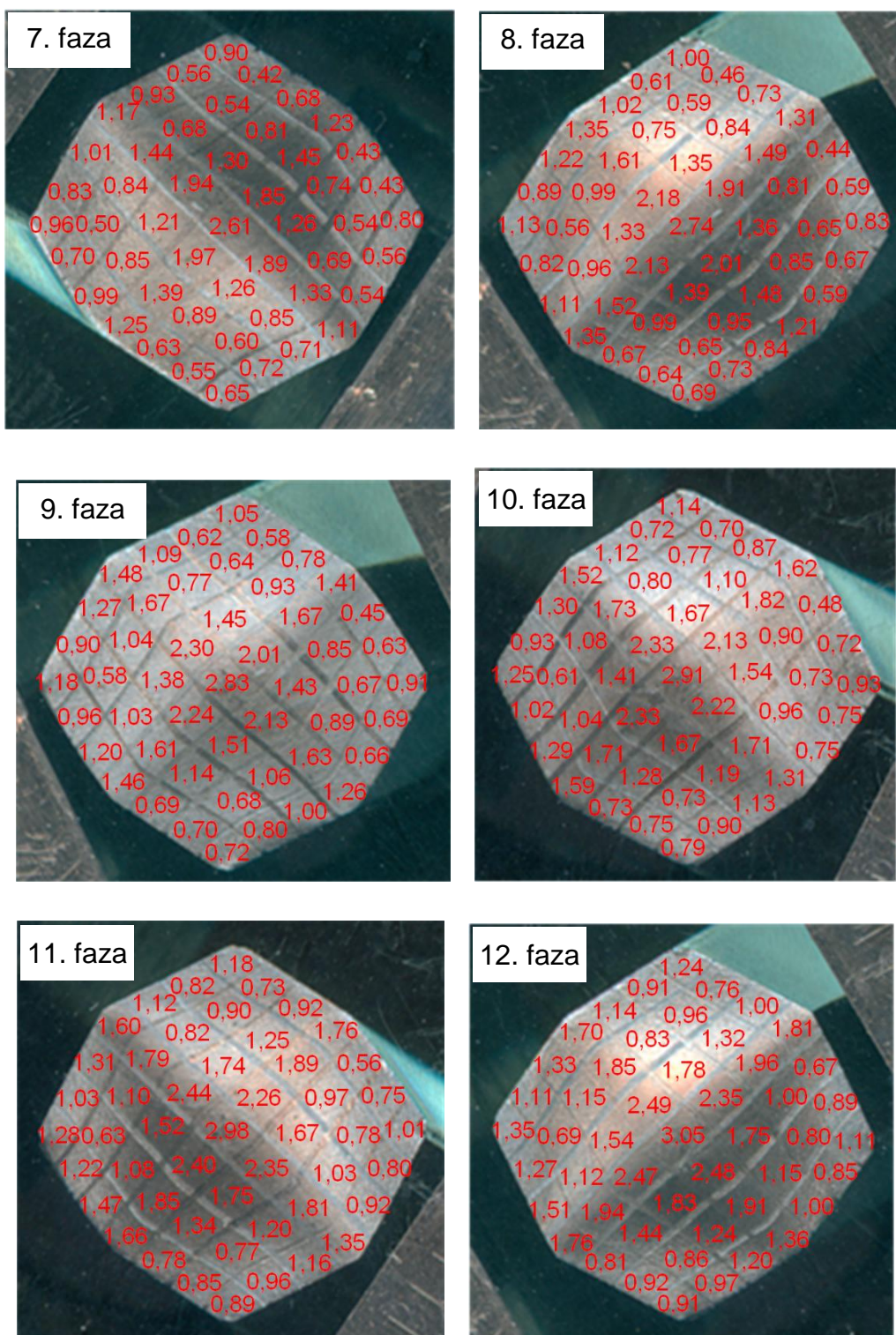
Tabela 5.15. Priraštaj deformacije po fazama sabijanja (16, 17, 18)

Ćelija	Faza 16				Faza 17				Faza 18			
	φ_1	φ_2	φ_3	φ_e	φ_1	φ_2	φ_3	φ_e	φ_1	φ_2	φ_3	φ_e
1	0,00	-0,01	0,01	0,01	0,02	0,05	-0,06	0,07	-0,02	-0,05	0,07	0,07
2	0,02	0,05	-0,07	0,07	0,03	-0,04	0,01	0,04	-0,01	0,03	-0,02	0,03
3	0,04	0,02	-0,06	0,06	0,05	0,04	-0,09	0,09	-0,03	-0,05	0,08	0,08
4	0,02	0,21	-0,23	0,26	-0,01	-0,15	0,16	0,18	0,02	0,05	-0,07	0,07
5	0,01	0,05	-0,06	0,06	0,01	-0,01	-0,01	0,01	0,03	0,01	-0,03	0,04
6	0,00	0,03	-0,03	0,04	0,02	0,03	-0,04	0,04	0,02	-0,04	0,02	0,04
7	-0,01	0,00	0,02	0,02	0,01	-0,01	0,00	0,01	0,01	0,02	-0,03	0,03
8	0,03	-0,02	-0,02	0,03	-0,06	-0,04	0,10	0,10	0,02	-0,01	0,00	0,02
9	0,02	-0,01	-0,01	0,02	0,04	0,01	-0,05	0,05	0,03	0,01	-0,04	0,04
10	0,01	-0,02	0,01	0,02	0,01	0,02	-0,03	0,03	0,00	-0,03	0,03	0,03
11	0,03	0,03	-0,06	0,06	0,02	-0,04	0,02	0,04	-0,05	0,03	0,03	0,05
12	0,00	0,03	-0,03	0,03	0,01	-0,08	0,07	0,09	0,00	0,10	-0,10	0,11
13	0,00	-0,07	0,07	0,08	-0,04	0,06	-0,03	0,06	0,03	-0,02	0,00	0,03
14	-0,01	-0,03	0,04	0,04	0,01	0,02	-0,03	0,03	-0,02	-0,02	0,03	0,03
15	0,01	-0,03	0,02	0,03	0,03	0,00	-0,04	0,04	0,02	0,02	-0,05	0,05
16	0,10	0,07	-0,17	0,17	-0,06	-0,01	0,07	0,07	0,02	0,02	-0,03	0,03
17	0,06	-0,03	-0,02	0,06	0,03	0,00	-0,03	0,04	-0,03	0,01	0,02	0,03
18	0,01	0,02	-0,03	0,03	0,01	0,00	0,00	0,01	-0,04	0,01	0,03	0,04
19	-0,01	-0,01	0,02	0,02	0,00	-0,03	0,03	0,03	0,00	-0,04	0,04	0,04
20	-0,01	-0,08	0,09	0,10	-0,01	0,09	-0,08	0,09	0,00	-0,07	0,07	0,08
21	-0,02	-0,01	0,03	0,03	0,01	0,01	-0,02	0,02	-0,01	-0,01	0,02	0,02
22	0,04	0,00	-0,04	0,05	-0,03	0,02	0,01	0,03	0,00	-0,02	0,02	0,02
23	0,04	0,01	-0,05	0,05	0,03	0,04	-0,07	0,07	-0,02	0,00	0,02	0,02
24	0,00	0,00	0,00	0,00	0,04	-0,02	-0,02	0,04	0,03	0,00	-0,03	0,04
25	-0,02	0,01	0,01	0,02	0,03	-0,04	0,01	0,04	-0,02	0,04	-0,02	0,04
26	-0,02	0,02	0,00	0,02	0,00	-0,01	0,01	0,02	0,02	0,01	-0,02	0,02
27	-0,04	0,03	0,01	0,04	-0,01	-0,02	0,03	0,03	0,04	-0,03	-0,01	0,05
28	-0,06	-0,01	0,06	0,07	-0,02	0,00	0,02	0,02	-0,04	-0,01	0,05	0,05
29	0,05	0,04	-0,09	0,09	-0,05	-0,03	0,08	0,08	-0,02	0,10	-0,08	0,10
30	0,02	0,06	-0,08	0,09	0,03	-0,06	0,03	0,06	-0,01	0,07	-0,06	0,08
31	0,02	0,00	-0,02	0,02	0,01	0,07	-0,08	0,09	0,04	-0,03	-0,01	0,04
32	0,01	0,03	-0,04	0,04	-0,01	-0,02	0,03	0,03	-0,03	0,02	0,01	0,03
33	0,00	0,00	0,00	0,00	-0,02	0,05	-0,03	0,05	0,02	-0,03	0,01	0,03
34	-0,05	0,03	0,02	0,05	0,03	0,00	-0,03	0,03	-0,02	-0,02	0,04	0,04
35	-0,05	0,09	-0,03	0,09	0,05	0,05	-0,10	0,10	-0,03	0,01	0,03	0,04
36	-0,03	-0,07	0,10	0,10	0,00	0,06	-0,06	0,07	0,01	0,01	-0,02	0,02
37	0,00	0,02	-0,02	0,02	-0,03	-0,03	0,06	0,06	0,00	0,00	0,00	0,00
38	0,00	0,06	-0,06	0,07	0,00	-0,02	0,02	0,02	-0,04	-0,02	0,06	0,06
39	-0,03	-0,03	0,06	0,06	0,01	0,00	-0,01	0,02	-0,01	0,00	0,01	0,01
40	-0,06	-0,02	0,07	0,08	-0,05	0,00	0,05	0,06	0,07	0,01	-0,08	0,09
41	-0,08	0,01	0,07	0,08	0,05	0,01	-0,06	0,07	0,02	0,00	-0,02	0,02
42	-0,04	0,02	0,03	0,04	0,04	-0,05	0,02	0,05	-0,04	-0,01	0,04	0,05
43	0,01	-0,03	0,02	0,03	-0,02	0,02	-0,01	0,02	0,02	0,01	-0,02	0,02
44	0,00	0,01	0,00	0,01	-0,01	0,00	0,01	0,01	-0,03	0,04	-0,01	0,04
45	0,00	0,01	0,00	0,01	0,00	-0,01	0,01	0,01	0,00	0,00	0,00	0,00
46	-0,02	0,05	-0,03	0,05	0,02	-0,04	0,02	0,04	0,00	0,00	0,00	0,00
47	-0,07	-0,02	0,09	0,10	0,00	0,05	-0,05	0,05	0,03	0,03	-0,06	0,06
48	0,00	0,00	0,01	0,01	-0,01	0,00	0,01	0,01	-0,03	0,00	0,03	0,03
49	-0,01	0,00	0,01	0,01	-0,04	0,00	0,04	0,04	0,02	-0,01	-0,01	0,02

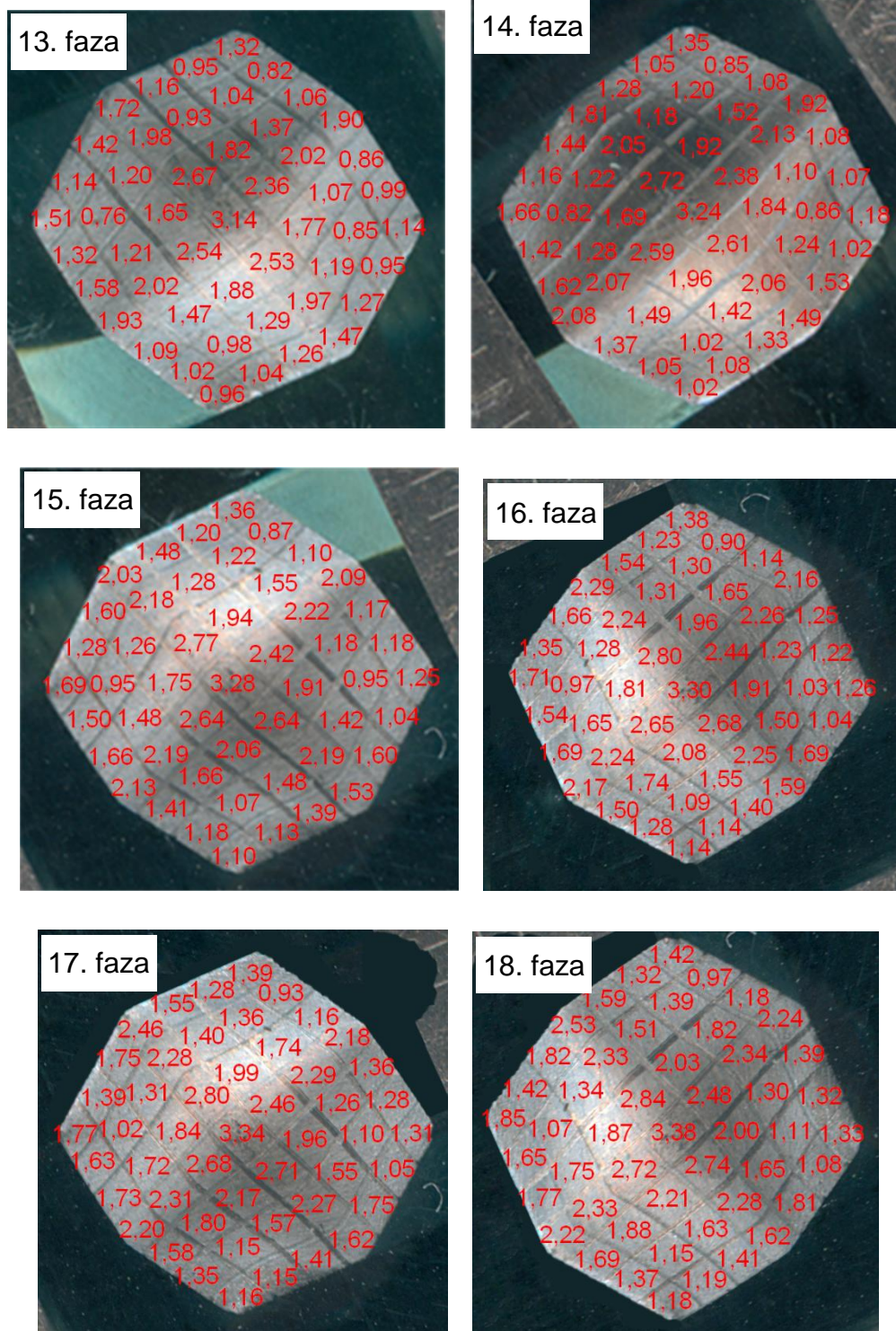
Na osnovu podataka o deformacijama po fazama sabijanja za pojedine ćelije merne mreže, sumiranjem su utvrđene ukupne deformacije nakon određenog broja faza sabijanja – od 1 do 18. Rezultati ukupne efektivne deformacije prikazani su na slici 5.16.



Slika 5.16. Ukupna efektivna deformacija po fazama sabijanja

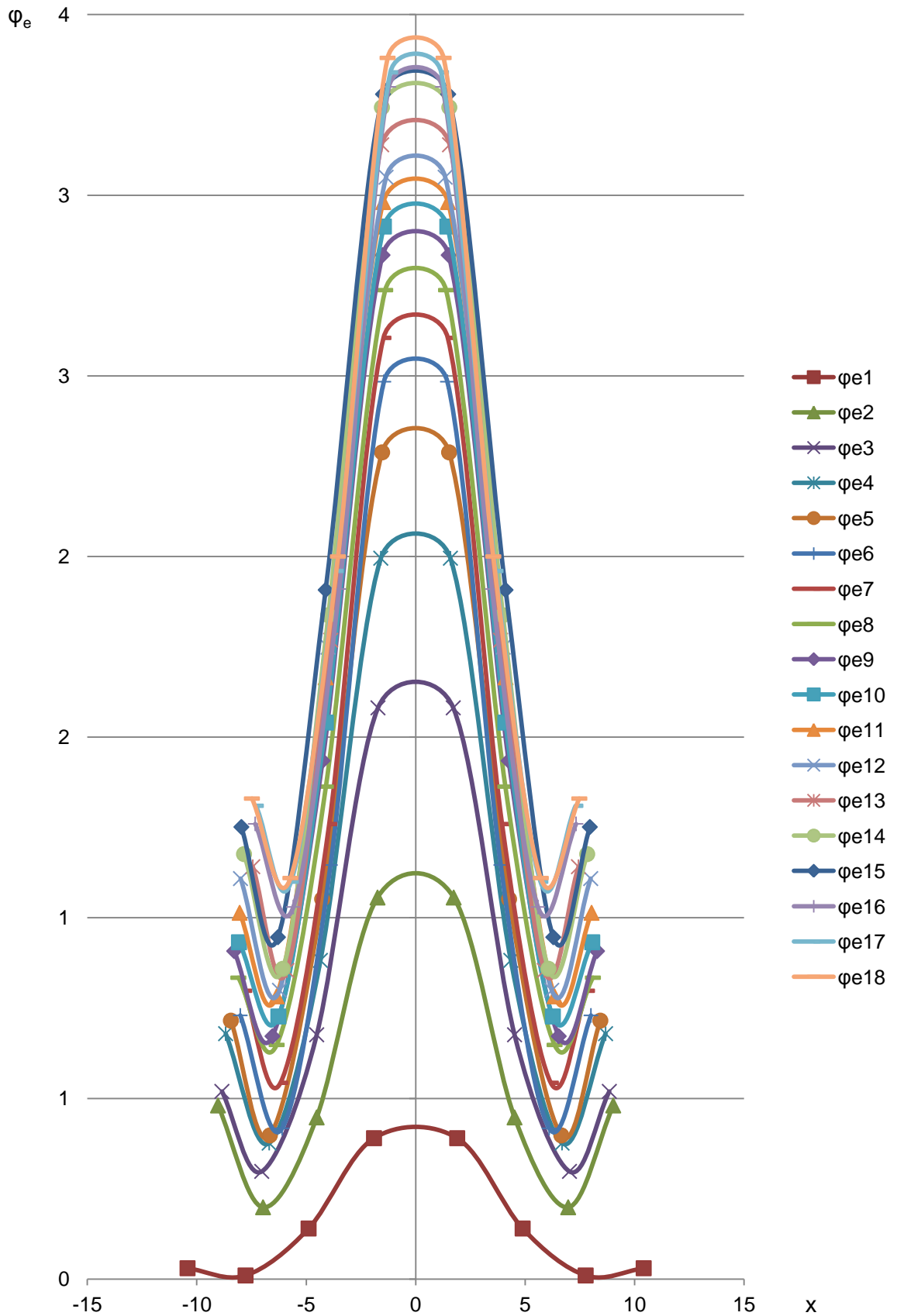


Slika 5.16. – nastavak: Ukupna efektivna deformacija po fazama sabijanja



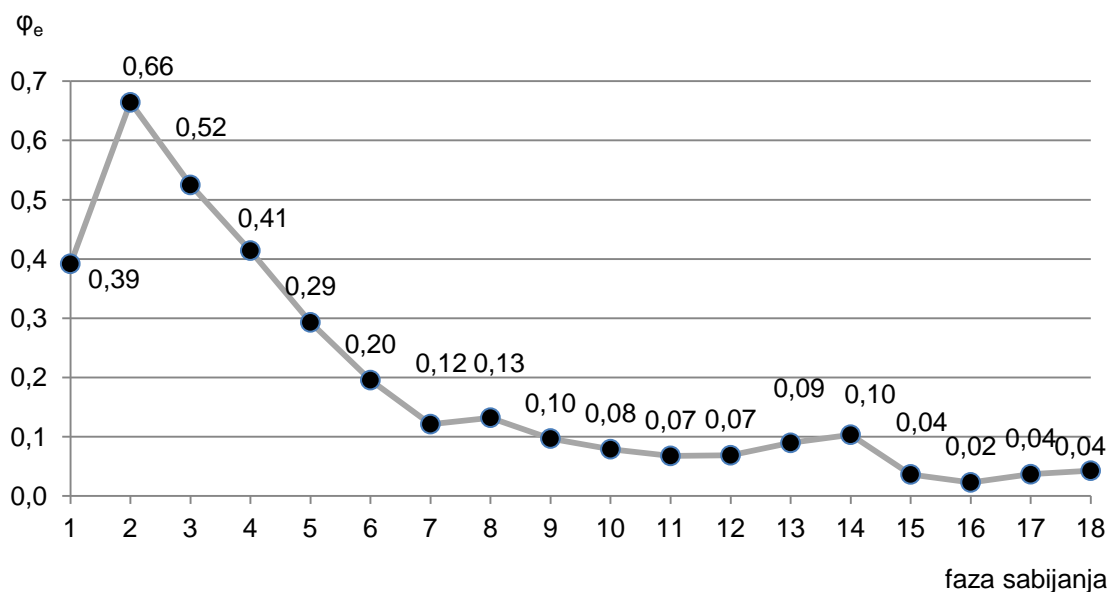
Slika 5.17. – nastavak: Ukupna efektivna deformacija po fazama sabijanja

Na dijagramu 5.18 prikazana je distribucija ukupne efektivne deformacije nakon osamnaest faza sabijanja V-alatom u pravcu x -ose čelone površine uzorka. Dijagram jasno pokazuje da je deformacija najintenzivnija u središtu obratka i da ka periferiji uzorka postepeno opada.

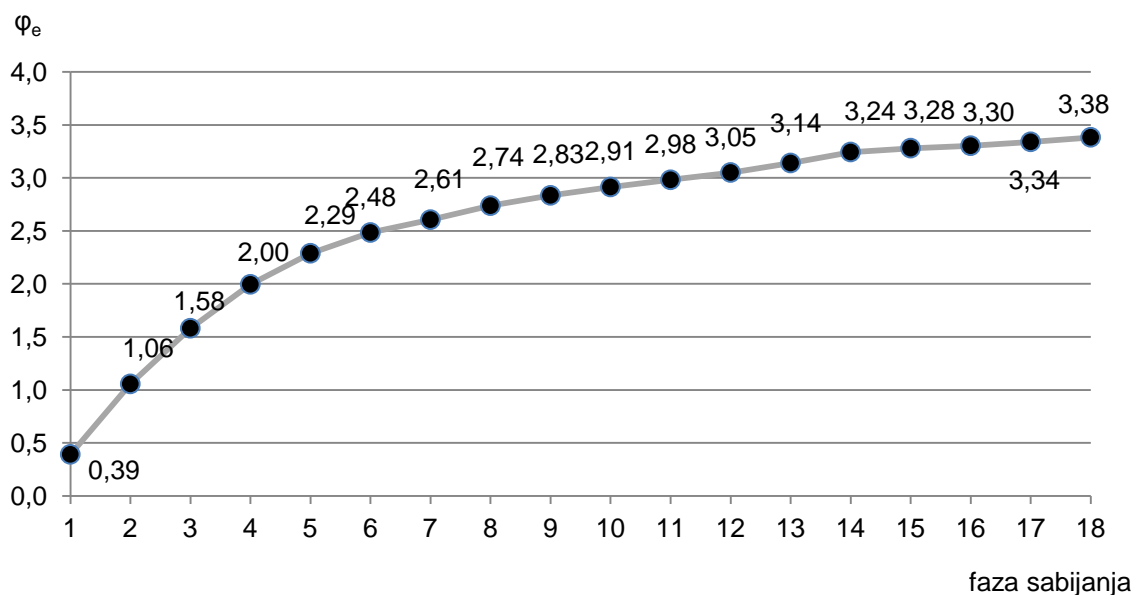


Slika 5.18. Ukupna deformacija na osi uzorka (duža dijagonala) nakon određene faze sabijanja

Vrednost inkrementalne (parcijalne) normalne efektivne deformacije u centru čela uzorka (ćelija 25) u zavisnosti od faze sabijanja, ilustruje slika 5.19. Najviše vrednosti deformacije registruju se u drugoj fazi sabijanja, $\varphi_{e2} = 0,66$. Nakon druge faze, vrednost efektivne deformacije opada s porastom rednog broja inkrementa sabijanja.



Slika 5.19. Inkrementalna deformacija u centru čela uzorka po fazama sabijanja



Slika 5.20. Ukupna deformacija u centru čela uzorka nakon određene faze sabijanja

Na osnovu prikazanih rezultata može se zaključiti da su višefaznim sabijanjem kvadratnog priprema pomoću V-alata postignute visoke vrednosti efektivne normalne deformacije po čitavom preseku uzorka, te da postoji i značajna neravnomernost deformacija. Maksimalne vrednosti efektivne deformacije prostiru se u centralnoj oblasti uzorka.

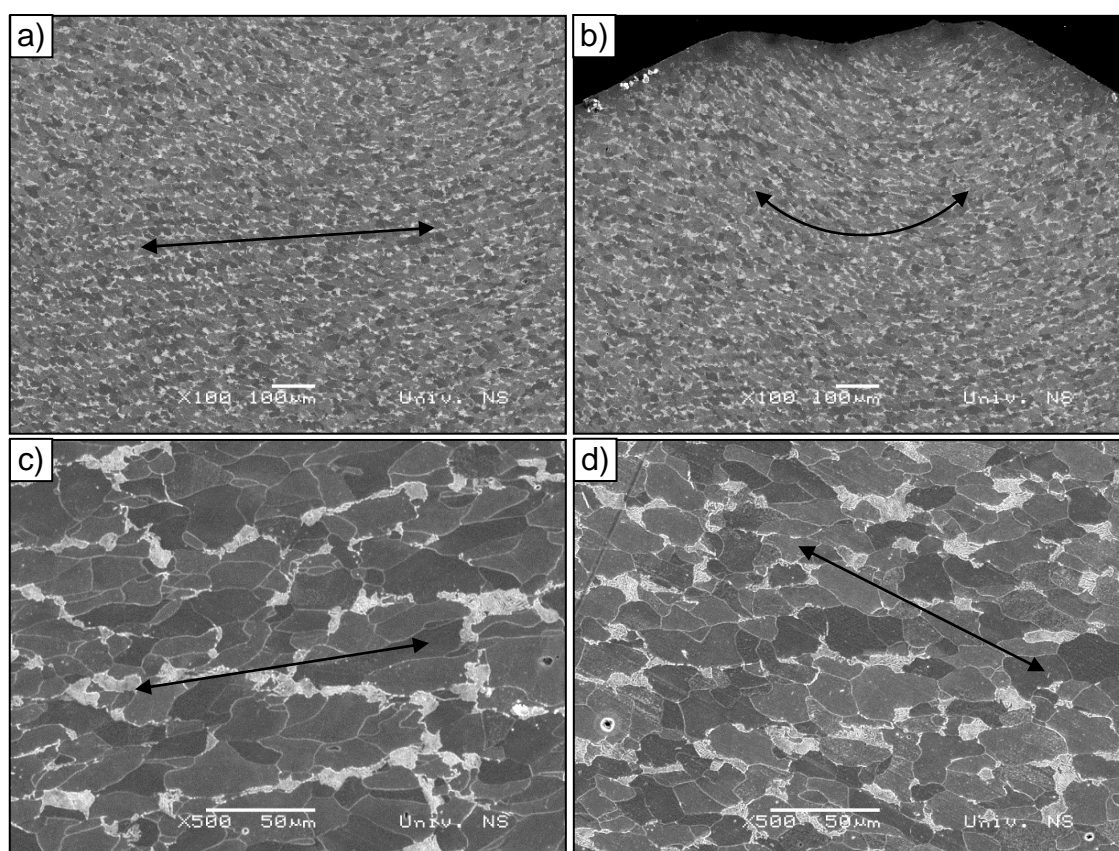
5.6. MIKROSTRUKTURA NAKON SABIJANJA V-ALATOM

Primarna karakteristika IPD postupaka jeste profinjavanje mikrostrukture dejstvom ekstremno visoke smičuće plastične deformacije u polju visokog hidrostatičkog pritiska [192]. Radi toga neophodna je mikrostrukturna provera materijala nakon primenjenog postupka IPD.

U nastavku su izloženi rezultati mikrostrukturne analize pomoću skening elektronskog mikroskopa i transmisionog elektronskog mikroskopa na određenom broju uzoraka karakterističnim za pojedine faze sabijanja V-alatima. Od mnoštva rezultata dobijenih mikrostrukturnim ispitivanjem prikazani su samo oni najtipičniji, koji potvrđuju prisustvo ultrafine mikrostrukture nakon višefaznog sabijanja pomoću V-alata.

5.6.1. ANALIZA MIKROSTRUKTURE SKENING ELEKTRONSKIM MIKROSKOPOM (SEM)

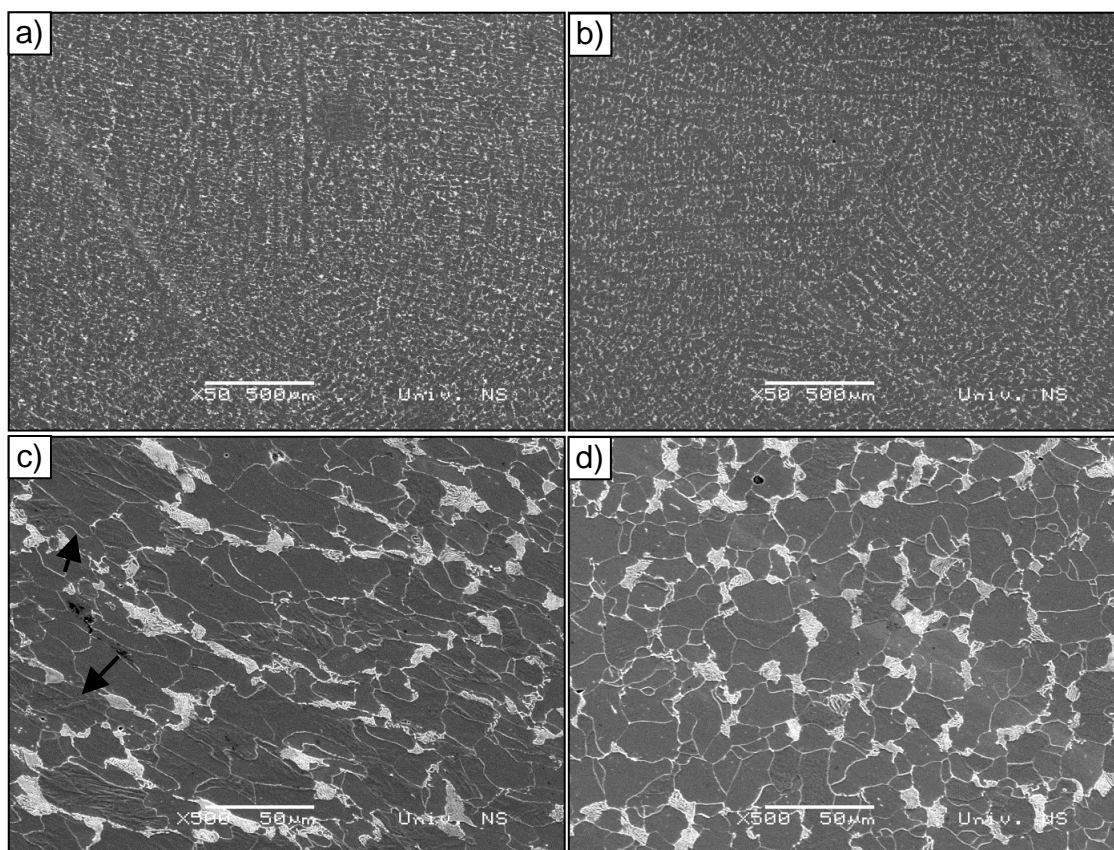
Mikrostruktura uzorka nakon prve faze sabijanja prikazana je na slici 5.21.



Slika 5.21. Mikrostruktura uzorka nakon prve faze sabijanja: centralna (a, c) i periferna (b, d) oblast uzorka

Na slikama se može uočiti da su ferit i perlit blago izduženi (pravac izduženja označen strelicom) i da je izduženje približno jednako u centralnoj i perifernoj oblasti. Granice između feritnih zrna su jasno definisane.

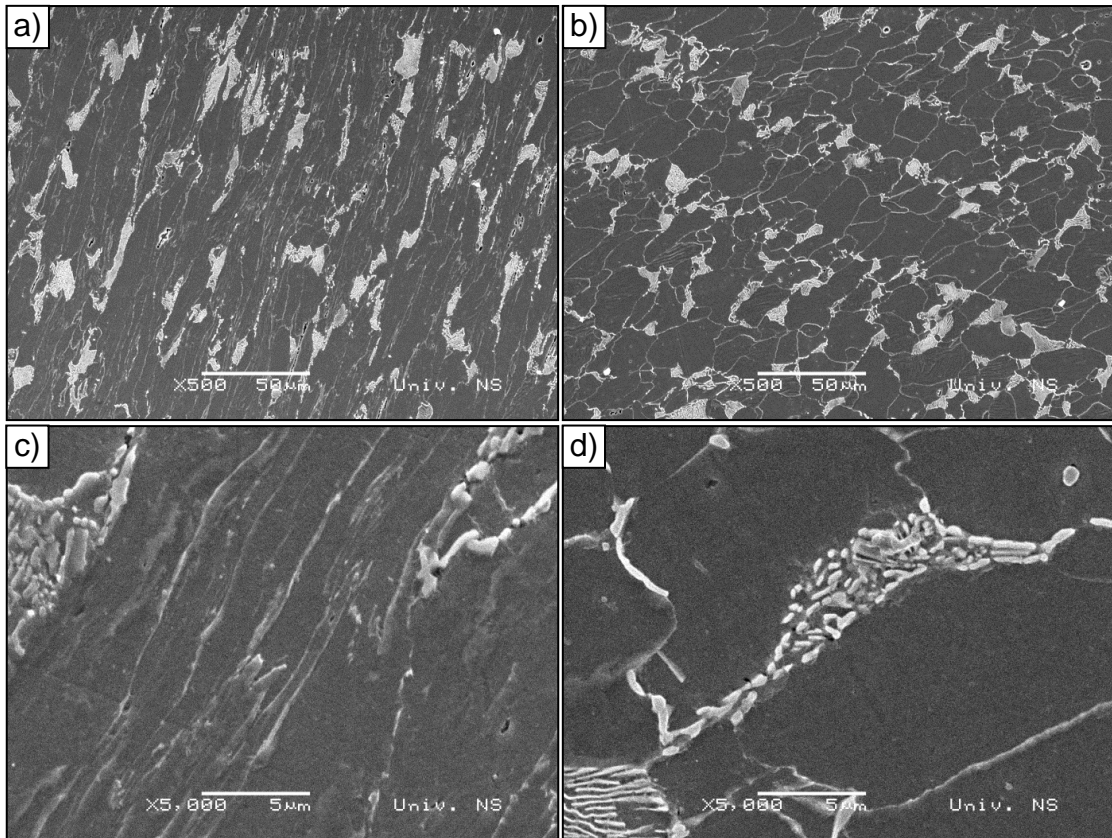
Mikrostruktura uzorka sabijenog u dve faze prikazana je na slici 5.22. U centralnoj oblasti uzorka (slika 5.22c) vidljivi su znatno izduženje feritnih zrna, kao i neznatno razlaganje perlita.



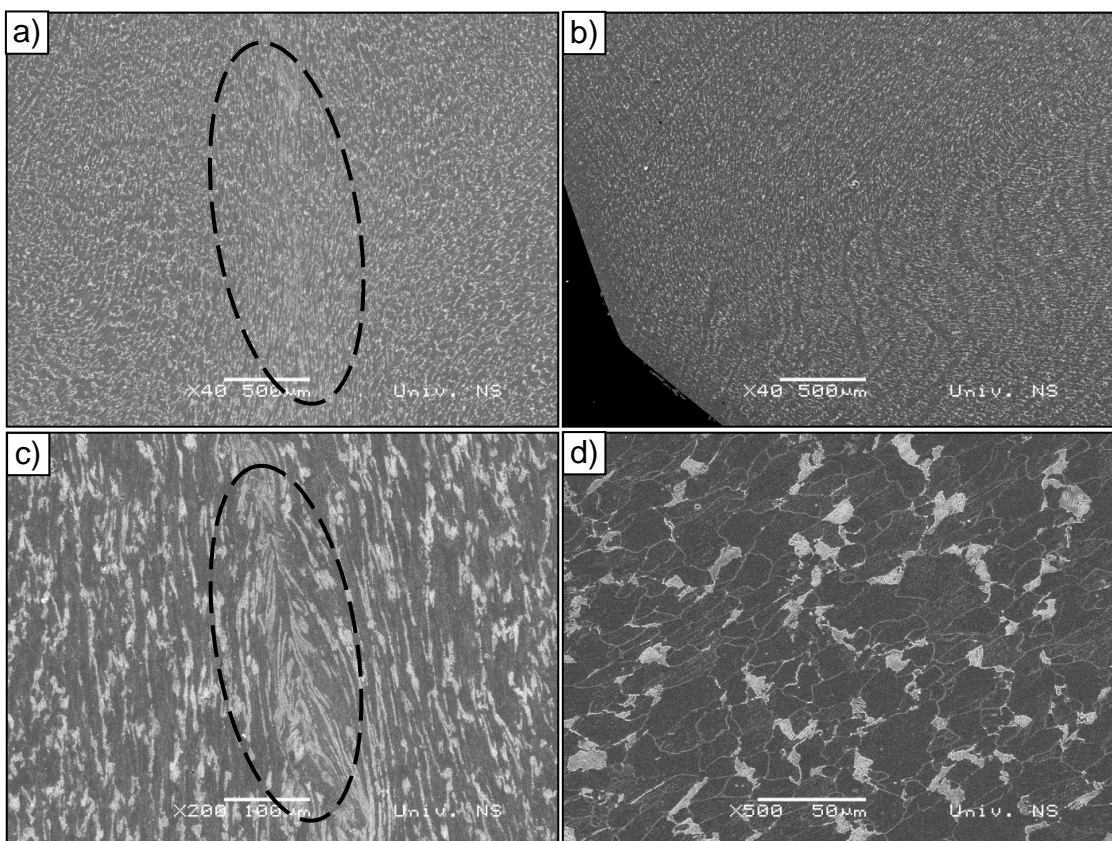
Slika 5.22. Mikrostruktura uzorka sabijenog u dve faze: centralna (a, c) i periferna (b, d) oblast uzorka

Kod malog broja feritnih zrna (označeno strelicom) granice postaju slabije uočljive. U perifernoj oblasti uzorka (slika 5.22d) dešava se “vraćanje” oblika mikrostrukture – ona ima izgled polaznog materijala.

Mikrostruktura uzorka nakon osam faza sabijanja predstavljena je na slici 5.23. Na slici se jasno vidi da je deformisanost ferita i perlita izraženija u odnosu na uzorak sabijen u dve faze. Izduženje ferita i perlita je naročito naglašeno u centralnoj oblasti. Granice među feritnim zrnima u ovoj fazi teško su vidljive (slika 5.23a i slika 5.23c), što je posledica intenzivne plastične deformacije. Prvi put, dešava se razlaganje perlita, koje je više izraženo u centralnoj (slika 5.23cc) u odnosu na perifernu oblast (Slika 5.23d). Efektivna deformacija nakon osam faza deformisanja u centru uzorka iznosi $\varphi_e = 2,74$. Mikrostrukturu uzorka nakon dvanaest faza sabijanja prikazuju slike 5.24, 5.25 i 5.26. Izduženje ferita i perlita u centralnoj oblasti je izraženije u odnosu na prethodne faze sabijanja.

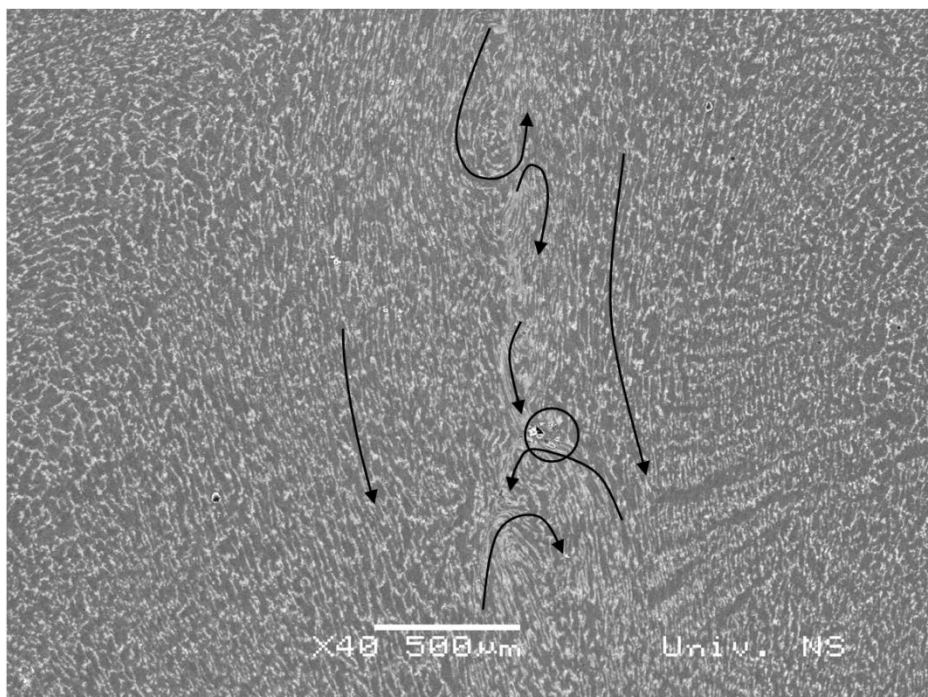


Slika 5.23. Mikrostruktura uzorka nakon osam faza sabijanja ($\varphi_e = 2,74$):
centralna (a, c) i periferna (b, d) oblast uzorka



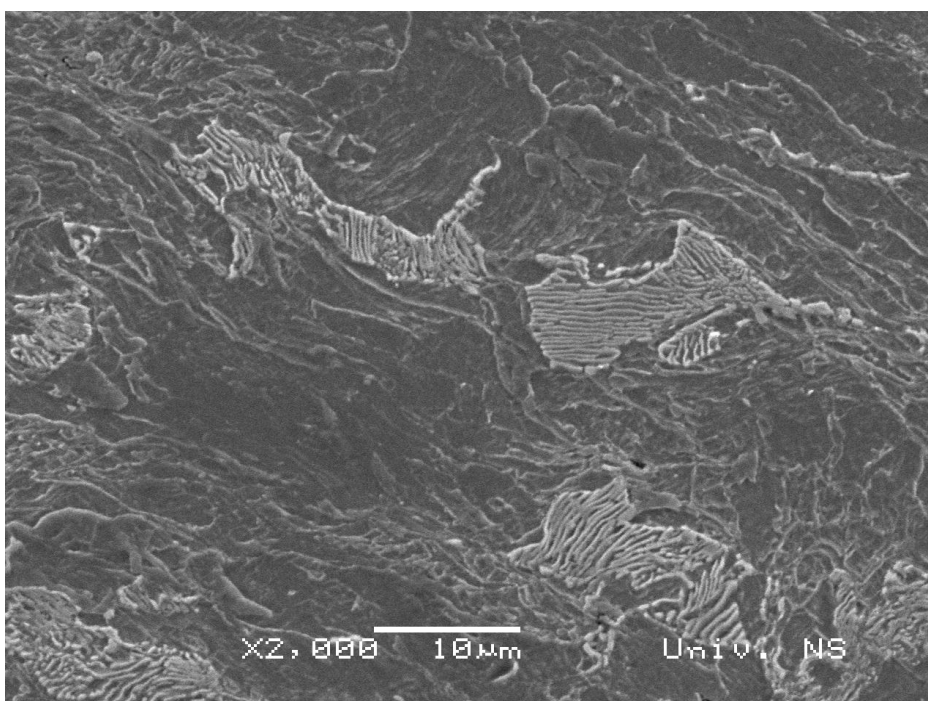
Slika 5.24. Mikrostruktura uzorka nakon dvanaest faza sabijanja ($\varphi_e = 3,05$):
centralna (a, c) i periferna (b, d) oblast uzorka

U samoj centralnoj oblasti materijala (slika 5.24, označeno elipsom) prvi put se javlja vrtložno tečenje materijala (smer tečenja označen krivim linijama, slika 5.25). Samo u ovoj fazi sabijanja u centralnoj oblasti uočeno je nekoliko pukotina u materijalu, i to na mestu intenzivnog vrtložnog tečenja materijala (slika 5.25, krug).



Slika 5.25. Mikrostruktura centralne oblasti uzorka sabijenog u dvanaest faza

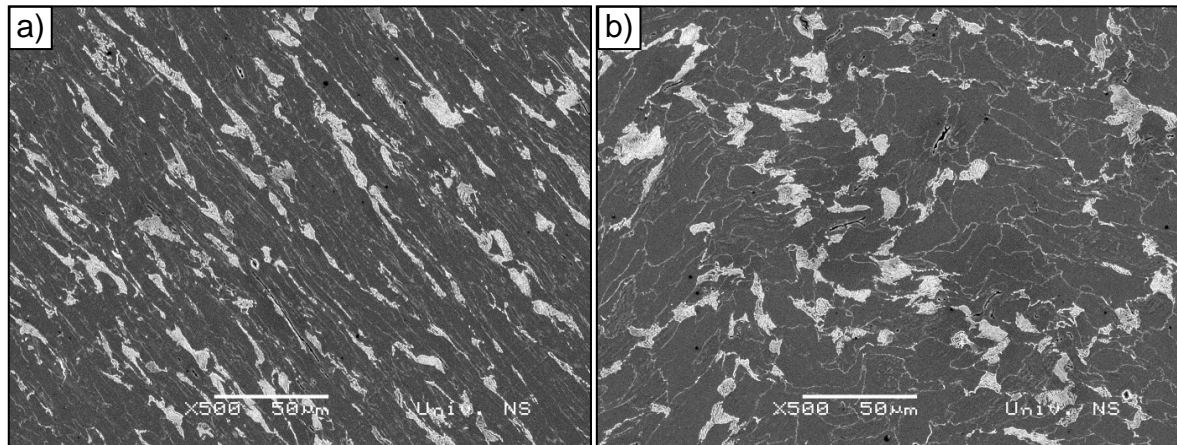
Rezultat takvog tečenja je mikrostruktura (slika 5.26) u kojoj su perlit i ferit dodatno usitnjeni.



Slika 5.26. Specifična mikrostruktura nastala vrtložnim tečenjem materijala u centralnoj oblasti uzorka nakon dvanaeste faze sabijanja ($\varphi_e = 3,05$)

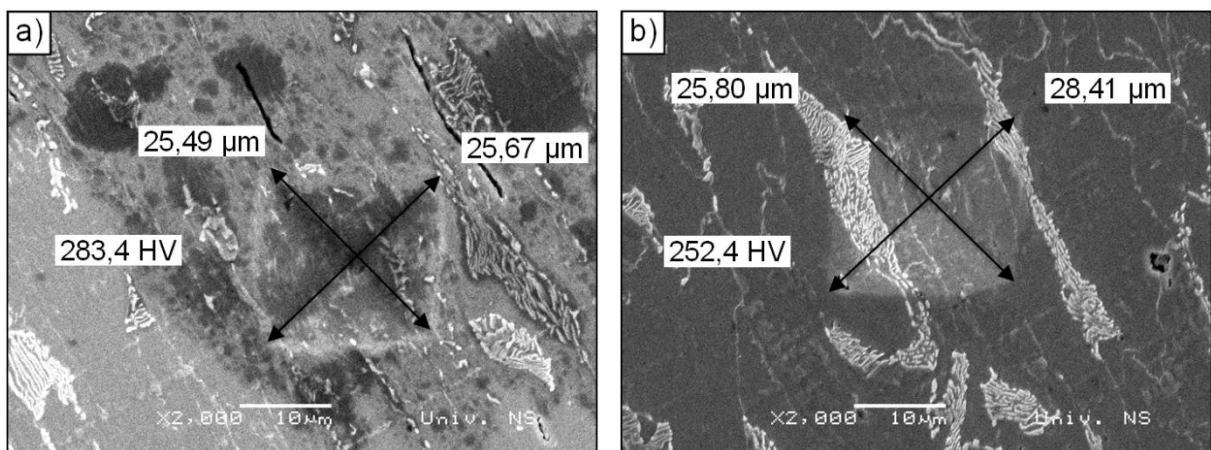
U odnosu na prethodne faze sabijanja, u perifernoj oblasti nema značajnije razlike u izgledu mikrostrukture. Granice zrna su jasno vidljive, nema značajnije fragmentacije perlita.

Mikrostruktura uzorka nakon sabijanja u osamnaest faza prikazana je na slici 5.27. U centralnoj oblasti nema veće razlike u mikrostrukтури u odnosu na uzorak sabijen u dvanaest faza (slika 5.24c i slika 5.27a). U perifernoj oblasti mikrostruktura je više deformisana (slika 5.27b) u odnosu na uzorak sabijen dvanaest puta (slika 5.24d), međutim i dalje nema značajnijeg razbijanja perlita.



Slika 5.27. Mikrostruktura uzorka nakon osamnaest faza sabijanja ($\varphi_e = 3,38$): centralna (a) i periferna (b) oblast uzorka

Na slici 5.28 ilustrovana su merna mesta Vickersove mikrotvrdoće na uzorku nakon osamnaest faza sabijanja. Merenja su izvedena u centralnoj oblasti uzorka. Dimenzije dijagonale otiska u pretežno feritnoj mikrostrukтури iznose $25,49 \times 25,67 \mu\text{m}$ (slika 5.28a), dok su u feritno-perlitnoj $25,80 \times 28,41 \mu\text{m}$ (slika 5.28b). Razlike u dimenzijama dijagonala veće su u feritno-perlitnoj mikrostrukтури ($28,41 - 25,80 = 2,61 \mu\text{m}$) u odnosu na pretežno feritnu mikrostrukтуру ($25,67 - 25,49 = 0,18 \mu\text{m}$).

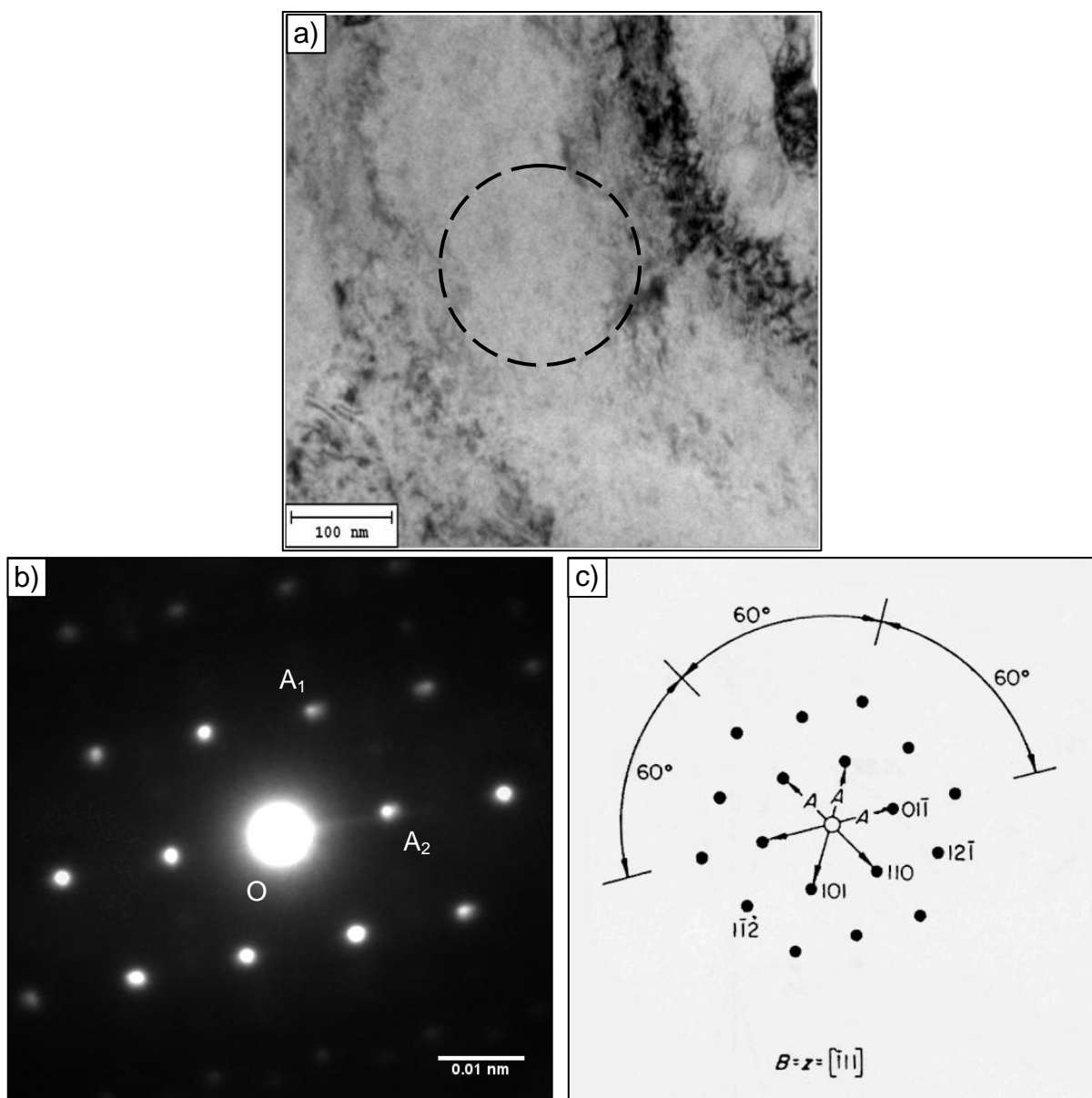


Slika 5.28. Otisak indentera pri merenju mikrotvrdoće nakon osamnaest faza sabijanja: u pretežno feritnoj (a) i feritno-perlitnoj mikrostrukтури (b)

5.6.2. ANALIZA MIKROSTRUKTURE TRANSMISIONIM ELEKTRONSKIM MIKROSKOPOM (TEM)

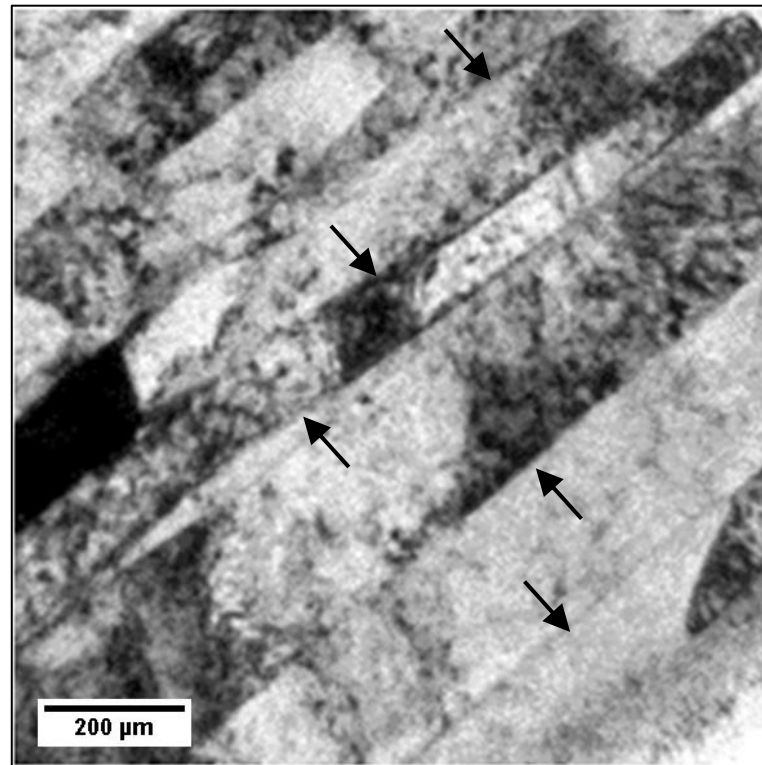
Transmisiona elektronska mikroskopija se koristi za precizno određivanje veličine zrna mikrostrukture nakon intenzivne plastične deformacije.

Mikrostruktura i odgovarajuće difrakcione slike uzorka sabijenog u dve faze prikazane su na slikama 5.29, 5.30 i 5.31. Mikrostruktura u centru uzorka i oblast na kojoj je izvedena difrakciona analiza su prikazani na slici 5.29a, odgovarajuća difrakciona slika na slici 5.29b, a šema refleksije kroz feritno zrno na slika 5.29c. Ugao koji zaklapaju dve refleksije (A_1 i A_2) u odnosu na direktan snop (O) iznosi $62,5^\circ$, što odgovara zapreminski centriranoj kubnoj rešetki, feritnom zrnu i pravcu $[111]$ (slika 5.29c).



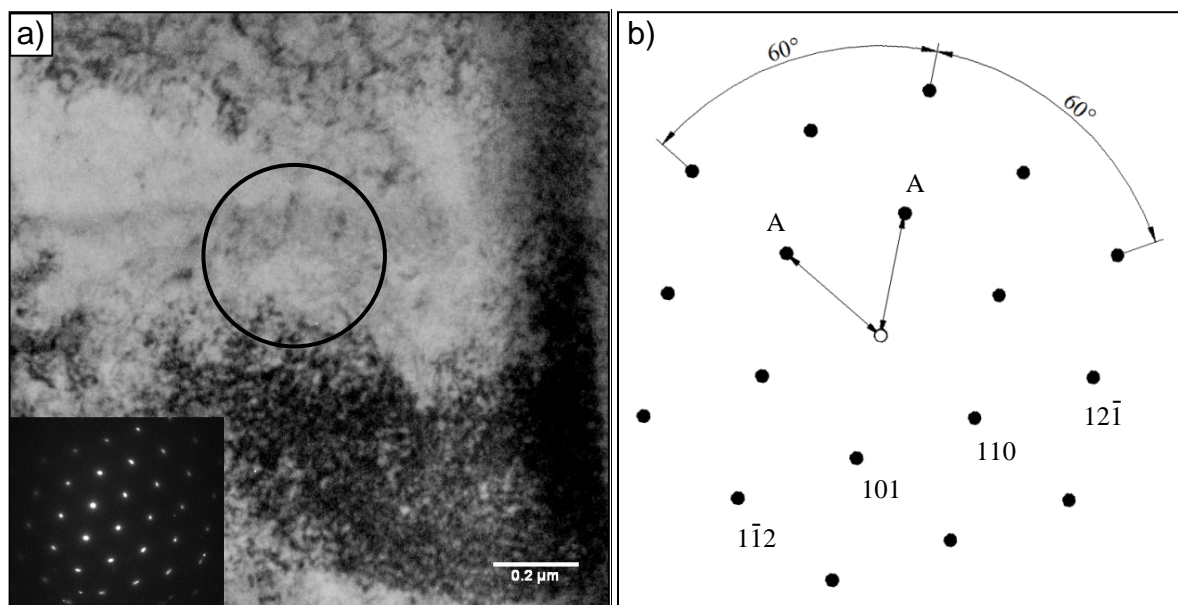
Slika 5.29. Mikrostruktura centra uzorka sabijenog u dve faze V-alatom (a), difrakciona slika (b), difrakciona šema ravni $[111]$ ZCK rešetke (c)

Slika 5.30 donosi lamelarnu mikrostrukturu središta uzorka sabijenog u dve faze. Mogu se uočiti paralelna subzrna (lamelle), čije su granice označene strelicama. Ovim je pokazano da nakon druge faze sabijanja nije formirano zrno s velikougaoanim granicama.



Slika 5.30. Mikrostruktura središta uzorka sabijenog u dve faze

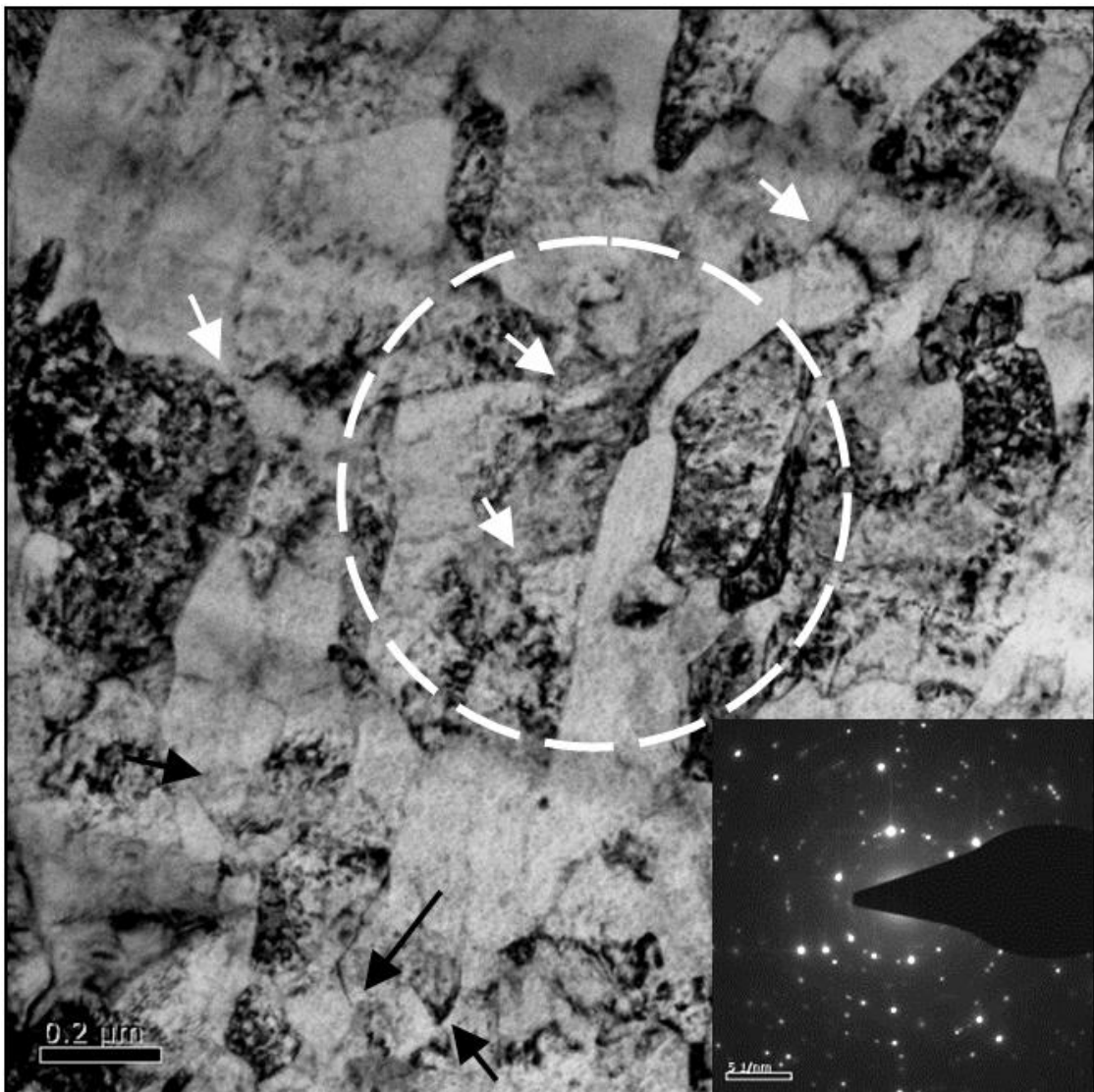
Mikrostruktura uzorka sabijenog dva puta na 9 mm od centra prikazana je na slici 5.31.



Slika 5.31. a) Mikrostruktura i difrakciona slika uzorka sabijenog u dve faze, 9 mm od centra, b) šema difrakcije zapreminski centrirane kubne rešetke s elektronskim snopom $B = [111]$

Na slici 5.31 je označena oblast podvrgnuta difrakcionoj analizi. Poređenjem difrakcione slike i šeme difrakcije zapreminski centrirane kubne rešetke u pravcu [111] (slika 5.31b) zaključuje se da je difrakciona analiza izvedena u okviru jednog zrna. Na osnovu toga se može zaključiti da nakon druge faze sabijanja nije bilo usitnjavanja zrna i značajnije promene mikrostrukture u uzorku sabijenom 9 mm od centra. Na slici je moguće uočiti i povećanu gustinu dislokacija.

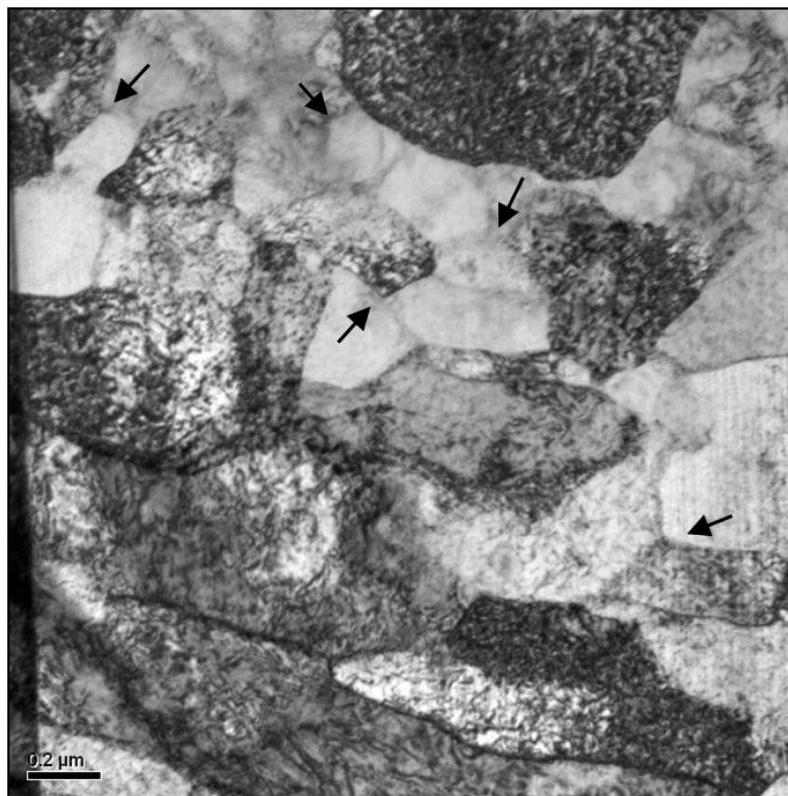
Mikrostrukturu i oblast difrakcione analize uzorka sabijenog u četiri faze ($\varphi_e = 2,0$) donosi slika 5.32. Mikrostrukturu čine izdužena feritna subzrna s malougaoanim granicama, kao i malobrojna feritna zrna s velikougaoanim granicama (označeno strelicama).



Slika 5.32. Mikrostruktura centra uzorka nakon četiri faze sabijanja V-alatom ($\varphi_e = 2,0$)

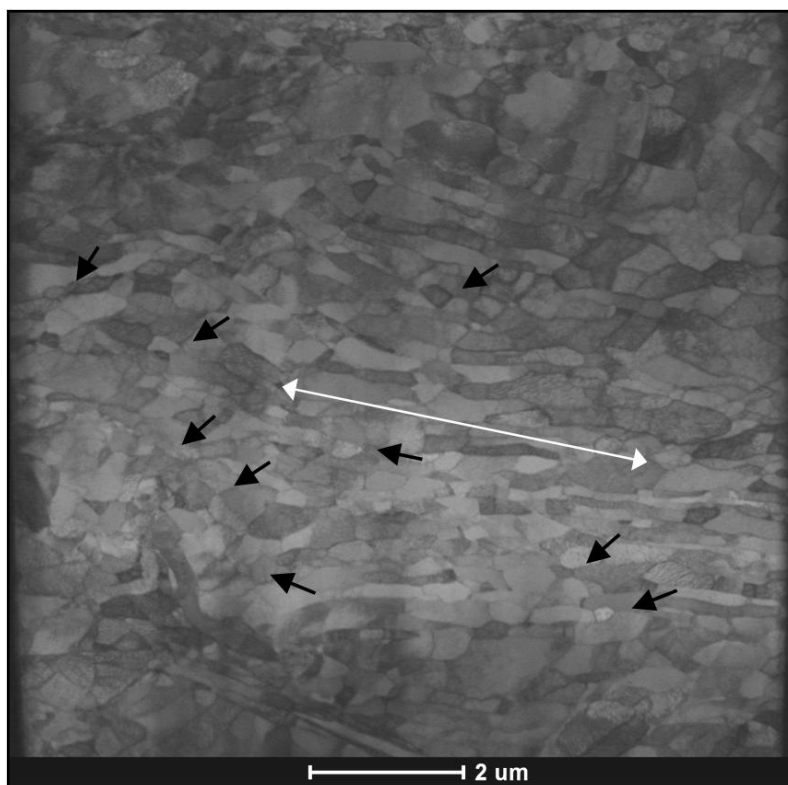
Analizom difrakcione slike utvrđeno je da odnos prečnika prstenova iznosi približno 2, što je karakteristika zapreminski centrirane rešetke i feritnog zrna.

Mikrostrukturu centra uzorka sabijenog šest puta ($\varphi_e = 2,48$) ilustruje slika 5.33. Zrna i subzrna su manje izdužena u odnosu na uzorak sabijen četiri puta. Feritna zrna ($N \sim 2$) sa velikougaoanim granicama postoje u malom broju (označeno strelicama).

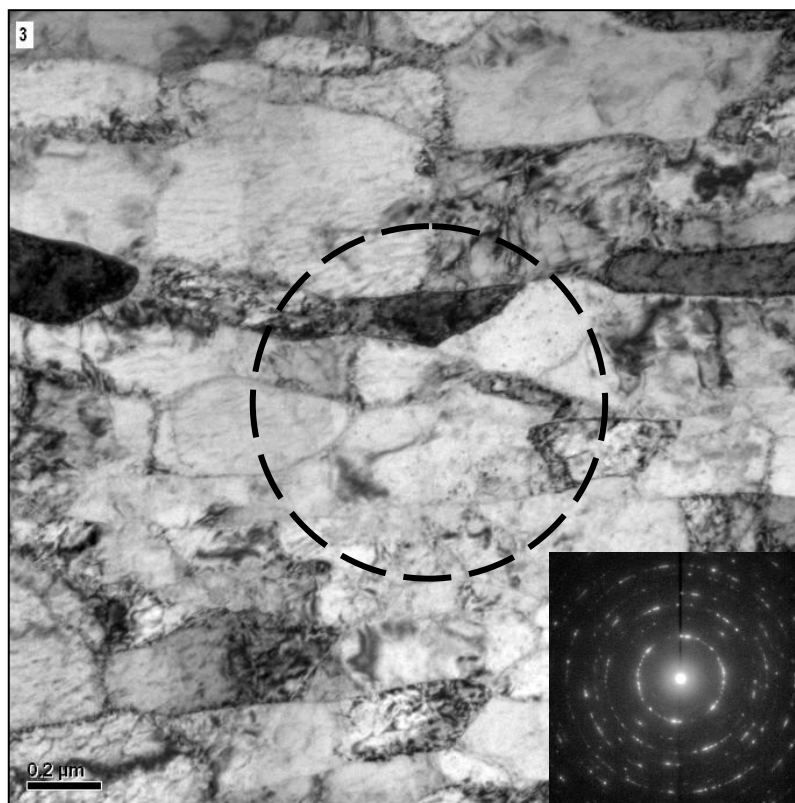


Slika 5.33. Centar uzorka nakon šest faza sabijanja ($\varphi_e = 2,48$)

Mikrostruktura i difrakciona slika centra uzorka sabijenog osam puta ($\varphi_e = 2,74$) prikazana je na slici 5.35.



Slika 5.34. Mikrostruktura centra uzorka sabijenog u osam faza ($\varphi_e = 2,74$)

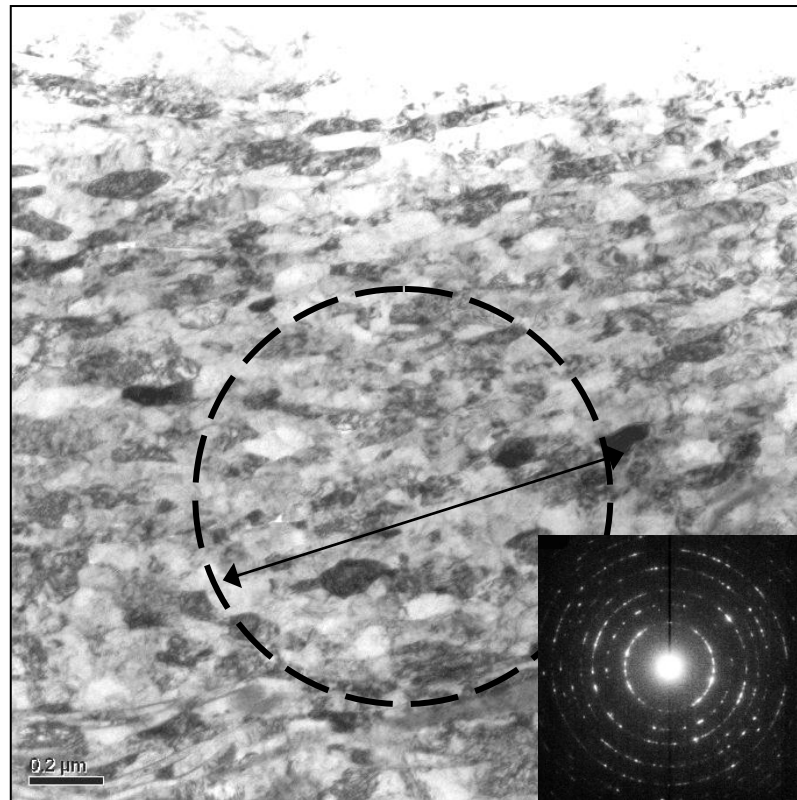


Slika 5.35. Mikrostruktura i difrakciona slika centra uzorka sabijenog u osam faza ($\varphi_e = 2,74$)

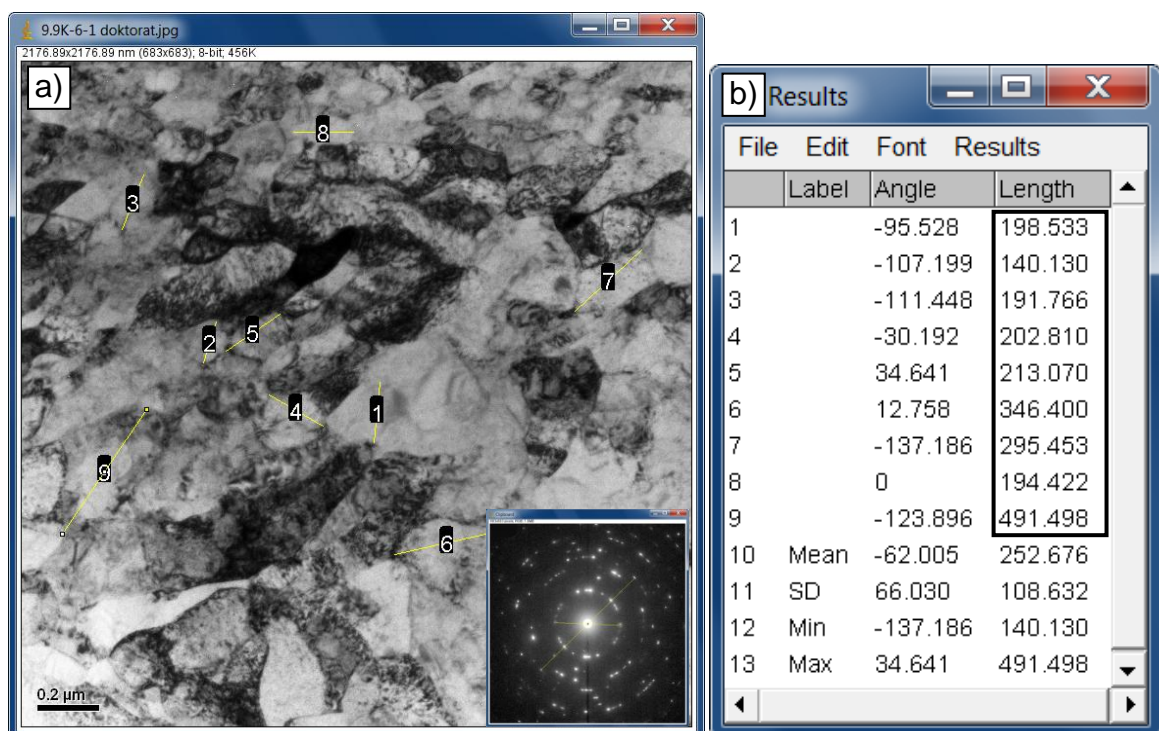
Analizom mikrostrukture (slika 5.34) moguće je uočiti povećan broj zrna s velikougaonim granicama (označeno crnim strelicama) u odnosu na prethodne faze sabijanja. Njihova prosečna veličina se kreće od 250 nm pa naviše. Međutim, u mikrostrukтури i dalje postoji određena usmerenost zrna (označeno belom strelicom). Na slici 5.35 prikazane su mikrostruktura, oblast difrakcione analize i difrakciona slika koja potvrđuje pojavu usitnjavanja feritne mikrostrukture i stvaranje zrna sa velikougaonim granicama ($N \sim 2$).

Mikrostruktura i difrakciona slika centra uzorka nakon sabijanja u dvanaest faza ($\varphi_e = 3,05$) prikazane su na slici 5.36. U poređenju sa uzorkom sabijenim osam puta, i na ovom uzorku je mikrostruktura izdužena u pravcu označenom na slici. Difrakcionom analizom potvrđeni su usitnjavanje i formiranje feritnih zrna sa velikougaonim granicama.

Na slici 5.37a je region mikrostrukture uzorka nakon dvanaest faza, koji sadrži veći broj sitnih velikougaonih feritnih zrna, čije su dužine predstavljene na slici 5.37b. Prosečna veličina izmerenih feritnih zrna iznosi 252,676 nm, najsitnije zrno je dužine 140,13 nm, a najkrupnije 491,498 nm.



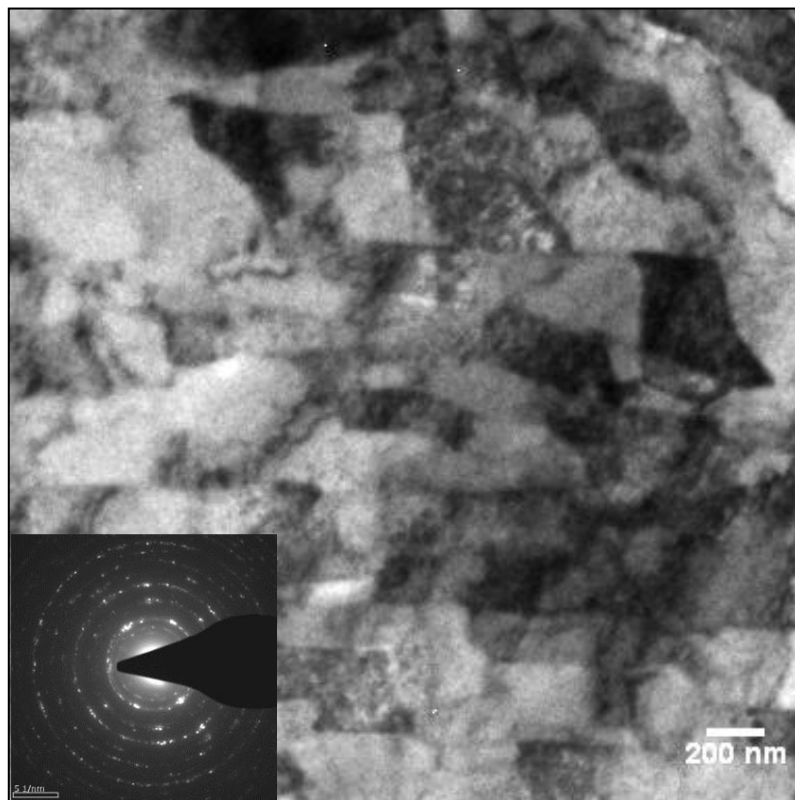
Slika 5.36. Mikrostruktura i difrakciona slika centra uzorka sabijenog u dvanaest faza ($\varphi_e = 3,05$)



Slika 5.37. TEM analiza uzorka nakon dvanaest faza sabijanja ($\varphi_e = 3,05$):
a) mikrostruktura i difrakciona slika centra uzorka, b) prosečne veličine zrna

Mikrostruktura i difrakciona slika centra uzorka sabijenog u osamnaest faza ($\varphi_e = 3,38$) prikazana je na slici 5.38. Na slici se može uočiti da nema značajne razlike u mikrostrukturi

(slika 5.38a) u odnosu na uzorke sabijene osam i dvanaest puta. Analizom difrakcione slike (slika 5.38b) pokazano je prisustvo feritnih zrna u pravcu [011] ($N \sim 2$) i [002] ($N \sim 4$).



Slika 5.38. Mikrostruktura i difrakciona slika centra uzorka sabijenog u osamnaest faza ($\varphi_e = 3,34$)

5.7. MEHANIČKE OSOBINE MATERIJALA NAKON VIŠEFAZNOG SABIJANJA

Cilj intenzivne plastične deformacije jesu promena mikrostrukture materijala i poboljšanje mehaničkih osobina. Jednu od metoda dokazivanja da postupak višefaznog sabijanja V-alatom pripada tehnologiji intenzivne plastične deformacije predstavlja identifikacija mehaničkih karakteristika nakon deformacije.

U nastavku rada prikazani su rezultati ispitivanja tvrdoće (makro, mikro i nanotvrdoće), napona tečenja, zatezne čvrstoće, krive tečenja i deformabilnosti materijala.

5.7.1. REZULTATI ISPITIVANJA TVRDOĆE

a) Makrotvrdoća

Nakon višefaznog sabijanja V-alatom, prva provera mehaničkih osobina materijala izvodi se merenjem makrotvrdoće. U tu svrhu, kao i za merenje mikro i nanotvrdoće korišćeni

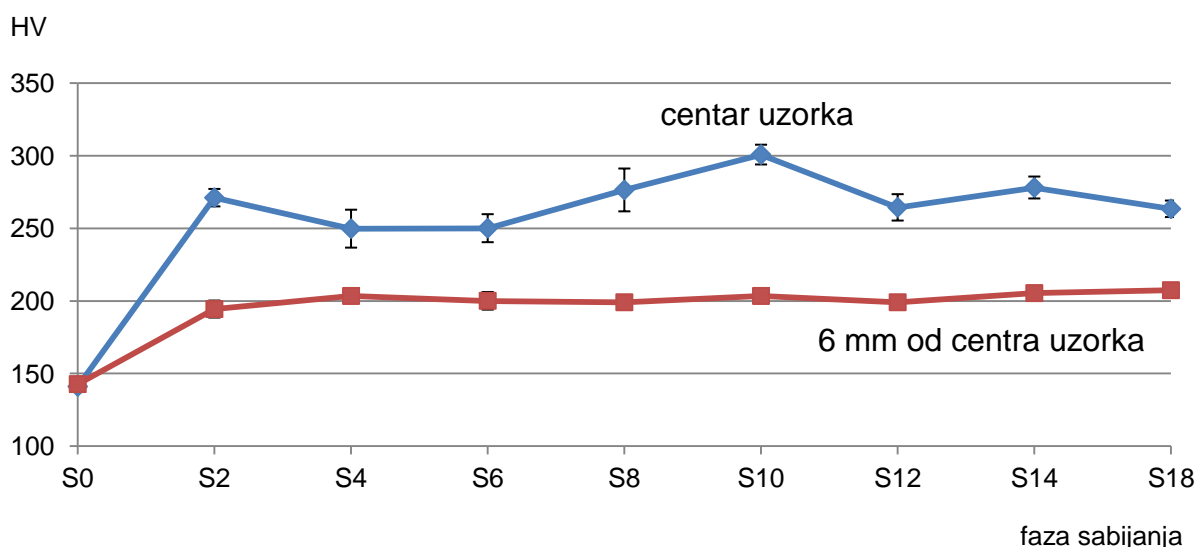
su isti uzorci pločastog oblika koji su isecani iz središta uzoraka nakon određenog broja faza sabijanja. Makrotvrdoća je merena Vikersovom metodom na WPMA aparatu za merenje tvrdoće po Brinelu i Vikersu HPO 250.

Rezultati ispitivanja makrotvrdoće na nedeformisanom uzorku (pripremak) i uzorcima sabijenim određenim brojem faza (2, 4, 6, 8, 10, 12, 14 i 18), prikazani su u tabeli 5.16. Merenja su vršena na dvema mernim lokacijama uzorka: u centru uzorka i 6 mm od centra. Merno mesto izabrano je tako da jedno bude na mestu maksimalne, a drugo na mestu minimalne efektivne deformacije.

Tabela 5.16. Makrotvrdoća po Vikersu na uzorcima sbijenim različitim brojem faza

Uzorak	Pozicija mernog mesta									
	Centar uzorka					6 mm od centra				
	merenje 1	merenje 2	merenje 3	prosek	st. dev.	merenje 1	merenje 2	merenje 3	prosek	st. dev.
S0	144	139	140	141,0	2,6	143	145	140	142,7	2,5
S2	277	265	271	271,0	6,0	190	192	201	194,3	5,9
S4	251	236	262	249,7	13,1	206	201	203	203,3	2,5
S6	257	254	239	250,0	9,6	193	204	203	200,0	6,1
S8	293	265	271	276,3	14,7	199	203	195	199,0	4,0
S10	303	306	293	300,7	6,8	201	203	206	203,3	2,5
S12	271	254	268	264,3	9,1	197	203	197	199,0	3,5
S14	271	286	277	278,0	7,5	206	206	204	205,3	1,2
S18	265	257	268	263,3	5,7	208	208	206	207,3	1,2

Slika 5.39 daje uporedni prikaz makrotvrdoće u centru uzorka i 6 mm od centra.



Slika 5.39. Makrotvrdoća u centru i na 6 mm od centra uzorka nakon različitog broja faza sabijanja

Makrotvrdoća pripremljena iznosi 141 HV u centru i 142,7 HV na 6 mm od centra uzorka. Na osnovu dijagrama zapaža se povećanje tvrdoće u obema mernim tačkama već nakon dve faze sabijanja, dok se najviša vrednost tvrdoće javlja u centru uzorka nakon deset faza

sabijanja (300,7 HV). Makrotvrdoća na 6 mm od centra uzorka ne menja se značajnije nakon dva sabijanja, i prosečno iznosi oko 200 HV. Takođe je moguće uočiti da standardna devijacija ima više vrednosti u rezultatima merenja tvrdoće u centru uzorka u odnosu na merenja 6 mm od centra.

Na osnovu dijagrama (slika 5.39) može se zaključiti da je tvrdoća u centru uzorka znatno viša u odnosu na tvrdoću u mernoj tački udaljenoj 6 mm od centra. Osim toga, primećuje se određena nestabilnost tvrdoće u centru uzorka zavisno od broja faza sabijanja uzorka. Tvrdoća uzorka u mernoj tački udaljenoj 6 mm od centra uzorka nakon četvrte faze sabijanja dostiže 200 HV i praktično se ne menja porastom broja faza sabijanja.

b) Mikrotvrdoća

Mikrotvrdoća je proverena Vickersovom metodom na Direct Industry Microhardness tester HV 1000. U tabelama 5.17 i 5.18 prikazane su vrednosti mikrotvrdoće na uzorcima sabijanim različitim brojem faza.

Tabela 5.17. Mikrotvrdoća priprema i uzoraka sabijenih u jednoj, dve i tri faze [HV]

S0		Mikrotvrdoća [HV]				
mereno mesto x [mm]	merenje 1	merenje 2	merenje 3	prosek	st. dev.	
0	132,00	143,60	131,80	135,80	6,76	
1	140,50	137,50	144,30	140,77	3,41	
2	151,10	162,40	142,50	152,00	9,98	
3	137,90	151,20	131,80	140,30	9,92	
4	151,50	134,10	122,20	135,93	14,74	
5	125,80	140,30	120,40	128,83	10,29	

S1		Mikrotvrdoća [HV]				
mereno mesto x [mm]	merenje 1	merenje 2	merenje 3	prosek	st. dev.	
0	222,20	219,00	233,00	224,73	7,34	
1	203,60	208,40	217,60	209,87	7,11	
2	198,70	190,10	195,70	194,83	4,37	
3	170,30	180,80	184,90	178,67	7,53	
4	155,90	178,00	164,80	166,23	11,12	
5	139,80	147,40	170,10	152,43	15,76	
6	119,60	139,50	125,60	128,23	10,21	
7	117,80	125,70	121,50	121,67	3,95	
8	121,70	124,10	122,10	122,63	1,29	
9	131,70	115,20	121,00	122,63	8,37	
10	128,60	118,80	124,70	124,03	4,93	

S2		Mikrotvrdoća [HV]				
mereno mesto x [mm]	merenje 1	merenje 2	merenje 3	prosek	st. dev.	
0	251,50	248,00	246,40	248,63	2,61	
1	237,20	235,80	227,40	233,47	5,30	
2	227,40	206,60	221,00	218,33	10,65	
3	210,00	212,90	208,50	210,47	2,24	
4	197,70	179,60	185,60	187,63	9,22	
5	177,70	167,40	190,60	178,57	11,62	
6	163,30	177,40	179,50	173,40	8,81	
7	176,40	179,70	178,10	178,07	1,65	
8	185,90	170,30	180,80	179,00	7,95	
9	176,90	191,50	195,00	187,80	9,60	

S3		Mikrotvrdoća [HV]				
mereno mesto x [mm]	merenje 1	merenje 2	merenje 3	prosek	st. dev.	
0	238,40	247,70	239,70	241,93	5,04	
1	228,50	230,70	236,70	231,97	4,24	
2	228,10	222,80	212,40	221,10	7,99	
3	216,20	212,10	208,70	212,33	3,76	
4	212,40	208,00	201,70	207,37	5,38	
5	184,90	184,40	193,60	187,63	5,17	
6	189,40	170,70	174,60	178,23	9,87	
7	165,90	178,80	174,80	173,17	6,60	
8	192,00	185,80	192,50	190,10	3,73	
9	182,50	184,80	182,20	183,17	1,42	

Tabela 5.18. Mikrotvrdoća uzoraka nakon sabijanja u četiri, šest, osam, deset, dvanaest, četrnaest i osamnaest faza [HV]

S4	Mikrotvrdoća [HV]				
merno mesto x [mm]	merenje 1	merenje 2	merenje 3	prosek	st. dev.
0	244,90	234,70	241,90	240,50	5,24
1	243,40	235,50	232,40	237,10	5,67
2	233,90	236,10	232,40	234,13	1,86
3	226,90	206,50	220,40	217,93	10,42
4	193,20	197,60	197,20	196,00	2,43
5	184,90	199,70	182,50	189,03	9,32
6	188,90	180,40	194,60	187,97	7,15
7	171,70	177,40	182,70	177,27	5,50
8	177,60	178,70	165,20	173,83	7,50
9	191,20	171,40	177,70	180,10	10,12

S6	Mikrotvrdoća [HV]				
merno mesto x [mm]	merenje 1	merenje 2	merenje 3	prosek	st. dev.
0	262,00	251,30	259,90	257,73	5,67
1	257,40	253,60	244,60	251,87	6,57
2	243,70	244,90	246,20	244,93	1,25
3	236,50	224,90	236,00	232,47	6,56
4	221,30	238,90	227,50	229,23	8,93
5	214,90	214,50	196,10	208,50	10,74
6	183,60	191,20	187,60	187,47	3,80
7	170,00	160,90	183,50	171,47	11,37
8	184,90	167,90	178,60	177,13	8,59
9	184,30	170,80	190,30	181,80	9,99

S8	Mikrotvrdoća [HV]				
merno mesto x [mm]	merenje 1	merenje 2	merenje 3	prosek	st. dev.
0	233,50	246,50	270,60	250,20	18,82
1	231,00	250,50	246,60	242,70	10,32
2	226,50	242,60	206,50	225,20	18,09
3	210,20	192,50	214,90	205,87	11,81
4	189,10	191,50	198,20	192,93	4,72
5	192,70	175,70	184,90	184,43	8,51
6	177,50	164,10	184,10	175,23	10,19
7	167,70	177,90	179,10	174,90	6,26
8	212,50	171,10	185,30	189,63	21,04

S10	Mikrotvrdoća [HV]				
merno mesto x [mm]	merenje 1	merenje 2	merenje 3	prosek	st. dev.
0	258,40	223,80	245,90	242,70	17,52
1	238,90	237,60	240,90	239,13	1,66
2	241,60	231,70	217,60	230,30	12,06
3	227,00	201,20	194,20	207,47	17,27
4	203,70	184,70	184,40	190,93	11,06
5	172,00	144,00	159,50	158,50	14,03
6	155,20	144,70	161,10	153,67	8,31
7	118,20	109,90	132,50	120,20	11,43

S12	Mikrotvrdoća [HV]				
merno mesto x [mm]	merenje 1	merenje 2	merenje 3	prosek	st. dev.
0	251,30	237,20	227,20	238,57	12,11
1	249,20	242,10	231,00	240,77	9,17
2	227,50	223,90	231,80	227,73	3,96
3	206,30	225,30	224,50	218,70	10,75
4	213,20	205,30	191,00	203,17	11,25
5	187,40	180,10	172,10	179,87	7,65
6	169,70	166,10	177,10	170,97	5,61
7	199,40	164,90	185,80	183,37	17,38

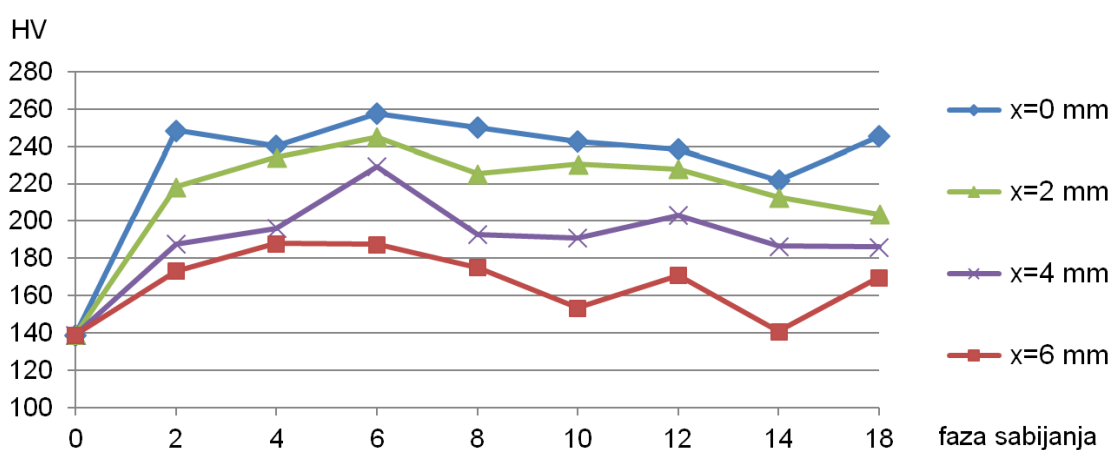
S14	Mikrotvrdoća [HV]				
merno mesto x [mm]	merenje 1	merenje 2	merenje 3	prosek	st. dev.
0	212,30	232,60	219,90	221,60	10,26
1	220,30	219,00	219,80	219,70	0,66
2	206,00	220,90	211,20	212,70	7,56
3	197,80	197,50	190,50	195,27	4,13
4	183,70	186,50	189,40	186,53	2,85
5	168,80	167,90	167,70	168,13	0,59
6	143,30	133,20	146,00	140,83	6,75
7	138,80	129,70	137,00	135,17	4,82

S18	Mikrotvrdoća [HV]				
merno mesto x [mm]	merenje 1	merenje 2	merenje 3	prosek	st. dev.
0	236,30	246,30	254,10	245,57	8,92
1	251,30	236,20	218,20	235,23	16,57
2	218,40	196,90	195,30	203,53	12,90
3	202,10	211,30	188,80	200,73	11,31
4	183,20	199,00	176,30	186,17	11,64
5	198,80	178,40	174,20	183,80	13,16
6	159,50	176,80	172,80	169,70	9,06
7	171,40	179,20	150,60	167,07	14,78

Merenje je u više mernih tačaka, shodno dimenzijama poprečnog preseka uzorka nakon određenog broja faza sabijanja. Merenja su ponavljana pet puta u zoni svake merne tačke (položaj mernih tačaka označen je na slici 4.26). Iz priloženih tabela može se uočiti da povećanje mikrotvrdoće postoji već na uzorku sabijenom u dve faze, slično rezultatu makrotvrdoće. Na svim uzorcima vidljiv je pad mikrotvrdoće samim udaljavanjem mernog mesta od centra uzorka.

Najviša vrednost mikrotvrdoće (257,73 HV) izmerena je na uzorku sabijenom u šest faza. Vrednosti mikrotvrdoće u svim sabijenim uzorcima u perifernoj oblasti više su u odnosu na pripremak, čija prosečna tvrdoća iznosi 138,94 HV.

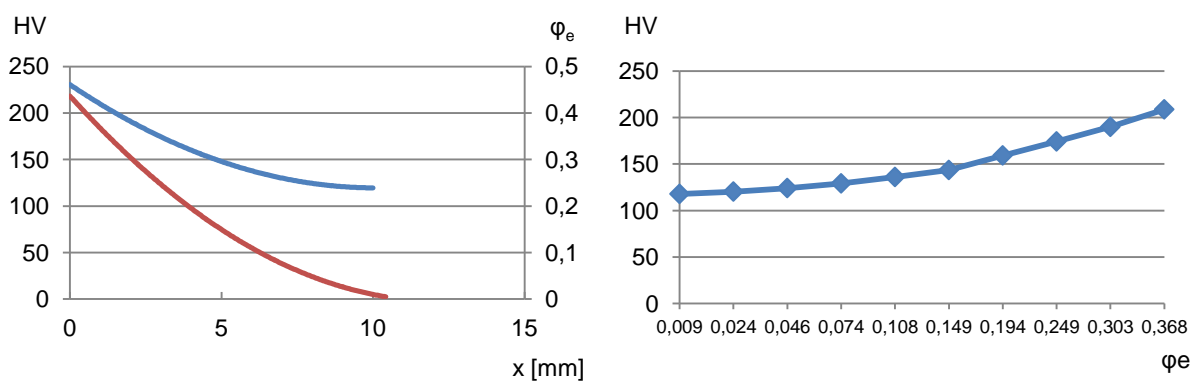
Na slici 5.40 prikazan je efekat otvrdnjavanja, u zavisnosti od broja faza sabijanja i položaja mernih tačaka.



Slika 5.40. Zavisnost mikrotvrdoće od broja faza sabijanja i udaljenosti od centra uzorka

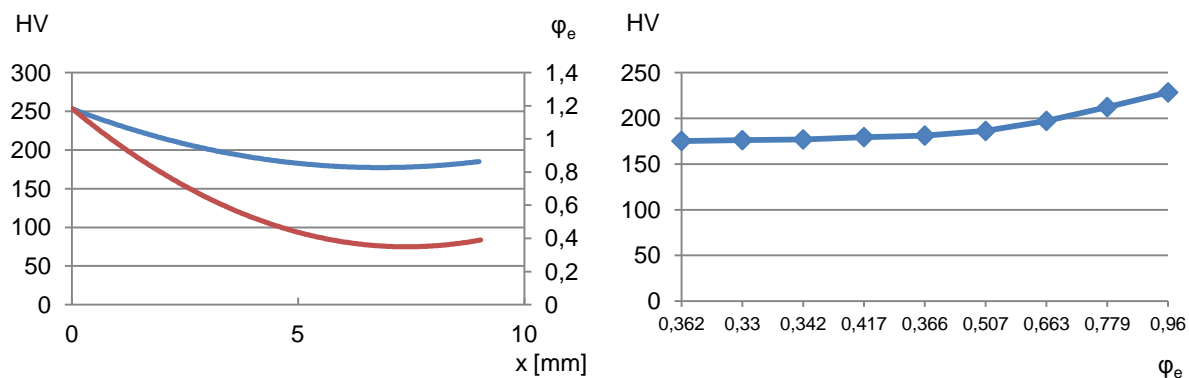
Na osnovu rezultata merenja prikazanih na dijagramu 5.40 može se uočiti nestabilnost rezultata mikrotvrdoće u funkciji broja faza sabijanja V-alatom kao i pojava da mikrotvrdoća na istom mernom mestu opada nakon određenog broja faza sabijanja, to jest nakon određene vrednosti efektivne deformacije.

Na osnovu podataka o mikrotvrdoći i efektivnoj deformaciji u različitim mernim tačkama uzorka po fazama sabijanja, konstruisani su dijagrami, prikazani na slici 5.41.

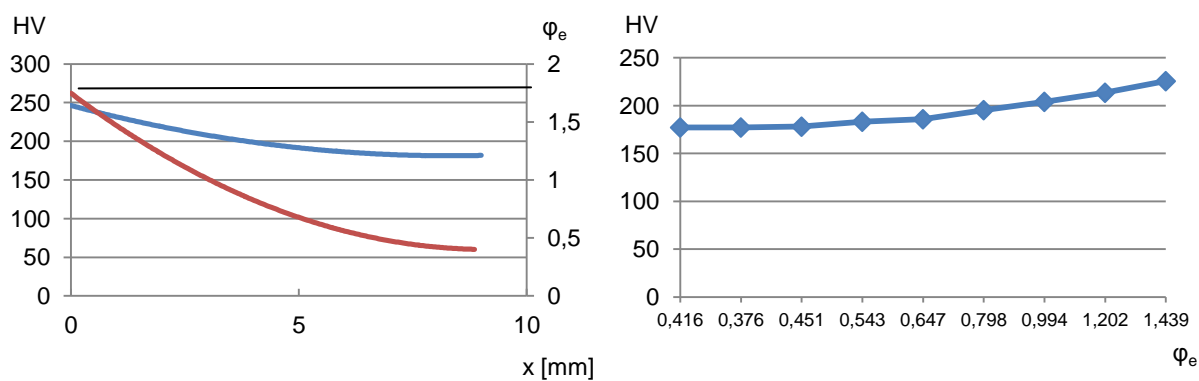


Faza 1

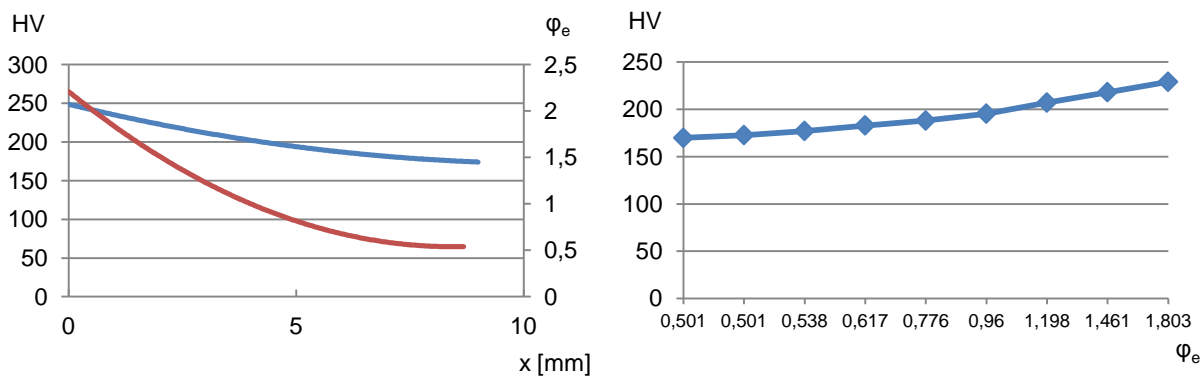
Slika 5.41. Zavisnost mikrotvrdoće od efektivne deformacije po fazama sabijanja



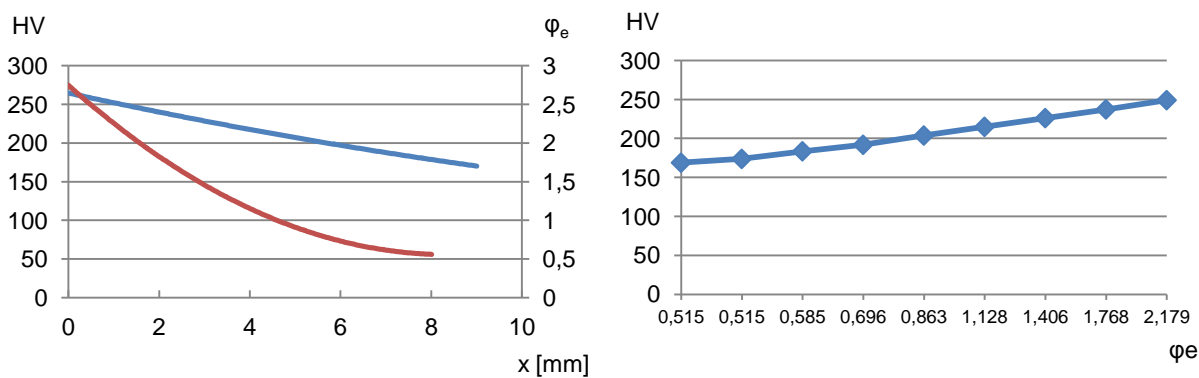
Faza 2



Faza 3

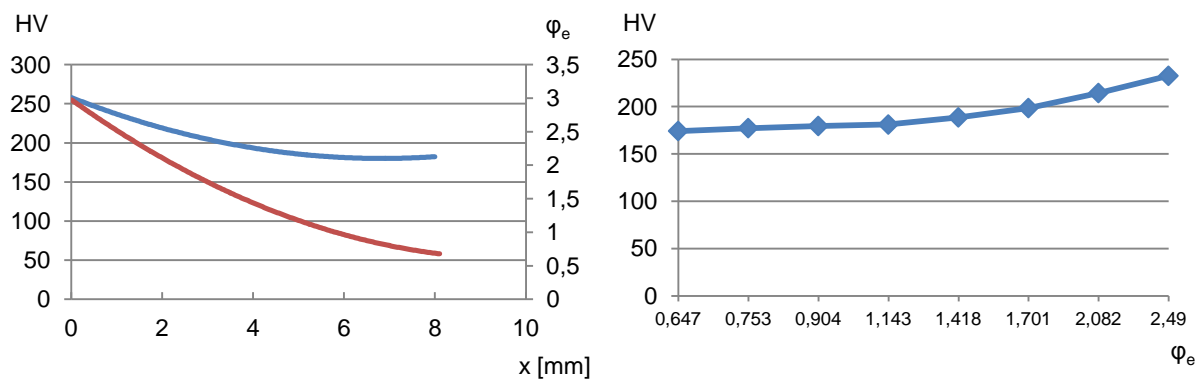


Faza 4

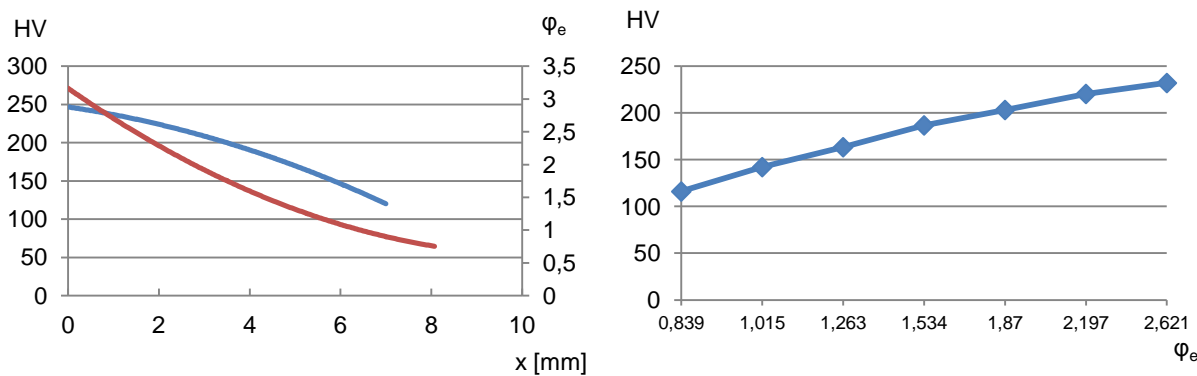


Faza 6

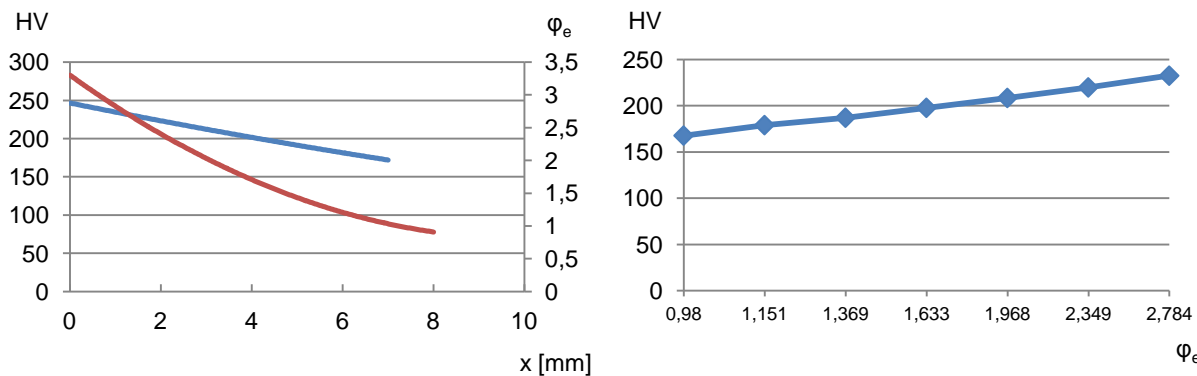
Slika 5.40. – nastavak: Zavisnost mikrotvrdoće od efektivne deformacije po fazama sabijanja



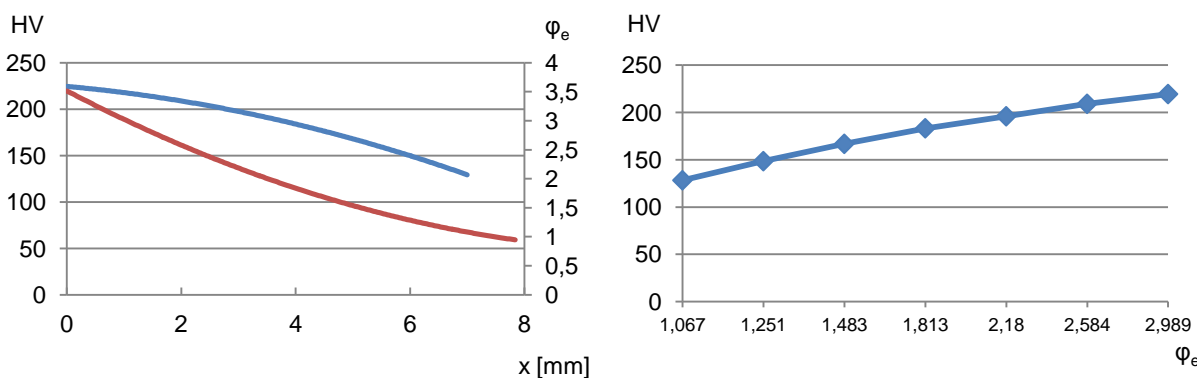
Faza 8



Faza 10



Faza 12



Faza 14

Slika 5.40. – nastavak: Zavisnost mikrotvrdoće od efektivne deformacije po fazama sabijanja

Cilj je bio da se ustanovi zavisnost mikrotvrdoće od efektivne deformacije po fazama sabijanja. U svim fazama sabijanja, udaljavanjem od centra uzorka registruju se pad efektivne deformacije i pad tvrdoće. Osim toga, porast efektivne deformacije uzrokuje povećanje mikrotvrdoće u svim fazama sabijanja.

c) Nano tvrdoća

Rezultati merenja nanotvrdoće na pripremu i na uzorcima sabijanim različitim brojem faza prikazani su u tabeli 5.19. Merenja su izvedena u više mernih tačaka – u centru i na rastojanju 2, 4, 6 i 8 mm od centra, sa tri ponavljanja u okolini svake merne tačke.

Tabela 5.19. Nanotvrdoća priprema i uzoraka sabijenih različitim brojem faza [HV]

S0		Nanotvrdoća [HV]				
merno mesto x [mm]	merenje 1	merenje 2	merenje 3	prosek	st. dev.	
0	527,17	426,23	473,13	475,51	50,52	
2	441,52	476,19	453,76	457,16	17,58	
4	457,84	465,99	489,45	471,09	16,41	
6	453,76	442,54	427,25	441,18	13,31	
8	463,95	447,64	432,34	447,98	15,81	

S1		Nanotvrdoća [HV]				
merno mesto x [mm]	merenje 1	merenje 2	merenje 3	prosek	st. dev.	
0	455,80	473,13	490,47	473,13	17,33	
2	551,65	530,23	591,41	557,76	31,05	
4	375,24	424,19	369,12	389,52	30,18	
6	519,02	423,17	433,36	458,52	52,64	
8	409,91	403,79	444,58	419,43	22,00	

S2		Nanotvrdoća [HV]				
merno mesto x [mm]	merenje 1	merenje 2	merenje 3	prosek	st. dev.	
0	510,86	492,51	491,49	498,28	10,90	
2	580,20	554,71	582,24	572,38	15,34	
4	498,62	525,14	500,66	508,14	14,75	
6	483,33	476,19	500,66	486,73	12,59	
8	501,68	481,29	529,21	504,06	24,05	

S3		Nanotvrdoća [HV]				
merno mesto x [mm]	merenje 1	merenje 2	merenje 3	prosek	st. dev.	
0	601,61	564,90	626,08	597,53	30,79	
2	690,32	627,10	659,73	659,05	31,62	
4	539,41	574,08	646,48	586,66	54,63	
6	521,06	502,70	496,58	506,78	12,74	
8	506,78	498,62	510,86	505,42	6,23	

S4		Nanotvrdoća [HV]				
merno mesto x [mm]	merenje 1	merenje 2	merenje 3	prosek	st. dev.	
0	501,68	594,47	533,29	543,15	47,17	
2	582,24	628,12	572,04	594,13	29,87	
4	498,62	522,08	534,31	518,34	18,14	
6	518,00	521,06	489,45	509,50	17,43	
8	588,36	573,06	575,10	578,84	8,30	

S6		Nanotvrdoća [HV]				
merno mesto x [mm]	merenje 1	merenje 2	merenje 3	prosek	st. dev.	
0	533,29	549,61	496,58	526,49	27,16	
2	506,78	503,72	506,78	505,76	1,77	
4	513,92	482,31	468,03	488,09	23,48	
6	434,38	445,60	444,58	441,52	6,20	
8	457,84	469,05	487,41	471,43	14,93	

S8		Nanotvrdoća [HV]				
merno mesto x [mm]	merenje 1	merenje 2	merenje 3	prosek	st. dev.	
0	678,09	523,10	502,70	567,96	95,91	
2	626,08	549,61	572,04	582,58	39,31	
4	498,62	539,41	533,29	523,78	22,00	
6	499,64	504,74	512,90	505,76	6,69	
8	541,45	519,02	513,92	524,80	14,65	

S10		Nanotvrdoća [HV]				
merno mesto x [mm]	merenje 1	merenje 2	merenje 3	prosek	st. dev.	
0	609,77	475,17	594,47	559,80	73,69	
2	543,49	545,53	500,66	529,89	25,34	
4	460,90	568,98	483,33	504,40	57,04	
6	457,84	586,32	695,42	579,86	118,92	
8	509,84	472,11	527,17	503,04	28,15	

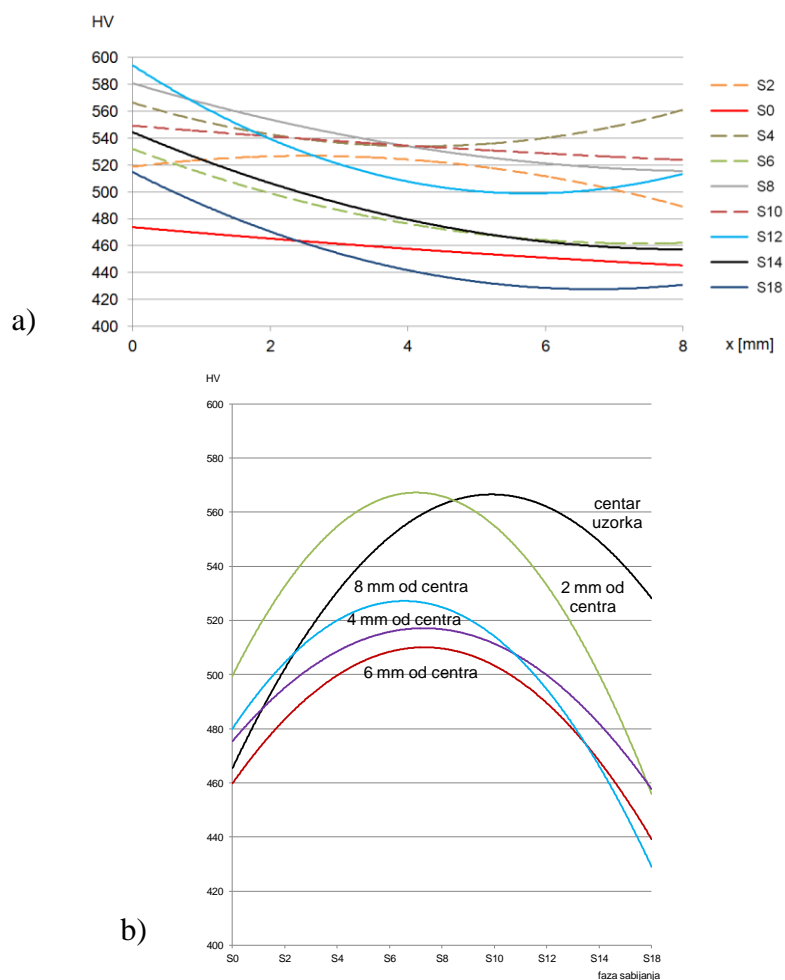
Tabela 5.19. – nastavak: Nanotvrdoća priprema i uzoraka sabijenih različitim brojem faza [HV]

S12		Nanotvrdoća [HV]				
merno mesto x [mm]	merenje 1	merenje 2	merenje 3	prosek	st. dev.	
0	581,22	662,79	528,19	590,73	67,80	
2	525,14	562,86	539,41	542,47	19,05	
4	549,61	519,02	486,39	518,34	31,62	
6	479,25	476,19	489,45	481,63	6,94	
8	520,04	513,92	527,17	520,38	6,63	

S14		Nanotvrdoća [HV]				
merno mesto x [mm]	merenje 1	merenje 2	merenje 3	prosek	st. dev.	
0	535,33	567,96	508,82	537,37	29,62	
2	524,12	524,12	513,92	520,72	5,89	
4	467,01	501,68	467,01	478,57	20,02	
6	468,03	441,52	439,48	449,68	15,93	
8	484,35	450,70	456,82	463,95	17,92	

S18		Nanotvrdoća [HV]				
merno mesto x [mm]	merenje 1	merenje 2	merenje 3	prosek	st. dev.	
0	480,27	551,65	543,49	525,14	39,07	
2	459,88	459,88	417,05	445,60	24,73	
4	454,78	436,42	470,07	453,76	16,85	
6	457,84	434,38	420,11	437,44	19,05	
8	423,17	424,19	426,23	424,53	1,56	

Na osnovu podataka iz prethodnih tabela konstruisani su dijagrami promene nanotvrdoće po fazama sabijanja prizmatičnog uzorka pomoću V-alata (slika 5.42).

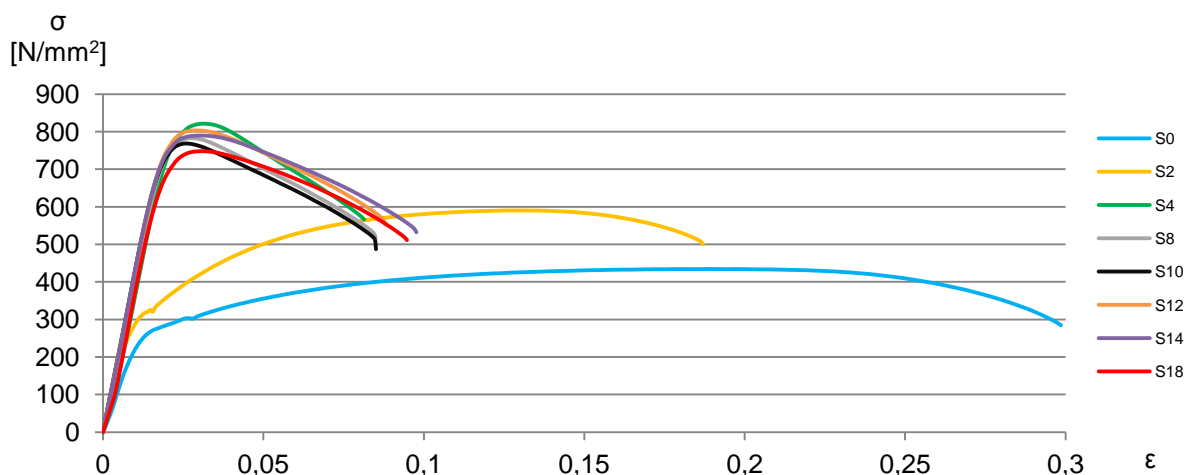


Slika 5.42. Nanotvrdoća po fazama sabijanja
 a) zavisnost nanotvrdoće od položaja merne tačke
 b) promena nanotvrdoće po fazama sabijanja

5.7.2. REZULTATI ISPITIVANJA ZATEZANJEM

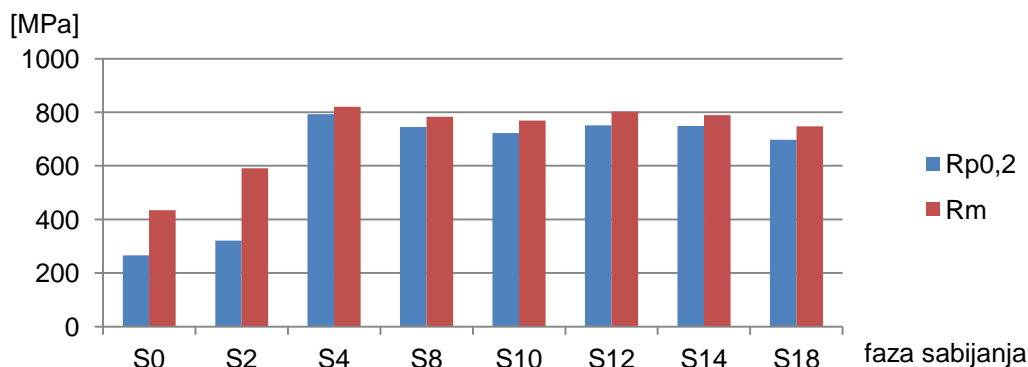
Ispitivanje na zatezanje uzoraka nakon višefaznog sabijanja V-alatom takođe je u funkciji provere uticaja veličine ostvarene deformacije na mikrostrukturu i mehaničke karakteristike materijala. Osim toga, ispitivanje površine preloma u ovom testu izvedeno je radi ocene duktilnosti materijala nakon IPD, postupkom višefaznog sabijanja V-alatom.

Na slici 5.43 prikazan je dijagram zatezanja, odnosno zavisnost nominalnog napona u funkciji stepena deformacije za uzorke koji su sabijani različitim brojem faza. Na ovim slikama može se uočiti da najveći porast sile zatezanja, to jest napona zatezanja, postoji nakon četvrte faze sabijanja i da povećanje broja faza sabijanja ne doprinosi značajnijem povišenju mehaničkih karakteristika materijala. Iz dijagrama sledi i da se maksimalno izduženje praktično ne menja nakon četvrte faze sabijanja. Ubrzano pomeranje maksimuma sile zatezanja ka nižim vrednostima (to jest, smanjenje ravnomernog izduženja) ukazuje da povećanje broja faza sabijanja ili povećanje stepena deformacije pri sabijanju utiče značajno na pad plastičnih svojstava materijala u uslovima jednoosnog naponskog stanja, to jest pri ispitivanju na zatezanje.



Slika 5.43. Dijagram zatezanja uzoraka nakon višefaznog sabijanja V-alatom

Preciznija promena granice tečenja i čvrstoće materijala prikazana je na dijagramu 5.44 i u tabeli 5.20 koji pokazuju da napon tečenja i čvrstoća materijala dostižu maksimum u četvrtoj fazi sabijanja V-alatom i da dalje povećanje broja faza uslovljava blagi pad ovih veličina.



Slika 5.44. Zavisnost granice tečenja i čvrstoće materijala od broja faza sabijanja

Tabela 5.20. Mehaničke karakteristike materijala u zavisnosti od broja faza sabijanja

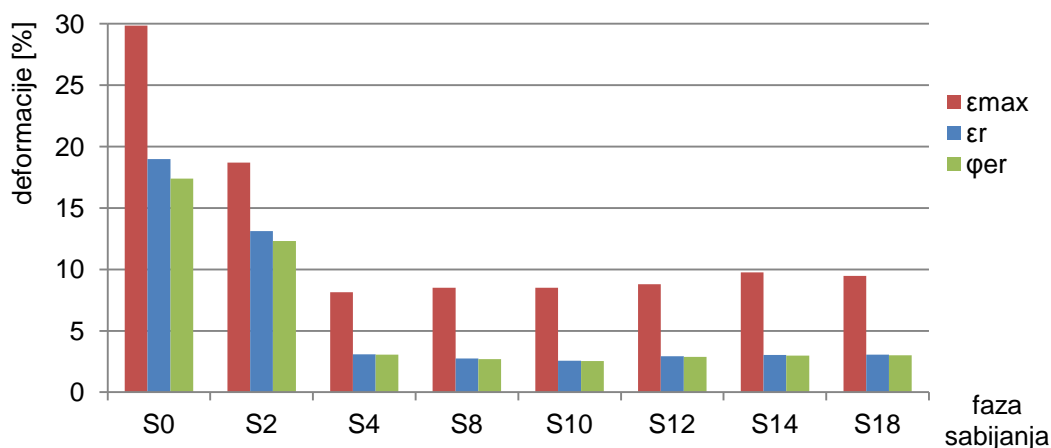
Uzorak	L_0 [mm]	S_0 [mm ²]	$R_p 0,2$ [MPa]	R_m [N/mm ²]
S0	16.94	6.93	286.83	434.35
S2	15.57	6.93	287.70	590.50
S4	17.02	6.83	793.25	820.97
S8	17.06	6.93	745.08	783.30
S10	17.52	7.12	722.94	768.83
S12	17.08	6.83	750.97	802.55
S14	16.95	6.97	748.98	789.59
S18	17.13	6.83	697.13	747.06

U tabeli 5.21 prikazana je promena ravnomerne i maksimalne deformacije pri ispitivanju zatezanjem u funkciji broja faza sabijanja. Ovi rezultati pokazuju da povećanje broja faza sabijanja nepovoljno utiče na plastičnost materijala, to jest smanjuje veličinu ukupne i ravnomerne deformacije pri ispitivanju na zatezanje.

Tabela 5.21. Ravnomerna i maksimalna deformacija nakon višefaznog sabijanja

Faza sabijanja	φ_e	Δl_r [mm]	Δl_{max} [mm]	ε_r [%]	φ_{er} [%]	ε_{max} [%]
0	0	3,2173	5,05704	18,99233	17,4	29,85266
2	1,06	2,04172	2,91122	13,11317	12,32	18,69762
4	2	0,52715	1,38503	3,097239	3,05	8,137662
8	2,74	0,467755	1,45038	2,741823	2,7	8,501641
10	2,91	0,450448	1,49112	2,57105	2,54	8,510959
12	3,05	0,498671	1,50308	2,919619	2,88	8,800234
14	3,24	0,512717	1,65509	3,024879	2,98	9,764542773
18	3,38	0,523944	1,62377	3,058634	3,01	9,479100992

Grafička interpretacija ovih rezultata prikazana je na dijagramu 5.45 iz kojeg sledi da maksimalna i ravnomerna deformacija naglo opadaju do četvrte faze sabijanja, dok povećanje broja faza praktično ne utiče na vrednost ovih karakteristika materijala.



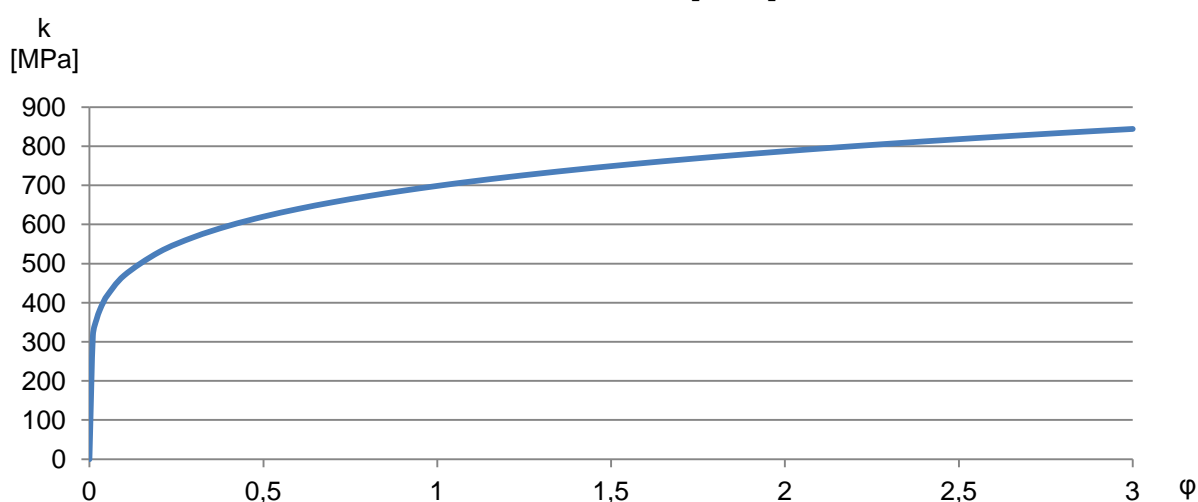
Slika 5.45. Zavisnost ravnomerne i maksimalne deformacije od broja faza sabijanja

Kriva tečenja

Kriva tečenja bila je neophodan uslov za simulaciju procesa višefaznog sabijanja v-alatom metodom konačnih elemenata, to jest primenom softverskog programa Simufact.Forming V12.

Kriva tečenja određuje se primenom različitih eksperimentalnih metoda (ispitivanje zatezanjem, ispitivanje torzijom, ispitivanje sabijanjem valjka itd.). Za potrebe simulacije u ovoj tezi, kriva tečenja (slika 5.46) određena je na osnovu rezultata ispitivanja na zatezanje epruvete od nedeformisanog materijala Č.1221 (faza S0). Kriva tečenja aproksimirana je eksponencijalnom zavisnošću napona tečenja i efektivne deformacije:

$$k = 698,6841 \cdot \varphi_e^{0,1723} [MPa] \quad (5.1)$$



Slika 5.46. Kriva tečenja polaznog materijala – Č.1221

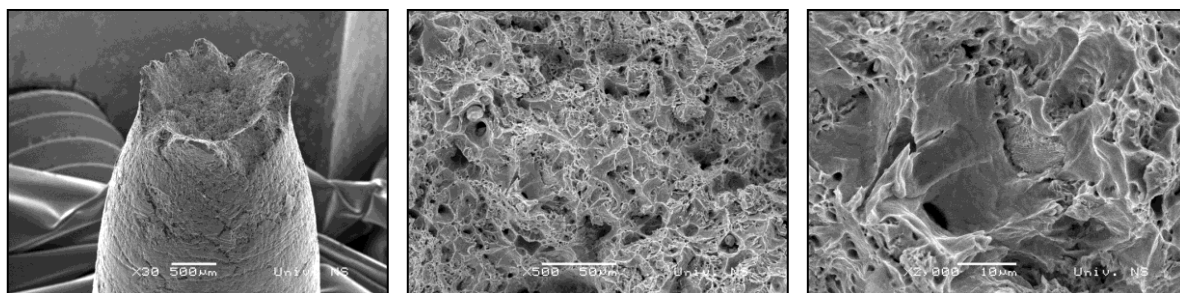
5.7.3. IZGLED PRELOMLJENIH POVRŠINA NAKON PREKIDA EPRUVETE ZATEZANJEM

Morfologija loma površine preloma nakon zateznog ispitivanja polaznog (nedeformisanog uzorka) i uzoraka deformisanih višefaznim sabijanjem V-alatom, prikazana je na slikama 5.47 do 5.54. U svim uzorcima makropovršina preloma pokazuje da je u pitanju duktilan lom, koji se od karakterističnog oblika “čaše i kupe” [193] kod polaznog (nedeformisanog) uzorka (slika 5.47), tokom višestepenog sabijanja sa manjim brojem faza, prvo transformiše u oblik sličan “kineskom šeširu” [194] sa zatupljenim vrhom (slika 5.49). Povećanje broja faza sabijanja na 14, izazvalo je promenu makroskopske morfologije površine preloma u spiralni oblik loma (slika 5.53). Međutim, nakon sabijanja u osamnaest faza, spiralni oblik površine preloma menja se ka aktiviranju smicajne nestabilnosti, što se odnosi na većinu tehničkih legura u kojih se duktilnost (plastičnost) ograničava pojavom smicajne nestabilnosti koja izaziva lom.

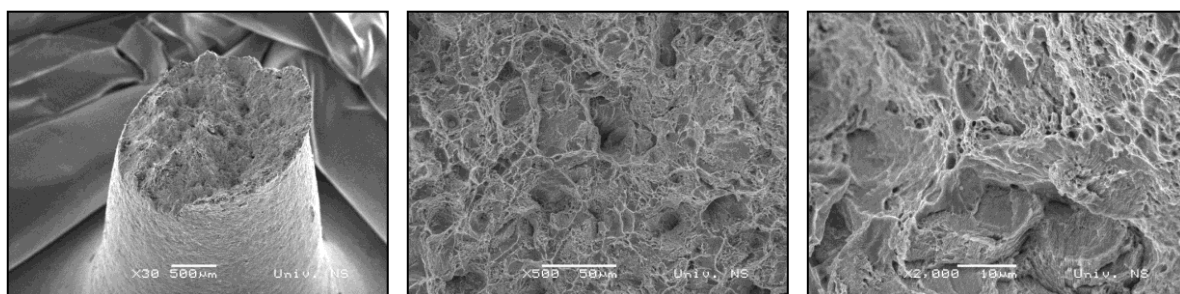
Mikroskopski izgled površine preloma dobijen pomoću SEM-a u svim uzorcima takođe je duktilan. Na početnom nedeformisanom uzorku površina preloma se sastoji od

neujednačenih većih i malih jamica. U suštini, velike neujednačene jamice međusobno su povezane malim jamicama, ligamentima su povezane sa sitnim jamicama koje nastaju prekidom ligamenata mehanizmom koalescencije, potvrđujući univerzalnu definiciju da duktilni lom nastaje mehanizmom stvaranja (nukleacija), rastom i koalescencijom mikrošupljina [195].

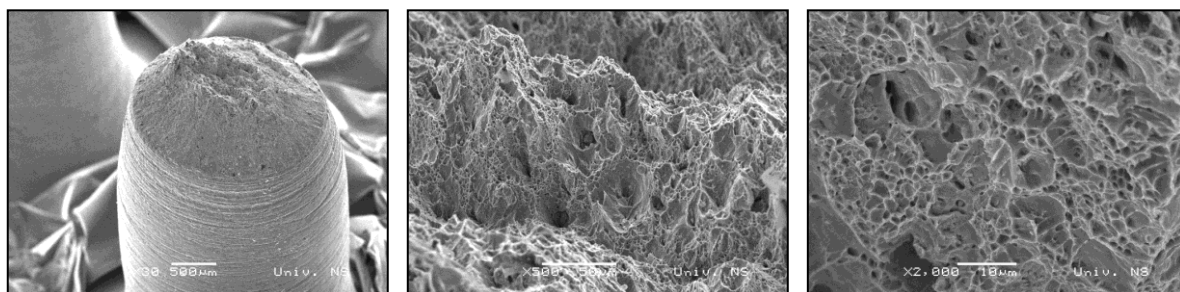
Prikazani rezultati mikroskopskog izgleda površine loma su slični, s tim što je količina ravnomernih po veličini jamica ujednačena, drugim rečima, dešava se rafinacija mikrošupljina.



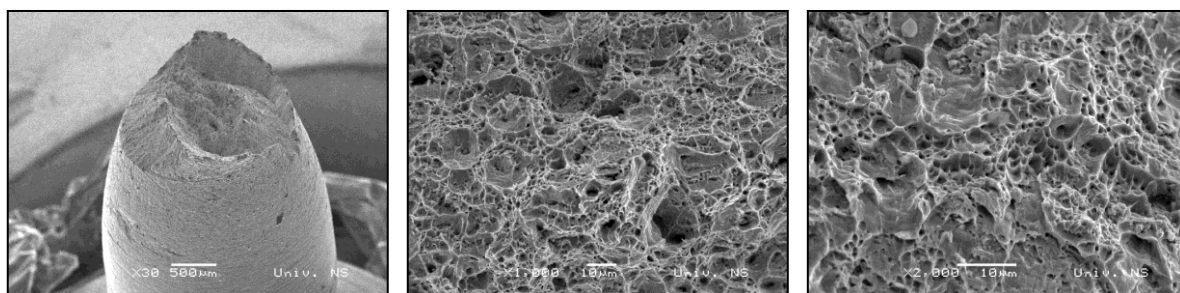
Slika 5.47. Prelomljena površina epruvete iz priprema



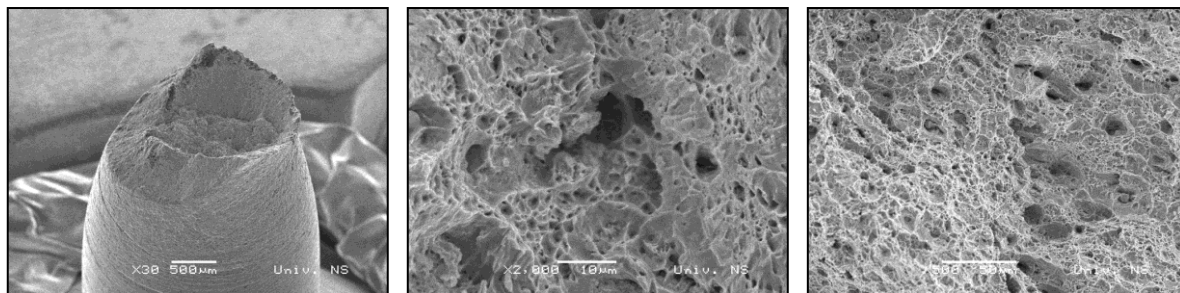
Slika 5.48. Prelomljena površina epruvete iz uzorka sabijenog u dve faze



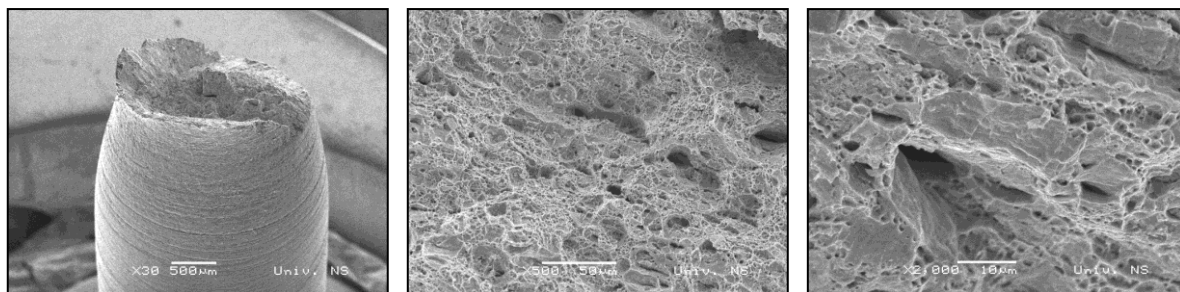
Slika 5.49. Prelomljena površina epruvete iz uzorka sabijenog u četiri faze



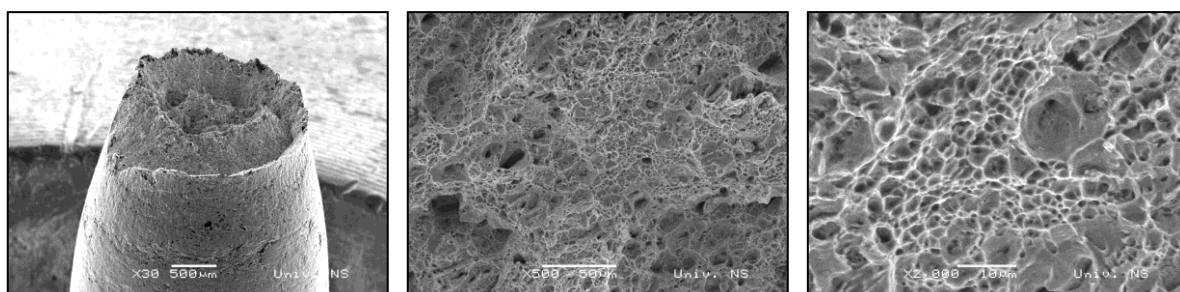
Slika 5.50. Prelomljena površina epruvete iz uzorka sabijenog u osam faza



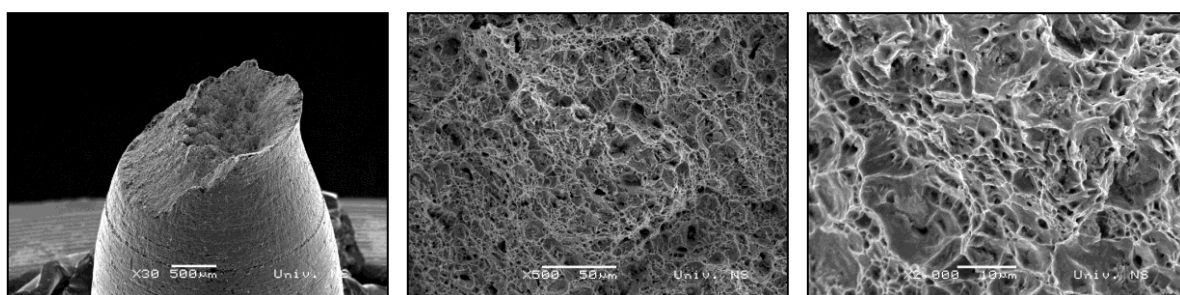
Slika 5.51. Prelomljena površina epruvete iz uzorka sabijenog u deset faza



Slika 5.52. Prelomljena površina epruvete iz uzorka sabijenog u dvanaest faza



Slika 5.53. Prelomljena površina epruvete iz uzorka sabijenog u četrnaest faza



Slika 5.54. Prelomljena površina epruvete iz uzorka sabijenog u osamnaest faza

5.7.4. DEFORMABILNOST MATERIJALA NAKON VIŠEFAZNOG SABIJANJA

Ocena plastičnih svojstava materijala nakon višefaznog sabijanja prizmatičnih uzoraka V-alatom izvedena je ispitivanjem deformabilnosti materijala metodom slobodnog sabijanja cilindričnih uzoraka. Radi ocene uticaja istorije deformacije, proces sabijanja valjka izveden je inkrementalno. Nakon svake faze sabijanja mereni su prečnik valjka u ekvatorijalnoj ravni i visina markiranog pojasa u središtu uzorka (pojas z). Na osnovu tih podataka, prema metodologiji prikazanoj u poglavlju 4.8.9, najpre su izračunate komponente inkrementalne deformacije φ_θ , φ_z i φ_r potom i efektivna deformacija φ_e . Na osnovu deformacija u tangencijalnom i aksijalnom pravcu, konstruisani su dijagrami istorije deformacije $\varphi_\theta = f(\varphi_z)$ pomoću kojih je izračunavan koeficijent $\alpha = \frac{d\varphi_\theta}{d\varphi_z}$, na osnovu kojeg su zatim

izračunavane komponente napona na slobodnoj površini valjka σ_θ i σ_z i pokazatelj naponskog stanja β . Proračun komponenti napona i deformacije izvršen je za cilindrične uzorke koji su izrađeni od uzoraka dobijenih višefaznim sabijanjem V-alatom (oznaka S_i).

Rezultati proračuna parametara deformabilnosti prikazani su u tabeli 5.22 i tabeli 5.23 na osnovu kojih su konstruisani sledeći dijagrami: dijagram istorije deformacije $\varphi_\theta = f(\varphi_z)$ i dijagram istorije pokazatelja naponskog stanja $\beta = f(\varphi_e)$ (slika 5.54).

Na osnovu gornjih dijagrama može se konstatovati da su parametri deformabilnosti – istorija deformacije ($\varphi_\theta = f(\varphi_z)$) i istorija pokazatelja naponskog stanja ($\beta = f(\varphi_e)$) slični i ujednačeni na ispitivanim uzorcima materijala dobijenih višefaznim sabijanjem pomoću V-alata.

Ovu konstataciju potvrđuju i dijagrami 5.56 i 5.57. Naime, i jedan i drugi dijagram potvrđuju da je deformabilnost materijala iznenađujuće visoka i nakon velikog broja faza sabijanja. Istina, najvišu deformabilnost pokazali su nedeformisani uzorci i uzorci nakon dvofaznog sabijanja V-alatom. Ostali uzorci dobijeni sabijanjem pomoću V-alata i brojem faza od 4 do 14, imaju približno ista plastična svojstva, to jest približno istu graničnu deformaciju. Ovaj rezultat potvrđuje Bridgmanova istraživanja i jedan je od osnovnih principa hidrostatičke obrade – tzv. treći princip, prema kojem materijal nakon hidrostatičke obrade i dalje ima visoka plastična svojstva [191]. Metode intenzivne plastične deformacije jesu metode hidrostatičkog deformisanja, te rezultati ispitivanja deformabilnosti materijala dobijenog višefaznim sabijanjem pomoću V-alata potvrđuju osnovnu hipotezu ove disertacije, prema kojoj je pretpostavljeno da proces višefaznog sabijanja pomoću V-alata predstavlja nov postupak intenzivne plastične deformacije.

Tabela 5.22. Parametri deformabilnosti za faze S0, S2, S4 i S6

S0 inkr.	h _{cent} [mm]	h _{per1} [mm]	h _{per2} [mm]	h _{per3} [mm]	d _{min} [mm]	d _{max} [mm]	d _{sr} [mm]	Z ₁ [mm]	Z ₂ [mm]	Z ₃ [mm]	Z _{sr} [mm]	φ ₂	φ ₀	A	B	α	σ _z /K	σ _θ /K	β	φ _{e-n} (z)	φ _r
0	9,94	9,95	9,95	9,94	8,02	8,08	8,05	2,87	2,91	2,82	2,87	0,00	0,00	0,3880	-0,5958	-0,60	/	/	-1,00	0,00	0,00
1	8,06	8,05	8,01	8,06	8,95	8,98	8,97	2,48	2,44	2,52	2,48	-0,14	0,11	0,3880	-0,5958	-0,71	-0,84	0,27	-0,57	0,15	0,04
2	6,86	6,88	6,81	6,86	9,72	9,80	9,76	2,23	2,15	2,26	2,21	-0,26	0,19	0,3880	-0,5958	-0,80	-0,76	0,37	-0,39	0,27	0,07
3	5,52	5,46	5,48	5,47	10,90	10,94	10,92	1,92	1,92	1,88	1,91	-0,41	0,30	0,3880	-0,5958	-0,91	-0,65	0,50	-0,16	0,42	0,10
4	4,20	4,15	4,13	4,20	12,55	12,59	12,57	1,66	1,57	1,67	1,63	-0,56	0,45	0,3880	-0,5958	-1,03	-0,55	0,60	0,06	0,59	0,12
5	3,07	2,96	3,08	3,02	14,65	14,72	14,69	1,43	1,43	1,41	1,42	-0,70	0,60	0,3880	-0,5958	-1,14	-0,46	0,69	0,22	0,76	0,10
6	2,00	1,84	1,90	1,91	18,19	18,54	18,37	1,16	1,15	1,28	1,20	-0,87	0,82	0,3880	-0,5958	-1,27	-0,36	0,77	0,41	0,98	0,05

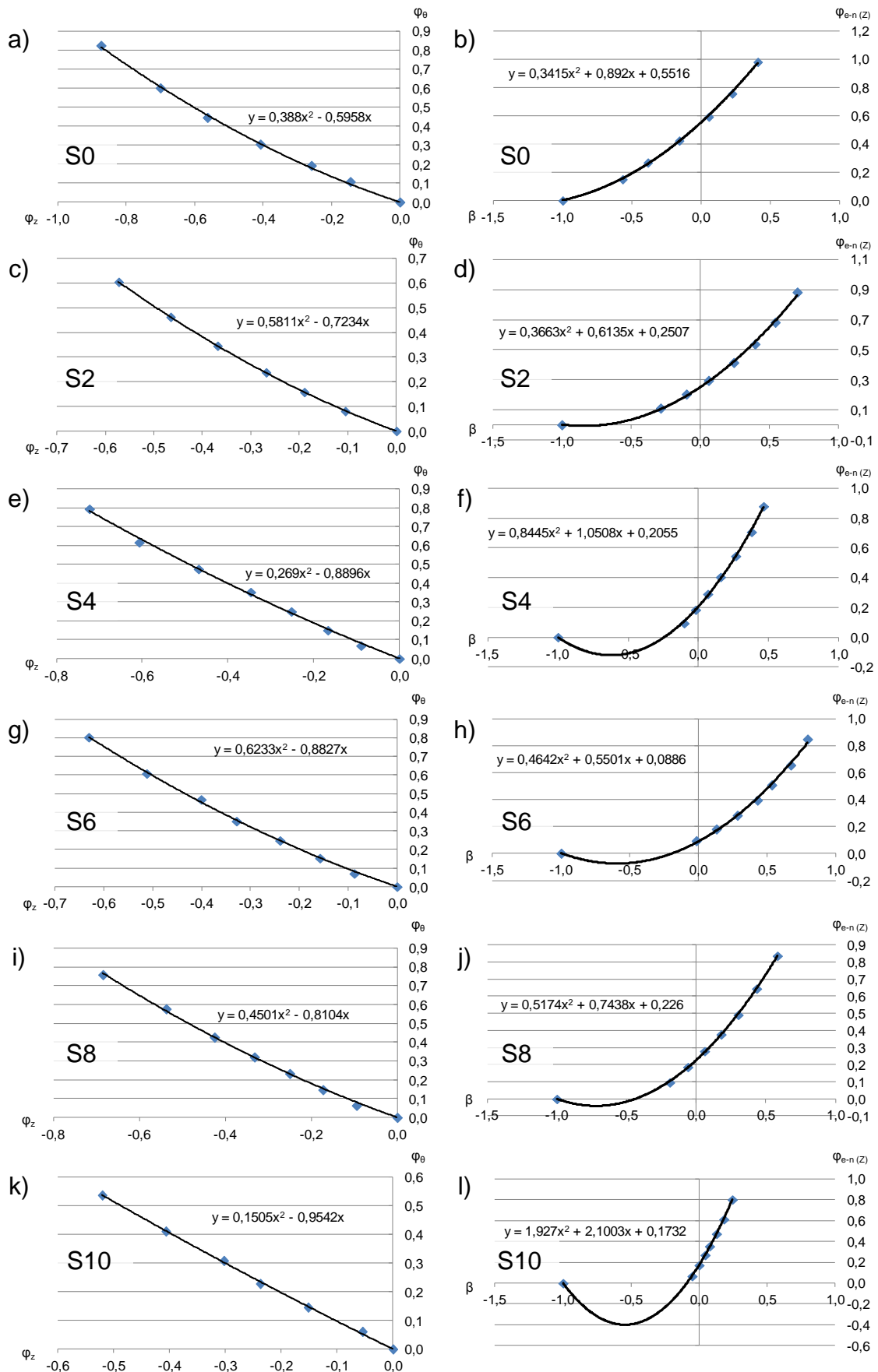
S2 inkr.	h _{cent} [mm]	h _{per1} [mm]	h _{per2} [mm]	h _{per3} [mm]	d _{min} [mm]	d _{max} [mm]	d _{sr} [mm]	Z ₁ [mm]	Z ₂ [mm]	Z ₃ [mm]	Z _{sr} [mm]	φ ₂	φ ₀	A	B	α	σ _z /K	σ _θ /K	β	φ _{e-n} (z)	φ _r
0	9,93	9,93	9,93	9,93	7,98	8,01	8,00	2,95	2,95	2,88	2,93	0,00	0,00	0,5811	-0,7234	-0,72	/	/	-1,00	0,00	0,00
1	8,80	8,79	8,74	8,80	8,60	8,74	8,67	2,64	2,60	2,66	2,63	-0,11	0,08	0,5811	-0,7234	-0,85	-0,71	0,43	-0,29	0,11	0,02
2	7,69	7,66	7,67	7,65	9,26	9,47	9,37	2,37	2,40	2,49	2,42	-0,19	0,16	0,5811	-0,7234	-0,94	-0,63	0,53	-0,10	0,20	0,03
3	6,60	6,60	6,50	6,56	10,01	10,28	10,15	2,31	2,13	2,27	2,24	-0,27	0,24	0,5811	-0,7234	-1,04	-0,55	0,61	0,06	0,29	0,03
4	5,31	5,24	5,28	5,27	11,09	11,51	11,30	2,05	1,97	2,05	2,02	-0,37	0,35	0,5811	-0,7234	-1,15	-0,45	0,69	0,24	0,41	0,02
5	4,20	4,12	4,15	4,14	12,43	12,98	12,71	1,87	1,75	1,89	1,84	-0,47	0,46	0,5811	-0,7234	-1,26	-0,37	0,76	0,40	0,54	0,00
6	3,16	3,05	3,10	3,04	14,38	14,91	14,65	1,62	1,58	1,75	1,65	-0,57	0,61	0,5811	-0,7234	-1,39	-0,28	0,83	0,54	0,68	-0,03
7	2,13	1,93	2,00	1,98	17,53	18,21	17,87	1,45	1,37	1,48	1,43	-0,71	0,80	0,5811	-0,7234	-1,55	-0,19	0,89	0,70	0,88	-0,09

S4 inkr.	h _{cent} [mm]	h _{per1} [mm]	h _{per2} [mm]	h _{per3} [mm]	d _{min} [mm]	d _{max} [mm]	d _{sr} [mm]	Z ₁ [mm]	Z ₂ [mm]	Z ₃ [mm]	Z _{sr} [mm]	φ ₂	φ ₀	A	B	α	σ _z /K	σ _θ /K	β	φ _{e-n} (z)	φ _r
0	9,94	9,93	9,93	9,93	8,03	8,07	8,05	2,80	2,91	2,82	2,84	0,00	0,00	0,2969	-0,8996	-0,89	/	/	-1,00	0,00	0,00
1	8,87	8,85	8,83	8,80	8,57	8,68	8,63	2,61	2,62	2,57	2,60	-0,09	0,07	0,2969	-0,8996	-0,94	-0,63	0,53	-0,10	0,09	0,02
2	7,71	7,70	7,65	7,64	9,26	9,46	9,36	2,36	2,43	2,43	2,41	-0,17	0,15	0,2969	-0,8996	-0,99	-0,59	0,57	-0,02	0,18	0,02
3	6,35	6,31	6,26	6,33	10,18	10,50	10,34	2,13	2,22	2,28	2,21	-0,25	0,25	0,2969	-0,8996	-1,04	-0,54	0,61	0,07	0,29	0,00
4	5,17	5,11	5,10	5,12	11,23	11,69	11,46	1,96	2,02	2,05	2,01	-0,35	0,35	0,2969	-0,8996	-1,10	-0,50	0,65	0,16	0,40	-0,01
5	4,07	3,99	3,99	3,97	12,66	13,25	12,96	1,80	1,80	1,74	1,78	-0,47	0,48	0,2969	-0,8996	-1,17	-0,44	0,71	0,27	0,55	-0,01
6	3,06	2,98	2,98	2,92	14,55	15,30	14,93	1,57	1,54	1,54	1,55	-0,61	0,62	0,2969	-0,8996	-1,25	-0,38	0,76	0,38	0,71	-0,01
7	2,16	2,02	1,98	1,96	17,26	18,40	17,83	1,37	1,42	1,34	1,38	-0,73	0,80	0,2969	-0,8996	-1,32	-0,33	0,79	0,47	0,88	-0,07

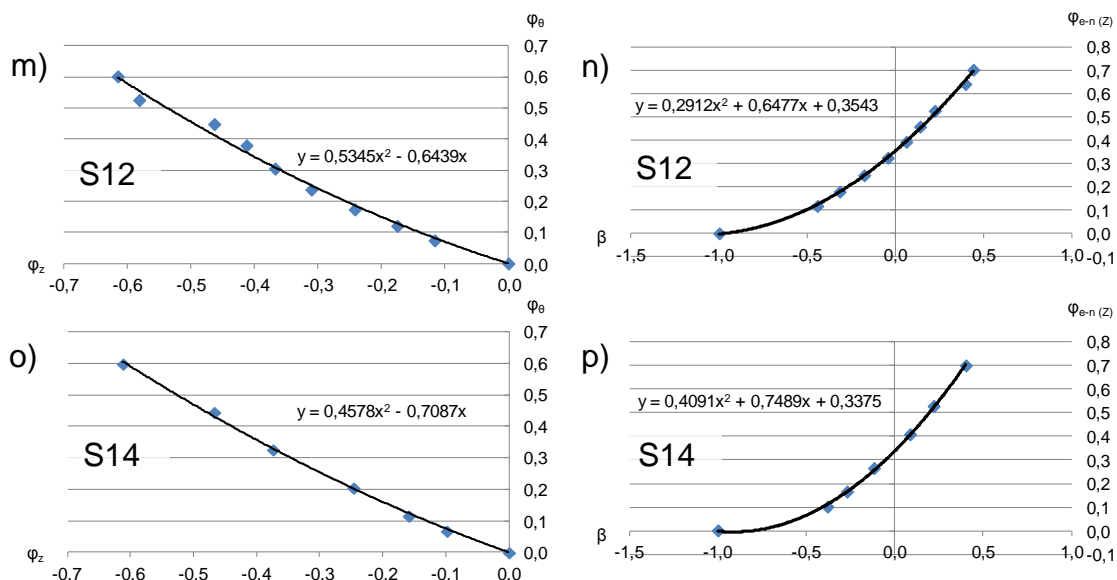
S6 inkr.	h _{cent} [mm]	h _{per1} [mm]	h _{per2} [mm]	h _{per3} [mm]	d _{min} [mm]	d _{max} [mm]	d _{sr} [mm]	Z ₁ [mm]	Z ₂ [mm]	Z ₃ [mm]	Z _{sr} [mm]	φ ₂	φ ₀	A	B	α	σ _z /K	σ _θ /K	β	φ _{e-n} (z)	φ _r
0	9,91	9,90	9,91	9,91	8,05	8,07	8,06	2,82	2,77	2,77	2,79	0,00	0,00	0,62	-0,88	-0,88	/	/	-1,00	0,00	0
1	8,90	8,85	8,89	8,88	8,61	8,69	8,65	2,49	2,58	2,59	2,55	-0,09	0,07	0,6233	-0,8827	-0,99	-0,58	0,57	-0,01	0,09	0,02
2	7,70	7,69	7,62	7,65	9,27	9,52	9,40	2,33	2,41	2,40	2,38	-0,16	0,15	0,6233	-0,8827	-1,08	-0,51	0,64	0,13	0,18	0,00
3	6,39	6,28	6,36	6,39	10,19	10,47	10,33	2,18	2,18	2,22	2,19	-0,24	0,25	0,6233	-0,8827	-1,18	-0,43	0,71	0,28	0,28	-0,01
4	5,18	5,08	5,14	5,19	11,26	11,67	11,47	2,01	2,00	2,01	2,01	-0,33	0,35	0,6233	-0,8827	-1,29	-0,35	0,78	0,43	0,39	-0,02
5	4,11	3,98	4,05	4,05	12,59	13,18	12,89	1,92	1,88	1,80	1,87	-0,40	0,47	0,6233	-0,8827	-1,38	-0,29	0,82	0,54	0,51	-0,07
6	3,09	2,96	2,98	2,97	14,35	15,28	14,82	1,73	1,70	1,58	1,67	-0,51	0,61	0,6233	-0,8827	-1,52	-0,21	0,88	0,67	0,65	-0,10
7	2,17	2,00	2,00	1,98	17,60	18,42	18,01	1,61	1,50	1,34	1,48	-0,63	0,80	0,6233	-0,8827	-1,67	-0,13	0,93	0,80	0,85	-0,17

Tabela 5.23. Parametri deformabilnosti za faze S8, S10, S12 i S14

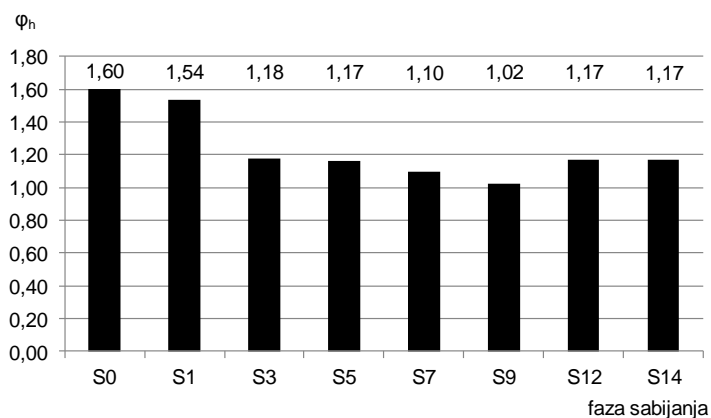
S8 inkr.	h _{cent} [mm]	h _{per1} [mm]	h _{per2} [mm]	h _{per3} [mm]	d _{min} [mm]	d _{max} [mm]	d _{sr} [mm]	Z ₁ [mm]	Z ₂ [mm]	Z ₃ [mm]	Z _{sr} [mm]	φ _z	φ ₀	A	B	α	σ _z /K	σ ₀ /K	β	φ _{e-n} (z)	φ _r
0	9,91	9,92	9,91	9,90	8,02	8,03	8,03	2,90	2,86	2,87	2,88	0,00	0,00	0,4501	-0,8104	-0,81	/	/	-1,00	0,00	0,00
1	8,96	8,92	8,93	8,91	8,51	8,60	8,56	2,55	2,65	2,65	2,62	-0,09	0,06	0,4501	-0,8104	-0,90	-0,67	0,48	-0,19	0,10	0,03
2	7,74	7,76	7,78	7,67	8,78	8,63	9,30	2,39	2,47	2,40	2,42	-0,17	0,15	0,4501	-0,8104	-0,97	-0,61	0,55	-0,06	0,19	0,03
3	6,55	6,54	6,52	6,48	10,01	10,26	10,14	2,22	2,31	2,19	2,24	-0,25	0,23	0,4501	-0,8104	-1,04	-0,55	0,61	0,06	0,28	0,02
4	5,54	5,50	5,49	5,46	10,87	11,26	11,07	2,11	2,07	2,01	2,06	-0,33	0,32	0,4501	-0,8104	-1,11	-0,49	0,66	0,18	0,38	0,01
5	4,45	4,37	4,38	4,39	12,07	12,52	12,30	1,93	1,83	1,88	1,88	-0,43	0,43	0,4501	-0,8104	-1,19	-0,42	0,72	0,30	0,49	0,00
6	3,30	3,19	3,22	3,16	13,92	14,67	14,30	1,75	1,58	1,71	1,68	-0,54	0,58	0,4501	-0,8104	-1,29	-0,35	0,78	0,43	0,65	-0,04
7	2,34	2,17	2,16	2,20	16,52	17,77	17,15	1,44	1,40	1,50	1,45	-0,69	0,76	0,4501	-0,8104	-1,43	-0,26	0,84	0,59	0,84	-0,07
S10 inkr.	h _{cent} [mm]	h _{per1} [mm]	h _{per2} [mm]	h _{per3} [mm]	d _{min} [mm]	d _{max} [mm]	d _{sr} [mm]	Z ₁ [mm]	Z ₂ [mm]	Z ₃ [mm]	Z _{sr} [mm]	φ _z	φ ₀	A	B	α	σ _z /K	σ ₀ /K	β	φ _{e-n} (z)	φ _r
0	9,91	9,92	9,91	9,90	8,02	8,03	8,03	2,87	2,93	2,84	2,88	0,00	0,00	0,1505	-0,9542	-0,95	/	/	-1,00	0,00	0,00
1	9,04	9,03	8,99	8,98	8,52	8,55	8,54	2,79	2,74	2,65	2,73	-0,05	0,06	0,1505	-0,9542	-0,97	-0,60	0,55	-0,05	0,07	-0,01
2	7,77	7,69	7,80	7,70	9,35	9,23	9,29	2,48	2,54	2,40	2,47	-0,15	0,15	0,1505	-0,9542	-1,00	-0,58	0,58	0,00	0,17	0,01
3	6,64	6,65	6,57	6,57	10,01	10,17	10,09	2,31	2,32	2,18	2,27	-0,24	0,23	0,1505	-0,9542	-1,03	-0,56	0,60	0,04	0,27	0,01
4	5,64	5,65	5,52	5,60	10,81	11,06	10,94	2,14	2,19	2,05	2,13	-0,30	0,31	0,1505	-0,9542	-1,05	-0,54	0,62	0,08	0,35	-0,01
5	4,57	4,48	4,54	4,49	11,97	12,27	12,12	1,92	2,04	1,79	1,92	-0,41	0,41	0,1505	-0,9542	-1,08	-0,51	0,64	0,13	0,47	-0,01
6	3,56	3,42	3,43	3,43	13,53	13,97	13,75	1,74	1,85	1,54	1,71	-0,52	0,54	0,1505	-0,9542	-1,11	-0,48	0,67	0,18	0,61	-0,02
7	2,46	2,30	2,32	2,34	16,09	17,02	16,56	1,43	1,55	1,49	1,49	-0,66	0,72	0,1505	-0,9542	-1,15	-0,45	0,69	0,24	0,80	-0,07
S12 inkr.	h _{cent} [mm]	h _{per1} [mm]	h _{per2} [mm]	h _{per3} [mm]	d _{min} [mm]	d _{max} [mm]	d _{sr} [mm]	Z ₁ [mm]	Z ₂ [mm]	Z ₃ [mm]	Z _{sr} [mm]	φ _z	φ ₀	A	B	α	σ _z /K	σ ₀ /K	β	φ _{e-n} (z)	φ _r
0	10,06	10,05	10,05	10,06	8,00	7,96	7,98	2,96	2,96	2,93	2,95	0,00	0,00	0,5345	-0,6439	-0,64	/	/	-1,00	0,00	0,00
1	8,96	8,94	8,95	8,89	8,56	8,63	8,60	2,55	2,70	2,63	2,63	-0,12	0,07	0,5345	-0,6439	-0,77	-0,78	0,34	-0,44	0,12	0,04
2	8,19	8,16	8,14	8,16	8,96	9,05	9,01	2,51	2,45	2,47	2,48	-0,17	0,12	0,5345	-0,6439	-0,83	-0,73	0,41	-0,32	0,18	0,05
3	7,37	7,29	7,34	7,39	9,49	9,50	9,50	2,32	2,31	2,32	2,32	-0,24	0,17	0,5345	-0,6439	-0,90	-0,66	0,49	-0,18	0,25	0,07
4	6,59	6,52	6,60	6,54	10,03	10,21	10,12	2,10	2,19	2,20	2,16	-0,31	0,24	0,5345	-0,6439	-0,98	-0,60	0,56	-0,04	0,32	0,07
5	5,76	5,77	5,69	5,75	10,91	10,74	10,83	2,00	2,02	2,11	2,04	-0,37	0,30	0,5345	-0,6439	-1,04	-0,55	0,61	0,06	0,39	0,06
6	4,95	4,88	4,97	4,90	11,75	11,58	11,67	1,95	1,93	1,98	1,95	-0,41	0,38	0,5345	-0,6439	-1,08	-0,51	0,65	0,14	0,46	0,03
7	4,30	4,29	4,20	4,26	12,34	12,64	12,49	1,85	1,83	1,89	1,86	-0,46	0,45	0,5345	-0,6439	-1,14	-0,46	0,69	0,22	0,53	0,02
8	3,68	3,65	3,62	3,58	13,35	13,64	13,50	1,61	1,69	1,65	1,65	-0,58	0,53	0,5345	-0,6439	-1,27	-0,37	0,76	0,40	0,64	0,06
9	3,12	3,04	3,07	3,10	14,30	14,82	14,56	1,54	1,65	1,61	1,60	-0,61	0,60	0,5345	-0,6439	-1,30	-0,34	0,78	0,44	0,70	0,01
S14 inkr.	h _{cent} [mm]	h _{per1} [mm]	h _{per2} [mm]	h _{per3} [mm]	d _{min} [mm]	d _{max} [mm]	d _{sr} [mm]	Z ₁ [mm]	Z ₂ [mm]	Z ₃ [mm]	Z _{sr} [mm]	φ _z	φ ₀	A	B	α	σ _z /K	σ ₀ /K	β	φ _{e-n} (z)	φ _r
0	9,95	9,95	9,94	9,94	8,05	8,04	8,05	2,88	2,97	2,80	2,88	0,00	0,00	0,4578	-0,7087	-0,71	/	/	-1,00	0,00	0,00
1	8,89	8,89	8,85	8,84	8,58	8,64	8,61	2,67	2,62	2,55	2,61	-0,10	0,07	0,4578	-0,7087	-0,80	-0,76	0,38	-0,38	0,10	0,03
2	8,05	8,03	8,01	8,00	9,00	9,07	9,04	2,46	2,45	2,47	2,46	-0,16	0,12	0,4578	-0,7087	-0,85	-0,71	0,44	-0,27	0,16	0,04
3	6,90	6,88	6,87	6,82	9,95	9,80	9,88	2,27	2,25	2,24	2,25	-0,25	0,20	0,4578	-0,7087	-0,93	-0,63	0,52	-0,12	0,26	0,04
4	5,41	5,38	5,39	5,37	10,98	11,32	11,15	2,01	1,95	1,99	1,98	-0,37	0,33	0,4578	-0,7087	-1,05	-0,53	0,62	0,09	0,41	0,05
5	4,24	4,23	4,15	4,24	12,35	12,76	12,56	1,86	1,76	1,80	1,81	-0,47	0,45	0,4578	-0,7087	-1,14	-0,46	0,68	0,22	0,53	0,02
6	3,08	2,96	3,03	3,05	14,80	14,48	14,64	1,60	1,57	1,52	1,56	-0,61	0,60	0,4578	-0,7087	-1,27	-0,36	0,77	0,40	0,70	0,01



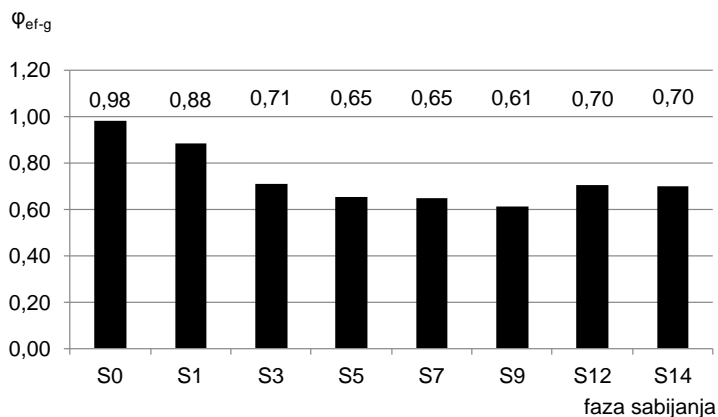
Slika 5.55. Istorija deformacije $\varphi_\theta=f(\varphi_z)$ (a, c, e, g, i, k, m, o) i istorija pokazatelja naponskog stanja $\beta=f(\varphi_e)$ (b, d, f, h, j, l, n, p) pri sabijanju cilindričnih uzoraka V-alatom



Slika 5.54. – nastavak: Istorija deformacije $\varphi_\theta=f(\varphi_z)$ (a, c, e, g, i, k, m, o) i istorija pokazatelja naponskog stanja $\beta=f(\varphi_e)$ (b, d, f, h, j, l, n, p) pri sabijanju cilindričnih uzoraka V-alatom



Slika 5.56. Prosečna granična deformacija visine cilindra u zavisnosti od broja faza sabijanja materijala V-alatom



Slika 5.57. Zavisnost efektivne granične deformacije od broja faza sabijanja V-alatom

Razlika između graničnih deformacija visine cilindričnog uzorka i efektivne granične deformacije je uobičajena, jer se granična deformacija odnosi na usku zonu u kojoj su naponski uslovi najnepovoljniji i otežano tečenje materijala u aksijalnom pravcu.

6. KOMENTARI REZULTATA

Istraživanje procesa višefaznog sabijanja prizmatičnog priprema pomoću V-alata sprovedeno je sa ciljem da se dokaže kako ovaj postupak omogućuje stvaranje ultrafine mikrostrukture materijala i ima odlike procesa intenzivne plastične deformacije.

Analiza rezultata izložena u ovom poglavlju u skladu je s rezultatima prikazanim u prethodnim poglavljima, to jest, u skladu je s planom istraživanja.

6.1. KARAKTERISTIKE PROCESA SABIJANJA V-KALUPIMA

Eksperimentalno sabijanje prizmatičnog priprema pomoću V-alata izvedeno je uz ekstremno visok broj faza (ukupno 18). Planom eksperimenta predviđeno je da se sabijanje izvodi sve do trenutka pojave pukotina na uzorku, odnosno sve dok postoji realna mogućnost sabijanja s obzirom na veličinu hoda alata. Kako ovaj proces prati izduživanje uzorka u aksijalnom pravcu, to je uslovalo postepeno smanjenje veličine poprečnog preseka uzoraka, zatim smanjenje hoda alata i inkrementalne deformacije po fazama sabijanja.

Veliki broj faza sabijanja bio je moguć jer se na uzorcima nisu pojavljivale vidljive pukotine, što se pripisuje povoljnom naponskom stanju na slobodnoj – čeonj površini uzorka. Povoljno naponsko stanje je rezultat četverostranog kontakta radnih površina alata s uzorkom i postepeno povećanje zona pritisnih komponenti napona porastom hoda alata. Ovakav tok procesa sabijanja ne postoji u drugim višefaznim procesima sabijanja. Nasuprot ovakvom vidu deformisanja, na primer, pri sabijanju valjka ravnim pločama naponsko stanje na slobodnoj površini se pogoršava porastom hoda alata, čak može iz pritiska preći u zatezanje, što neminovno uslovljava pojavu oštećenja i razaranja materijala [189, 190].

Unapređene karakteristike materijala obrađenog sabijanjem pomoću V-alata mogu se pripisati povećanoj deformabilnosti i prisustvu hidrostatičkog pritiska tokom obrade. Prisustvo pritisnog opterećenja sprečava propagaciju postojećih prslina i stvaranje novih, što rezultira povećanjem deformabilnosti materijala i stepena deformacije. Pojava smicajne deformacije, koja izaziva promenu oblika mreže nanete na čelu uzorka, povoljno utiče na proces usitnjavanja kristalnih zrna obratka [1, 44, 65, 114, 144] smanjenje veličine kristalnih zrna je u direktnoj vezi s povećanjem mehaničkih karakteristika obrađenog materijala.

Izduženje uzorka prilikom sabijanja posledica je tečenja materijala u aksijalnom pravcu. Izduženje se javlja zbog nedovoljne sile kontaktnog trenja u aksijalnom pravcu koja bi sprečila uzdužno tečenje. Izduženje uzorka je najizraženije u drugoj fazi sabijanja, u fazi najvećeg hoda alata. Opadanje vrednosti sile i izduženja uzorka nakon druge faze sabijanja objašnjava se nižim hodom alata. Primenom ECAP metode izduženje obratka se takođe evidentira [23], dok se HPT metodom beleži veoma malo izduženje [94]. Kod CAROL metode [129] takođe postoji problem smanjenja veličine poprečnog preseka obratka s

porastom broja faza valjanja, ali to se rešava postepenim smanjenjem površine kalibara u valjcima.

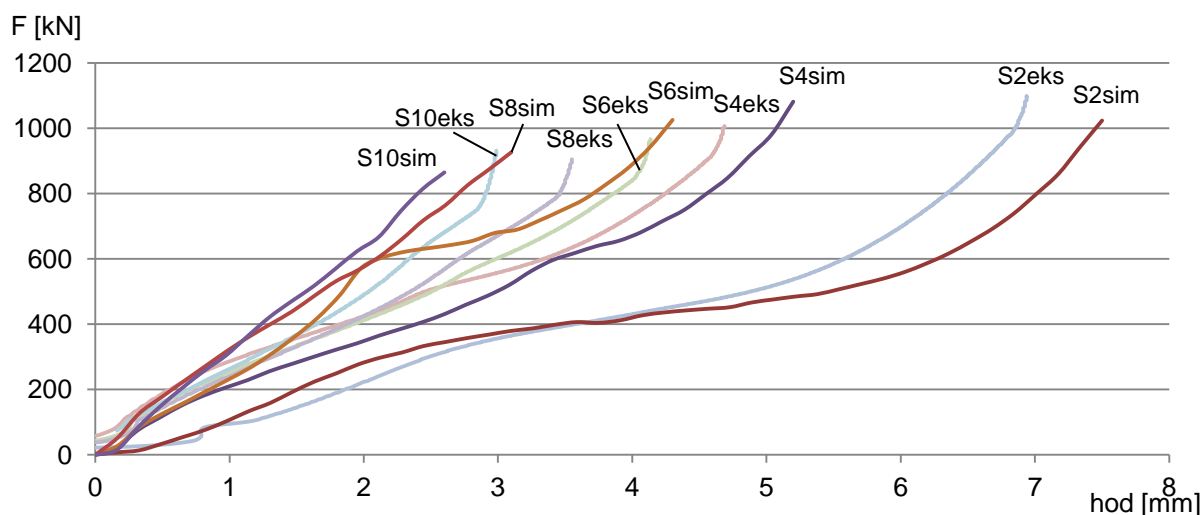
Promena veličine površine poprečnog preseka uzorka u toku višefaznog sabijanja V-alatima uslovljena je geometrijom alata i tečenjem materijala priprema i smatra se za negativnu pojavu. Smanjenje površine poprečnog preseka uzorka, počev od prve faze sabijanja, direktno utiče na konačne dimenzije uzorka. Ova pojava se može prevazići ograničavanjem tečenja u aksijalnom pravcu obratka.

6.2. NUMERIČKA SIMULACIJA PROCESA VIŠEFAZNOG SABIJANJA V-ALATOM

Rezultati simulacije višefaznog sabijanja prizmatičnog priprema pomoću V-alata prezentovani su u poglavlju 5.2. Simulacija je izvedena pomoću softverskog paketa Simufact.Forming V12, uz prethodno definisanje ulaznih parametara (geometrija alata, geometrija priprema, kriva tečenja, koeficijent trenja...). Za svaku fazu sabijanja dobijeno je mnoštvo podataka, od kojih su osnovni prikazani u poglavlju 5.2. Za procese intenzivne plastične deformacije poseban značaj imaju vrednosti efektivne deformacije po zapremini uzorka, zatim podaci o efektivnom i hidrostatičkom naponu, kontaktnim naponima te pokazatelji promene deformacione sile pri sabijanju itd.

Rezultati simulacije su korišćeni za prethodnu analizu procesa višefaznog sabijanja pomoću V-alata radi provere mogućnosti primene ove metode u postizanju ekstremnih deformacija u materijalu.

Jedna od mogućnosti da se utvrdi pouzdanost rezultata simulacije jeste eksperimentalna provera određenih parametara relevantnih za taj proces. Kao ilustracija verodostojnosti rezultata simulacije procesa sabijanja V-alatom na dijagramu 6.1 prikazana je promena deformacione sile u zavisnosti od hoda alata za pojedine faze deformisanja. Podaci su određeni numeričkom simulacijom i provereni eksperimentalno.



Slika 6.1 Dijagram deformacione sile pri sabijanju V-alatom određen simulacijom i eksperimentalno

Tok promene sile određen simulacijom odgovara formi dijagrama koji je dobijen eksperimentalno uz određene, često značajne razlike u apsolutnim vredostima sile. U početnim fazama sabijanja (S2 i S4) simulacija dala je niže vrednosti sile od eksperimentalnih podataka, a posle toga odnos se menja u obrnutom smislu.

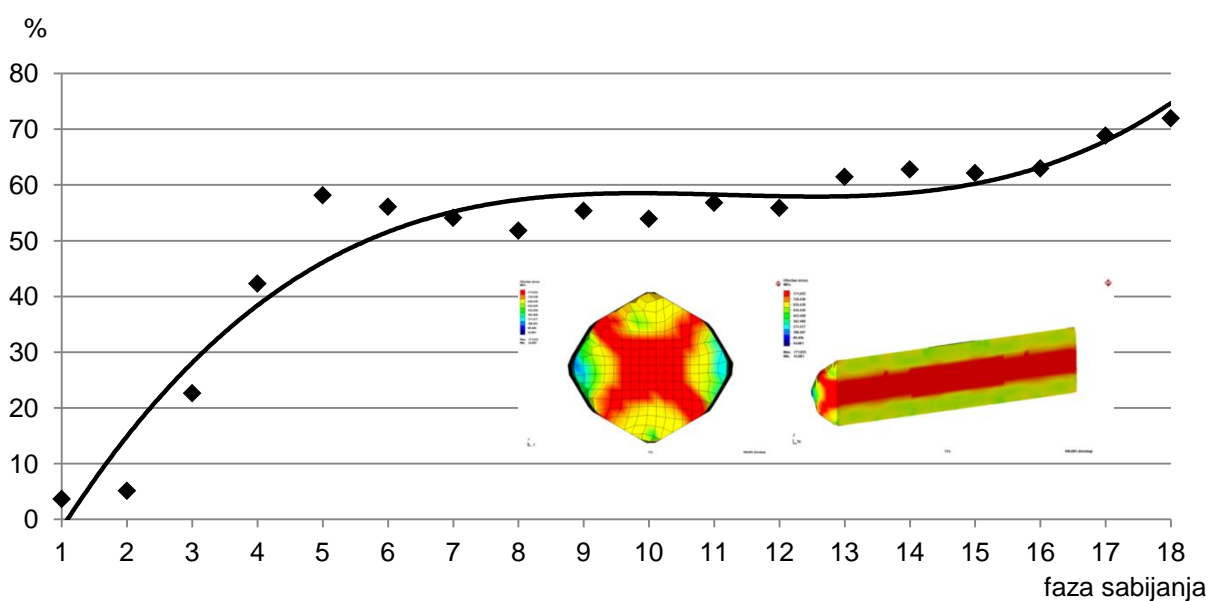
6.2.1. EFEKTIVNA DEFORMACIJA

Komentari rezultata simulacije u pogledu deformacija dati su u poglavlju 6.3 gde je predočeno poređenje s eksperimentalnim rezultatima.

6.2.2. EFEKTIVNI NAPON

Distribucija efektivnog napona utvrđena simulacijom pokazuje njenu neravnomernost po poprečnom preseku uzorka (slika 5.4) i, s druge strane, visoku ravnomernost ovog napona u uzdužnom preseku uzorka. U svakom slučaju, može se zaključiti da visok nivo ojačavanja materijala postoji u većem delu preseka uzorka. Maksimalna vrednost efektivnog napona u svim fazama deformisanja, prema simulaciji iznosi 721 MPa (crveno polje na slici 5.4).

U radu [88] prikazani su rezultati numeričke simulacije HPT postupka na uzorcima od komercijalno čistog bakra. I ovaj postupak pokazuje visoku neravnomernost efektivnog napona u poprečnom preseku uzorka. Najviše vrednosti efektivnog napona očitavaju se u na periferiji uzorka (550 MPa), a najniže u centru uzorka (450 MPa). Slična raspodela važi i za efektivnu deformaciju. Distribucija efektivnog napona prati distribuciju efektivne deformacije.



Slika 6.2 Procentualna pokrivenost preseka obratka maksimalnim efektivnim naponom

Zona uzorka obuhvaćena maksimalnim vrednostima efektivne deformacije postepeno se povećeva s porastom broja faza sabijanja V-alatima (slika 5.3). Pokrivenost preseka od 60% maksimalnim efektivnim naponom postignuta je već u šestoj fazi sabijanja. Dalje povećanje broja faza sabijanja, uz lagani uspon do osamnaeste faze, obezbeđuje pokrivenost preseka maksimalnim efektivnim naponom od 70% (slika 6.2). Određena nesavršenost rezultata simulacije u pogledu efektivne deformacije zapaža se na dijagramu 6.2 jer jednom dostignuta maksimalna vrednost efektivnog napona ne može da opada, kako to pokazuju rezultati nakon šeste faze.

Rezultati predstavljeni na dijagramu 6.2 pokazuju koji je deo preseka uzorka (približno i deo zapremine uzorka) maksimalno deformaciono ojačao.

6.2.3. KONTAKTNI NAPONI

Distribucija kontaktnih napona utvrđena simulacijom pokazuje solidnu ravnomernost njihove raspodele po površini uzorka, kako u poprečnom tako i uzdužnom preseku, odnosno znatno bolju ravnomernost u odnosu na druge procese sabijanja, na primer u odnosu na sabijanje ravnim pločama [192]. Četvorostrano dejstvo alata na obradak, to jest normalni kontaktni naponi utiču na stvaranje pritisnog hidrostatičkog napona u obratku.

6.2.4. HIDROSTATIČKI NAPON

Hidrostatički napon je veoma značajan u analizi mogućnosti pojave loma pri plastičnoj deformaciji, odnosno za analizu deformabilnosti materijala u obradi deformisanjem. U intenzivnoj plastičnoj deformaciji ovaj parametar ima poseban značaj: visoke vrednosti hidrostatičkog pritiska prolongiraju period plastične deformacije bez pojave razaranja materijala, pa se na taj način postižu visoke vrednosti ukupne deformacije.

Uloga i značaj hidrostatičkog pritiska u procesima intenzivne plastične deformacije obrađeni su u radovima [90, 110, 196].

Radi povećanja hidrostatičkog napona u smicajnoj zoni ECAP postupka primenjen je kontrapritisak vrednosti 30 MPa [196]. Niska vrednost hidrostatičkog pritiska nepovoljno utiče na uniformnost deformacije ECAP postupkom. Povećanje vrednosti kontrapritiska povoljno je uticalo na deformabilnost AZ31B legure. U radu [110] je ukazano da povećanje kontrapritiska pri ECAP postupku smanjuje mogućnost oštećenja strukture materijala, jer se smicajna deformacija postiže u polju hidrostatičkog pritiska.

U radu [21] objašnjena je uloga hidrostatičkog pritiska u intenzivnoj plastičnoj deformaciji. Visok hidrostatički pritisak omogućuje postizanje visokih vrednosti deformacije, kao i povećanje gustine defekata kristalne rešetke koji su odgovorni za usitnjavanje kristalnih zrna.

Kritična zona pri sabijanju V-alatom je čeona površina uzorka. Slika 5.5 ilustruje promenu hidrostatičkog napona po fazama sabijanja na slobodnoj površini (čeona površina) i

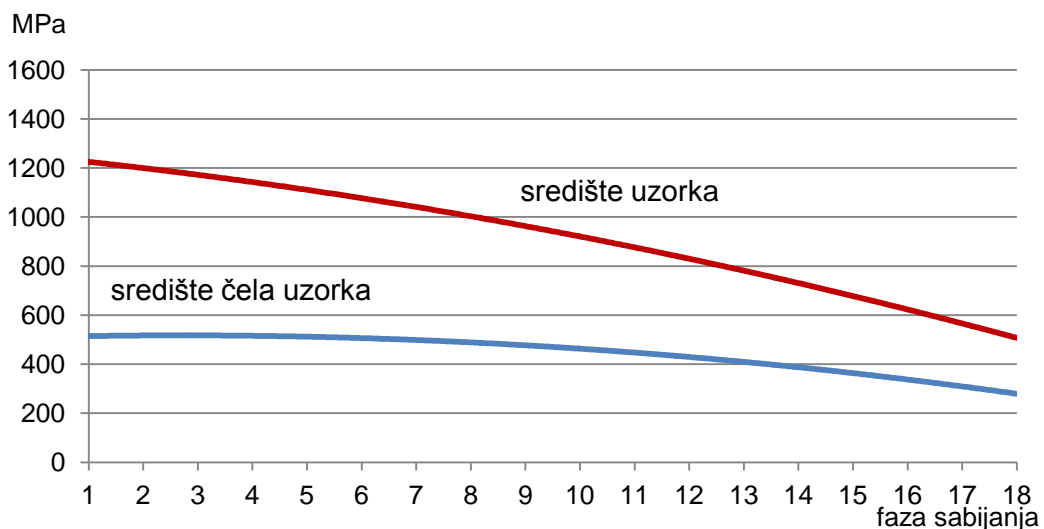
u središtu uzorka. Hidrostatički pritisak ima najviše vrednosti u središtu uzorka i postepeno opada ka periferiji, slično podacima u radu [90] u kojem su prikazani rezultati numeričke simulacije HPT procesa. Najviša vrednost hidrostatičkog pritiska pri HPT postupku je u centru uzorka i postepeno opada ka periferiji. Na izlazu iz alata, hidrostatički napon je pozitivan, to jest ima zatezni karakter [90].

Vrednosti hidrostatičkog pritiska na čelu uzorka variraju po fazama sabijanja u rasponu od 300–850 MPa (prosečne vrednosti), dok su vrednosti ovog napona mnogo više u središtu uzorka: od 550 do 1400 MPa. Trend hidrostatičkog napona je opadajući s porastom broja faza sabijanja (slika 6.3). Hidrostatički pritisak tokom HPT postupka ima neznatno više vrednosti u odnosu na sabijanje V-alatom: od 600 MPa (na periferiji uzorka) do 1400 MPa (u centru uzorka) pri opterećenju uzorka sa 1 GPa [90].

Na osnovu rezultata simulacije višefaznog sabijanja prizmatičnog priprema V-alatima zaključuje se da hidrostatički napon na čeonoj površini uzorka, u svima fazama sabijanja, ima negativne predznak (pritisno stanje), što utiče na sprečavanje pojave loma. Takođe treba ukazati da na čeonoj površini ima zona nižih vrednosti hidrostatičkog pritiska ali u njima, zbog prirode procesa deformisanja, beleže se niže vrednosti stepena deformacije i nije bilo pojave loma materijala.

Treba istaći da se hidrostatički napon osim eksperimentom može odrediti numeričkom simulacijom, te otuda i značaj ove metode za obradu deformisanjem. Povoljno naponsko stanje u obratku (visok hidrostatički pritisak) pri sabijanju V-alatima prvenstveno je rezultat geometrije alata.

Generalno se može zaključiti da numerička simulacija procesa višefaznog sabijanja prizmatičnog priprema omogućuje približnu procenu svih parametara procesa, posebno onih presudnih za postizanje visokih – ekstremnih vrednosti plastične deformacije. Znatno precizniji podaci o pojedinim parametrima procesa mogu se dobiti jedino eksperimentalno.



Slika 6.3 Promena hidrostatičkog napona u uzorku pi sabijanju V-alatima:
a) središte čela uzorka, b) središte uzorka

6.3. DEFORMACIJE PRI SABIJANJU V-ALATOM

U prethodnim poglavljima ukazano je da je obezbeđenje uslova za postizanje visokog iznosa ukupne deformacije, uz uslov visokog hidrostatičkog napona, osnovno obeležje procesa intenzivne plastične deformacije. U ovoj disertaciji, problemu određivanja deformacija u procesu višefaznog sabijanja prizmatičnog uzorka V-alatom posvećena je dužna pažnja. U predmetnom procesu deformacije su određivane primenom različitih postupaka:

- Teorijski su izračunate deformacije za idealne uslove sabijanja (homogena deformacija) i prosečne vrednosti deformacija na bazi geometrije uzorka pre i nakon deformisanja;
- Eksperimentalno su deformacije određene na čeonj površini uzorka primenom metode merne mreže;
- Metodom numeričke simulacije, primenom softvera Simufact.Forming detaljno je određeno deformaciono stanje u svim fazama sabijanja.

Prosečne i homogene deformacije određene na osnovu gabaritnih dimenzija uzoraka mogu da služe samo kao preliminarni postupak za procenu deformacija u posmatranom procesu.

Eksperimentalno određivanje deformacija na čelu uzorka je osnova koja je poslužila za ocenu mogućnosti procesa sabijanja V-alatom u pogledu postizanja efekata intenzivne plastične deformacije.

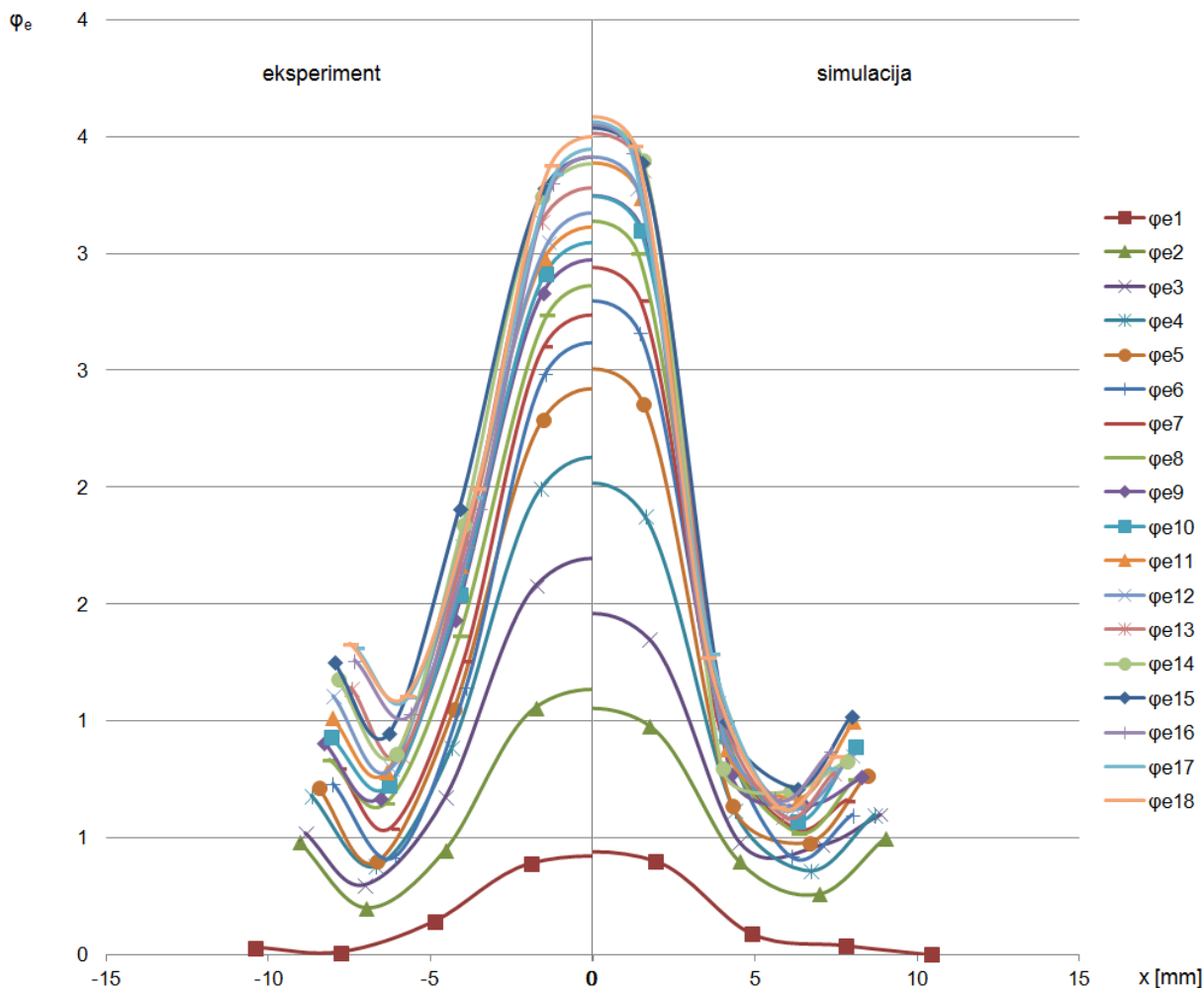
Metoda numeričke simulacije korišćena je radi povere njenih mogućnosti za analizu ovakvih i sličnih postupaka sabijanja.

Na slici 6.4 prikazani su rezultati efektivne deformacije na čelu uzorka pri višefaznom sabijanju uzorka V-alatom, određeni eksperimentalno i pomoću numeričke simulacije. Može se zaključiti da između ovih rezultata postoji dobra saglasnost. I jedna i druga metoda ukazuju na nehomogenost deformacije na posmatranoj površini. Najviše vrednosti efektivne deformacije postoje u širem centru uzorka koje se širi porastom broja faza sabijanja. Maksimalna efektivna deformacija ostvarena u centru slobodne površine uzorka nakon osamnaest faza sabijanja dostiže vrednost 3,5, što se smatra ekstremno visokom deformacijom, koja mora da izazove značajne strukturne promene u materijalu i mehaničkih osobina materijala.

Promenljive vrednosti efektivne deformacije na čelu uzorka posledica su naponskog stanja koje alat direktno izaziva u obratku. Eksperimentalno određivanje deformacija pri sabijanju prizmatičnog uzorka V-alatom bilo je moguće samo na čelu oblikovanog komada. Treba očekivati da su deformacije u presecima uzorka uzduž njegove ose svakako veće. Precizan odgovor na ovo pitanje može se dobiti samo eksperimentalno. Neravnomernost deformacije je negativna pojava i direktno utiče na mikrostrukturu i mehaničke osobine obratka.

Neravnomernost efektivne deformacije postoji u većini IPD postupaka. U radu [197] je prikazana distribucija efektivne deformacije u procesu višefaznog sabijanja u zatvorenom

alatu. Nakon dvanaest faza sabijanja uzorka od čistog bakra (99,90%) primetna je značajna neravnomernost deformacije u poprečnom i uzdužnom preseku uzorka. Najviše vrednosti efektivne deformacije registruju se u centralnoj oblasti uzorka a naglo opadanje ka spoljnoj površini.



Slika 6.4 Efektivna deformacija na čelu uzorka određena pomoću MKE i eksperimentalno

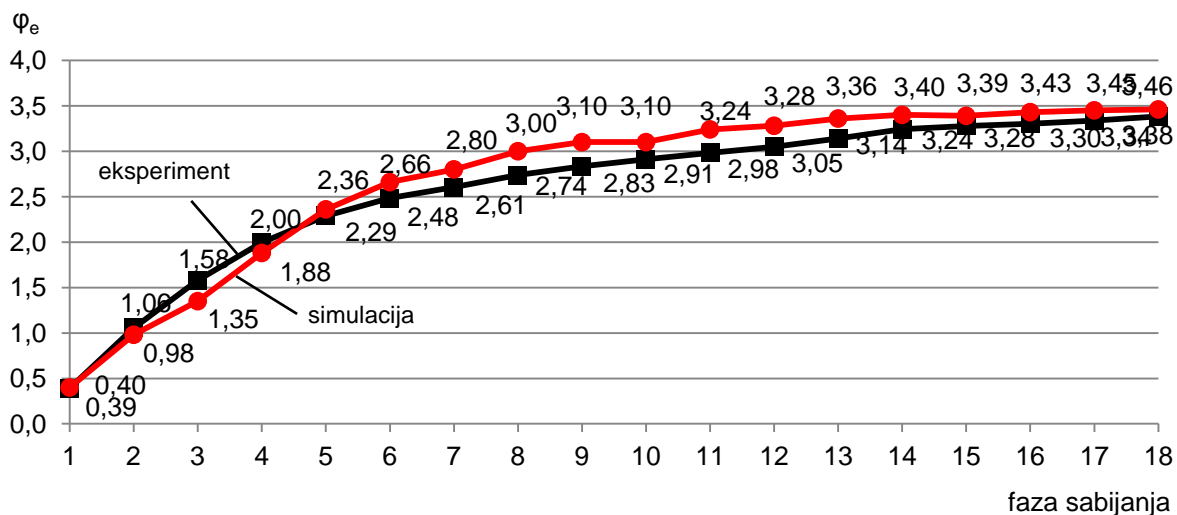
U radu [198] prikazani su rezultati simulacije ECAP postupka sa stanovišta distribucije efektivne deformacije. Pokazano je da i u ovom procesu postoji neravnomernost deformacija u uzdužnom preseku uzorka. Vrednosti deformacija razlikuju se do 40%.

U radu [199] numeričkom simulacijom analiziran je proces višefaznog sabijanja prizmatičnog uzorka od austenitnog čelika 304 Cr-Ni ravnim pločama (IPD proces). Pokazano je da je distribucija efektivne deformacije veoma neravnomerna u svim fazama sabijanja. Najviša efektivna deformacija nakon petnaest ciklusa sabijanja postignuta je u središtu uzoraka (5,6) a na spoljnoj površini ima vrednost između 1 i 1,6.

U radu [129] data je distribucija efektivne deformacije na poprečnom preseku obratka kvadratnog oblika od niskougleničnog čelika obrađenog CAROL postupkom na povišenoj temperaturi. Najviše vrednosti efektivne deformacije postoje na krajevima uzorka. Opseg efektivnih deformacija kreće se od 1,9 do 3,3, pri redukciji preseka od 71%, i od 3,3 do 5,9, pri redukciji preseka od 89%. Vrednosti efektivnih deformacija dobijenih simulacijom

značajno su više od izmerenih u analiziranom CAROL postupku. Distribucija deformacije u ovom postupku ima obrnutu sliku u odnosu na sabijane prizmatičnog priprema V-alatom.

Na slici 6.5 je dijagram promene efektivne deformacije u središtu čela uzorka određen eksperimentalno i pomoću numeričke simulacije. Visok nivo saglasnosti rezultata potvrđuje opravdanost primene MKE simulacije u analizi procesa sabijanja V-alatima.



Slika 6.5. Promena efektivne deformacije u centru čela uzorka:
a) eksperiment, b) simulacija

Promenljive vrednosti efektivne deformacije u središtu čela uzorka ostvarene po fazama sabijanja u direktnoj su vezi sa hodom alata (slika 5.19). U idealnom slučaju, vrednosti deformacije bile bi međusobno slične, a rešenje bi moglo biti ograničenje aksijalnog tečenja materijala.

6.4. MIKROSTRUKTURA NAKON SABIJANJA V-ALATOM

6.4.1. MIKROSTRUKTURA SKENING ELEKTRONSKIM MIKROSKOPOM (SEM)

Nakon prve faze sabijanja nije bilo pojave usitnjavanja mikrostrukture (slika 5.21) zbog relativno niske vrednosti efektivne deformacije u ovoj fazi sabijanja ($\varphi_e = 0,39$). U prvoj fazi sabijanja nastalo je samo izduženje feritnih zrna i perlita, a granice među feritnim zrnima ostale su vidljive. Pri ECAP postupku, nakon jednog prolaza mikrostruktura je takođe izdužena [104], [200]. “Zakrivljenje” mikrostrukture (slika 5.21c) posledica je tečenja materijala u skladu s geometrijom podnožja V-alata.

Promene mikrostrukture u uzorku sabijenom u dve faze (slika 5.22) potiču od efektivne deformacije ostvarene nakon dvofaznog sabijanja, koja u centru čela uzorka ima vrednost $\varphi_e = 1,05$. Slaba vidljivost granica između malog broja feritnih zrna takođe ukazuje na povećanu vrednost dostignute efektivne deformacije. Vraćanje mikrostrukture periferne oblasti (slika 5.22d) u prvobitan oblik može se objasniti prisustvom efektivne deformacije,

koja je u određenim ćelijama ista kao i u prvoj fazi sabijanja, ali zbog rotacije uzorka izdužena zrna iz prve faze sabijena su po dužoj osi, i na taj način forma zrna mikrostrukture poprima prvobitni oblik.

Zbog veće efektivne deformacije nakon osam faza sabijanja ($\varphi_e = 2,74$) zrno centralne oblasti uzorka je izduženije, a granice među zrnima slabije vidljive u odnosu na zrna u prethodnim fazama sabijanja. Slabljenje vidljivosti granica zrna ukazuje na izloženost materijala visokim vrednostima efektivne deformacije. Izduženje ferita i perlita i lomljenje perlita u zoni ćelije 10 posledica su efektivne deformacije, koja u ovoj fazi iznosi 0,99. Lomljenje perlita utiče na povećanje mehaničkih osobina materijala, jer takav materijal ima uniformnija svojstva u odnosu na onaj gde je perlit raspoređen (grupisan) u kolonijama. Pri obradi niskougleničnog čelika CAROL metodom u toplom stanju, nakon osam prolaza na ivicama uzorka mogu se uočiti sitna globularna zrna velikougleničnih granica [129]. Međutim, njihovo prisustvo nije uočljivo u centru i na mestu između ivice i centra uzorka.

Vrtložno tečenje materijala uzorka nakon dvanaeste faze sabijanja V-alatom posledica je promene smera tečenja materijala nakon svake faze. Vrtloženje materijala izaziva dodatno usitnjavanje zrna, što za posledicu ima unapređenje mehaničkih osobina. Oblast vrtložnog tečenja materijala je relativno uska zbog geometrije alata.

Mikrostruktura u perifernoj oblasti uzorka nakon dvanaest faza sabijanja više je deformisana u odnosu na mikrostrukturu u osmoj fazi sabijanja, zbog veće efektivne deformacije materijala, što se može i potvrditi slabljenjem vidljivosti feritnih granica zrna.

Mikrostruktura centra uzorka sabijenog u osamnaest faza pri ukupnoj efektivnoj deformaciji $\varphi_e = 3,38$ ne razlikuje se značajnije od mikrostrukture uzorka sabijenog u dvanaest faza zbog male razlike u ostvarenoj efektivnoj deformaciji – $\varphi_{e12} = 3,05$ dok je $\varphi_{e18} = 3,38$.

Razlog veće tvrdoće centra uzorka merene u pretežno feritnoj u odnosu na feritno-perlitnu mikrostrukturu je u većoj homogenosti mikrostrukture i mehaničkih osobina. Nejednake dijagonale otiska mikrotvrdoće na feritno-perlitnoj mikrostrukтури ($25,80 \times 28,41 \mu m$) ukazuju na nehomogenost strukture u odnosu na pretežno feritnu mikrostrukturu ($25,49 \times 25,67 \mu m$). Jedan od razloga nehomogenosti mehaničkih osobina feritno-perlitne mikrostrukture jeste i različita sposobnost za deformisanje generalno tvrđeg perlita u odnosu na generalno mekši ferit, kao i međusobno “kompenzovanje” deformacije i opterećenja. To je i jedan od razloga devijacije vrednosti makro, mikro i nanotvrdoće.

6.4.2. MIKROSTRUKTURA TRANSMISIONIM ELEKTRONSKIM MIKROSKOPOM (TEM)

Vrednost efektivne deformacije u uzorku nakon dve faze sabijanja ($\varphi_e = 1,06$) nije dovoljna da usitni mikrostrukturu (slika 5.29b). U ovim uslovima samo na nekim mestima u uzorku moguće je formiranje subzrnaste i lamelarne mikrostrukture (slika 5.30), dok u većem delu uzorka kristalna zrna ostaju nepromenjena (slike 5.29a, slika 5.31a). Slična pojava postoji i u obradi niskougleničnog čelika ECAP metodom nakon jednog prolaza korišćenjem rute C [104] ili nakon dva prolaza korišćenjem rute B_c [200]. Naknadnim deformisanjem

subzrna dobijaju se zrna s velikougaoanim granicama. Ugao između direktnog i reflektovanih snopova iznosi $62,51^\circ$ (slika 5.29b) i neznatno odstupa od vrednosti tipične za ovu kristalnu rešetku, koji iznosi 60° (slika 5.29c). Razlog odstupanja je mala iskrivljenost upadnog transmisionog snopa u odnosu na zonsku osu. S obzirom na to da je efektivna deformacija u perifernoj oblasti niža u odnosu na centralnu, sasvim je očekivano nepostojanje usitnjavanja mikrostrukture (slika 5.31a).

Stvaranje velikougaoanih granica na malom broju zrna (slika 5.32) i formiranje prstenova oko transmisionog snopa ukazuju na početak procesa usitnjavanja zrna u uzorku sabijenom u četiri faze. Međutim, veliki broj izduženih zrna ukazuje da četiri faze sabijanja nisu dovoljne za stvaranje mikrostrukture s pretežno velikougaoanim granicama zrna. Mikrostruktura nakon četiri faze sabijanja V-alatom podseća na mikrostrukturu niskougljeničnog čelika nakon četiri prolaza ECAP-om [104].

Veći broj kristalnih zrna s velikougaoanim granicama (crne strelice) i manje izdužena zrna ukazuju na intenzivniji proces usitnjavanja zrna na uzorku sabijenom u šest faza (slika 5.33).

Određena usmerenost mikrostrukture uzorka (bela strelica, slika 5.35) ukazuje na određenu nesavršenost procesa sabijanja V-alatom, koja nakon osam faza ne može da stvori zrna pretežno velikougaoanih granica. Pa ipak, u odnosu na šestu fazu, broj zrna s velikougaoanim granicama je povećan (crne strelice), a broj i celovitost prstenova na difrakcionoj slici uvećani i potpuniji.

Iako u ovom radu ne postoje eksperimentalni podaci o vrednosti efektivne deformacije u centralnom poprečnom preseku, razlika u efektivnoj deformaciji čela uzorka između osme i dvanaeste faze nije velika, $\varepsilon_{e8} = 2,72$ i $\varepsilon_{e12} = 3,04$. S tim u vezi i razlika u mikrostrukтури takođe nije izražena, izduženost mikrostrukture i dalje je evidentna, a broj zrna sa velikougaoanim granicama uvećan (slike 5.36 i 5.37). Prosečna veličina feritnih zrna u dvanaestoj fazi od oko 250 nm , veliki broj prstenova na difrakcionoj slici i veliki broj zrna s velikougaoanim granicama potvrđuju da se sabijanje alatom V-oblika može koristiti kao metoda za stvaranje UFZ strukture u niskougljeničnom čeliku.

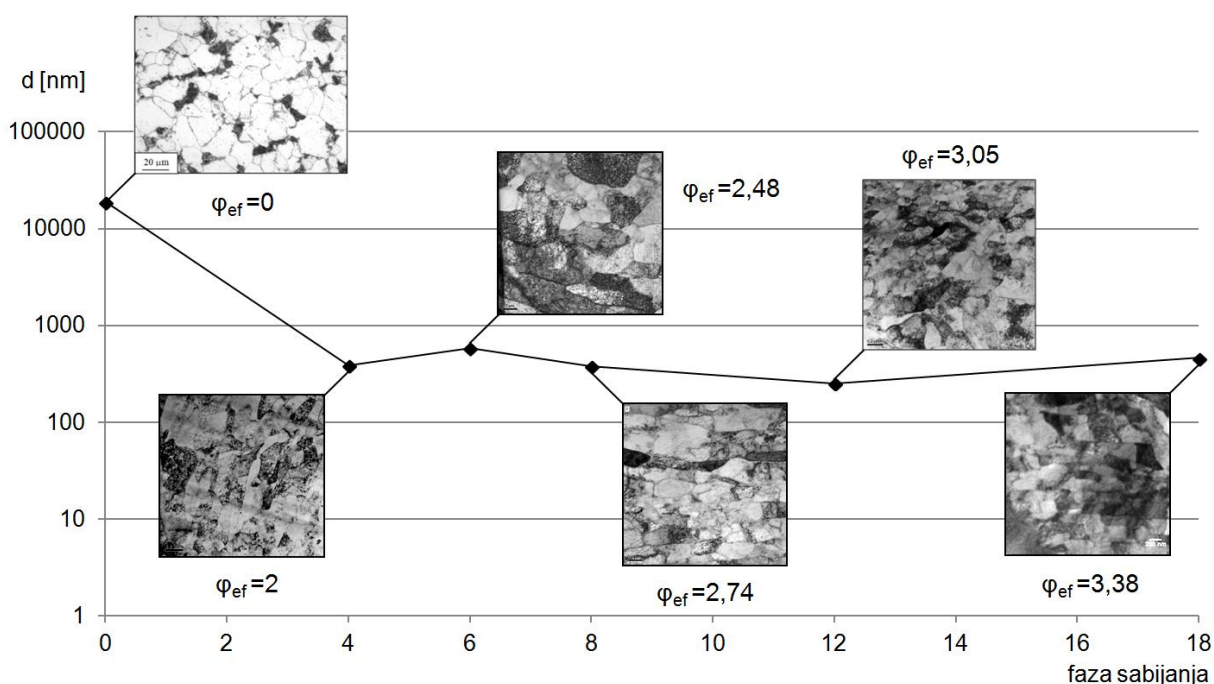
Veličina zrna koja se dobija primenom određene SPD metode zavisi i od režima obrade u okviru same metode, kao i od faznog sastava i mikrostrukture početnog materijala. Tako se, na primer, različita veličina zrna dobija kod čistih metala, legura i intermetalnih jedinjenja. Primenom HPT na čisti metal dobijaju se zrna prosečne veličine oko 100 nm , a ECAP-om nešto krupnija zrna, prosečne veličine između 200 i 300 nm [1]. Konkretno, nakon dvanaest prolaza ECAP-om na sobnoj temperaturi su čistom bakru (Cu, 99,97%) dobijaju se zrna prosečne veličine 210 nm , što se u materijalu izdvajaju mala zrna (do 100 nm), velika zrna (400 do 500 nm) i zrna čija veličina varira između ovih dveju grupa [14]. Konačno, zagrevanje uzoraka koje nastaje tokom obrade takođe utiče na formiranje mikrostrukture.

Sabijanje uzoraka sa osamnaest faza nema bitni uticaj na mikrostrukturu u odnosu na dvanaestu fazu. Mali hodovi alata između dvanaeste i osamnaeste faze nisu dovoljni da izazovu bitnu promenu. Dodatno, moguće je i postojanje efekta zasićenja usitnjavanja mikrostrukture nakon određenog broja faza sabijanja, koji je uočen i u primeni HPT metode [65].

Kada je reč o perlitu, nakon osamnaest faza sabijanja počinje njegovo primetno usitnjavanje. Međutim, nema efekta potpunog rastvaranja cementita kao kod HPT obrade visokougleničnog čelika (1,2 wt%), $\varphi_e = 7$ [201].

Iako u ovom procesu postoji rotacija uzorka nakon svakog prolaza, efekat “vraćanja” mikrostrukture, poput onog u ruti C kod ECAP metode, nije registrovan u kasnijim fazama. Uzrok tome su nejednaki hodovi alata po fazama sabijanja i izduženje uzorka tokom sabijanja.

Mada u ovoj disertaciji nije ispitivana mikrostruktura svih faza sabijanja TEM-om zbog visoke cene takvih ispitivanja, na osnovu raspoloživih podataka konstruisan je dijagram promene veličine zrna u zavisnosti od broja faza sabijanja (slika 6.6). Ovaj dijagram pokazuje da povećanje broja faza sabijanja V-alatom doprinosi značajnom smanjenju veličine zrna i stvaranju ultrafine strukture materijala. Na ordinati dijagrama (slika 6.6) nanete su logaritamske vrednosti veličine zrna radi preglednijeg prikaza rezultata.



Slika 6.6. Promena veličine zrna u zavisnosti od broja faza sabijanja, to jest od efektivne deformacije

6.5. MEHANIČKE OSOBINE MATERIJALA NAKON VIŠEFAZNOG SABIJANJA V-ALATOM

6.5.1. TVRDOĆA NAKON VIŠEFAZNOG SABIJANJA

Povećanje makrotvrdoće u centralnoj oblasti uzorka nakon druge faze sabijanja izazvano je deformacionim ojačavanjem. Iako u ovoj fazi nisu stvorena zrna sa velikouglaonim granicama, formiranje subzrnaste strukture utiče na povećanje tvrdoće. Formiranje sitnijih zrna sa velikouglaonim granicama u desetoj fazi dodatno povećava tvrdoću materijala. Nakon

ove faze, uočen je efekat saturacije, koji može da potiče od male razlike u ostvarenim efektivnim deformacijama nakon desete faze sabijanja, zbog relativno malih vrednosti hoda alata ($h_{10} = 3,08$, $h_{12} = 2,63$, $h_{14} = 2,34$, $h_{18} = 1,61$), što je posledica izduženja uzorka.

Povećanje makrotvrdoće u perifernoj oblasti uzorka potiče od deformacionog ojačavanja materijala. Međutim, vrednosti tvrdoće nisu iste kao u centralnoj oblasti uzorka jer nije bilo značajnijih promena u mikrostrukturi, odnosno nije postignut efekat intenzivne plastične deformacije. Ispitivanja na skening elektronskom mikroskopu jasno pokazuju izdužena zrna u perifernoj oblasti, ali ovde ne postoji transformacija mikrostrukture poput one u centralnoj oblasti uzorka, u kojoj su formirana sitna zrna sa velikougaonim granicama. Usled relativno ujednačene veličine zrna na periferiji obratka, standardna devijacija pri merenju ima niže vrednosti.

Rezultati merenja mikrotvrdoće pokazuju sličan trend kao i podaci makrotvrdoće po fazama sabijanja. U centralnoj oblasti uzorka, nakon druge faze sabijanja, vrednost mikrotvrdoće raste skoro dvostruko da bi u narednim fazama povećanje bilo neznatno. Ova pojava je skoro identična s ECAP obradom niskougljeničnog čelika, kada tvrdoća naglo poraste nakon prvog prolaza, dok naredni prolazi neznatno povećavaju mikrotvrdoću [200]. Sličan trend je primećen i u nekih komercijalnih legura aluminijuma [202].

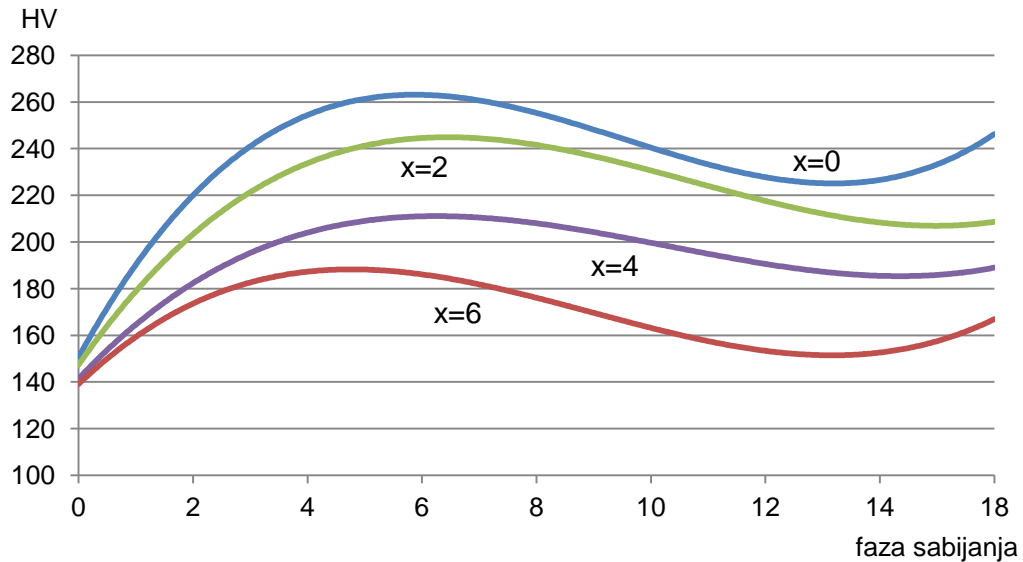
Najviša vrednost mikrotvrdoće postiže se u šestoj fazi sabijanja V-alatom i može se objasniti formiranom mikrostrukturom koja uključuje mala zrna sa velikougaonim granicama. Variranje vrednosti mikrotvrdoće nakon šeste faze može biti posledica lokalnog oštećenja materijala tokom sabijanja, ili pojavom efekta saturacije i uticaja mernog mesta na pretežno feritnom ili perflitno-feritnom mernom mestu. Efekat saturacije tvrdoće postoji i kod ECAP metode [42] nakon osam prolaza i kod HPT [65] metode nakon ekvivalentne deformacije koja ima vrednost 8.

Povećanje mikrotvrdoće u perifernoj oblasti uzorka rezultat je deformacionog ojačavanja materijala. Zbog nedovoljnog usitnjenja mikrostrukture periferne oblasti, vrednosti nisu u saglasju s vrednostima u centralnoj oblasti.

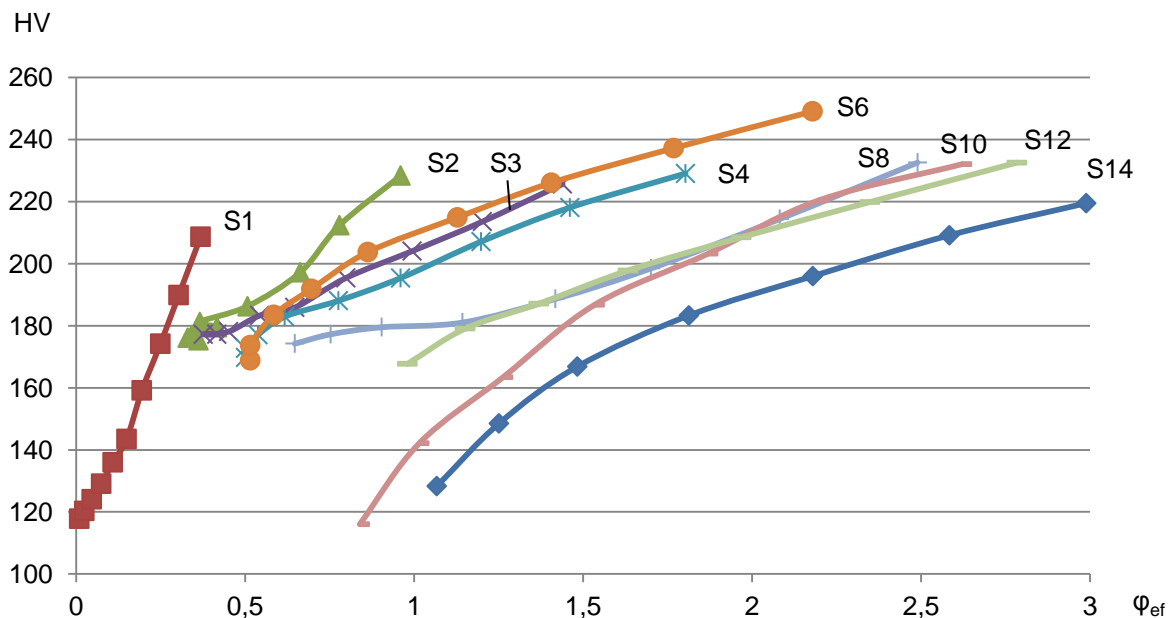
Na osnovu dijagrama 6.7 može se konstatovati da porast broja faza sabijanja V-alatom utiče na povećanje mikrotvrdoće sve do šeste faze, a nakon toga tvrdoća blago opada i potom ponovo raste u poslednjim fazama sabijanja. Visoke vrednosti stepena deformacije u središtu obratka obezbeđuju i visoke vrednosti tvrdoće (slika 5.16). Tvrdoća opada udaljavanjem od centra obratka. Maksimalno povećanje tvrdoće u odnosu na tvrdoću nedeformisanog uzorka iznosi više od 1,63 puta.

Ukupna slika promene mikrotvrdoće pri sabijanju prizmatičnog uzorka V-alatom prikazana je na dijagramu 6.8. Ovaj kompleksni rezultat dobijen je objedinjavanjem prethodnih podataka iz poglavlja 5.7.1 (slika 5.41). Na osnovu dijagrama 6.8 jasno se vidi da važi generalno pravilo po kojem povećanje efektivne deformacije značajno utiče na ojačavanje materijala i stvaranje ultrafine strukture, što se ogleda i u porastu tvrdoće s porastom stepena deformacije. Međutim, kada je u pitanju proces višefaznog sabijanja V-alatom primećuje se da ta zavisnost nije u potpunosti univerzalna, već se menja (po globalnom nivou vrednosti) zavisno od broja izvedenih faza sabijanja (slika 6.8). Naime, u početnim fazama sabijanja, linije 1 do 6 koje povezuju mikrotvrdoću i efektivnu deformaciju,

pomeraju se po visini a potom spuštaju, ukazujući da prevelik broj faza sabijanja može smanjiti tvrdoću materijala (slika 6.8).



Slika 6.7 Aproximacija promene mikrotvrdoće po fazama sabijanja V-alatom



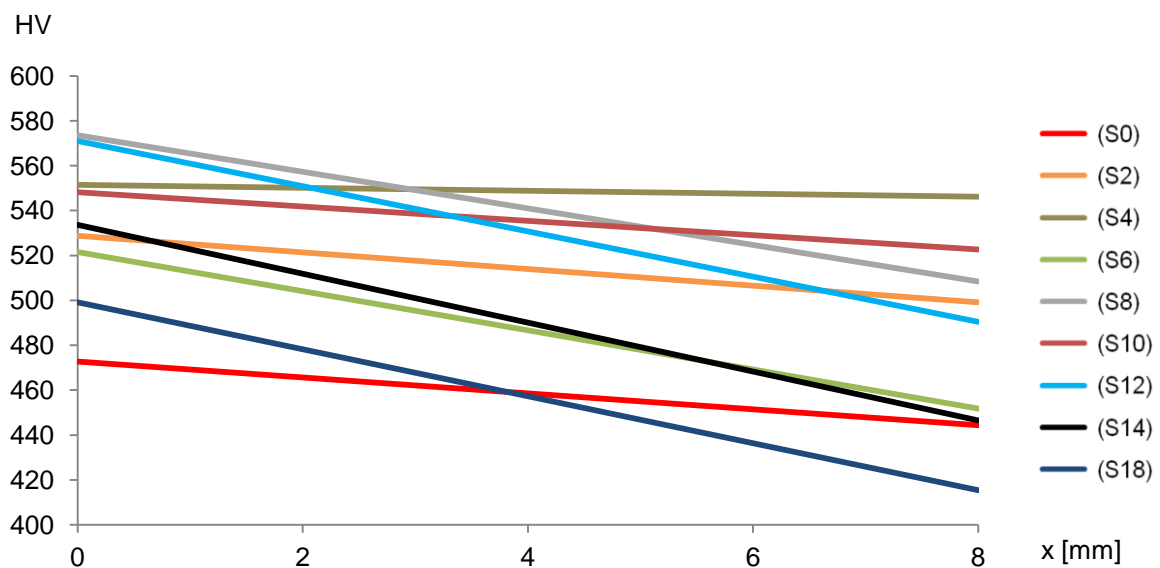
Slika 6.8. Zavisnost mikrotvrdoće od efektivne deformacije na uzorcima sabijenim različitim brojem faza

Na osnovu ove analize može se zaključiti da broj faza višefaznog sabijanja ne treba povećavati po svaku cenu, već tražiti optimalne vrednosti koje će obezbediti maksimalne karakteristike novonastalog materijala.

Neravnomernost tvrdoće koja je evidentna u procesu višefaznog sabijanja V-alatom postoji i u drugim procesima IPD. U radu [89] je prikazana promena tvrdoće u zavisnosti od položaja merne tačke uzoraka od aluminijumske legure deformisanih HPT postupkom. Povećanje broja faza izaziva povećanje mikrotvrdoće od početnih 63 do 200 HV. Ispitivanja

su pokazala da je tvrdoća najmanja u centru uzorka, a najveća na periferiji, na mestu najveće efektivne deformacije. U radu [199] je analiziran uticaj efektivne deformacije na tvrdoću austenitnog čelika 304Cr-Ni pri višefaznom sabijanju ravnim alatima. Pokazano je da vrednost tvrdoće pri efektivnoj deformaciji 2 iznosi 371 *HV*. Pri vrednosti deformacija u opsegu 4 do 9, tvrdoća se neznatno menja (od 448 do 462 *HV*). Pri vrednosti deformacije 10, tvrdoća je značajno porasla na 521 *HV*.

Uticaj broja ciklusa valjanja pri ARB postupku na tvrdoću materijala (Cu 99,9%) prikazan je u radu [203]. Tvrdoća polaznog materijala povećana je sa 50 na 125 *HV* nakon prvog prolaza da bi daljim povećanjem broja ciklusa, tvrdoća neznatno porasla na 150 *HV*. Efekat zasićenja tvrdoće pri velikim deformacijama karakterističan je za ultrafine materijale dobijene IPD-om [204]. U radu je ARB postupkom obrađivana aluminijumska legura (6061) i ustanovljen efekat zasićenja mikrotvrdoće kod efektivne deformacije veličine 1,6, to jest nakon dva prolaza.



Slika 6.9. Promena nanotvrdoće duž ose poprečnog preseka uzorka

Nanotvrdoća prati sličan trend kao makro i mikrotvrdoća. Zbog malog opterećenja prilikom utiskivanja, male su i razlike u vrednostima nanotvrdoće u centralnoj i perifernoj oblasti. Usled malog opterećenja, samim tim i malog otiska, merenje je ponekad izvođeno u perlitu, koji je generalno tvrdi, a ponekad u feritu. Iz tog razloga variranje izmerenih vrednosti nanotvrdoće i standardna devijacija jesu veliki.

Uprošćena prezentacija nanotvrdoće u zavisnosti od broja faza sabijanja, uzduž ose poprečnog preseka uzorka prikazana je na slici 6.9, na osnovu koje se zaključuje da su efekti ojačavanja materijala u procesu sabijanja prizmatičnog priprema V-alatom najintenzivniji u središnjem delu uzorka. Osim toga, rezultati nanotvrdoće pokazuju da se nakon određenog broja faza sabijanja beleži pad ovog parametra (slika 6.9).

Ipak, ukupni rezultati nanotvrdoće dobijeni u ovoj disertaciji pokazuju da ovaj parametar nije pouzdan indikator mehaničkih osobina pri intenzivnoj plastičnoj deformaciji, pre svega zbog izražene heterogenosti novonastale mikrostrukture materijala.

6.5.2. GRANICA TEČENJA I ČVRSTOĆA MATERIJALA NAKON VIŠEFAZNOG SABIJANJA V-ALATOM

Ispitivanje zatezanjem je osnovni test mehaničkih svojstava materijala i kao takav je korišćen i u ovim istraživanjima za ocenu karakteristika materijala nakon procesa višefaznog sabijanja materijala V-alatom.

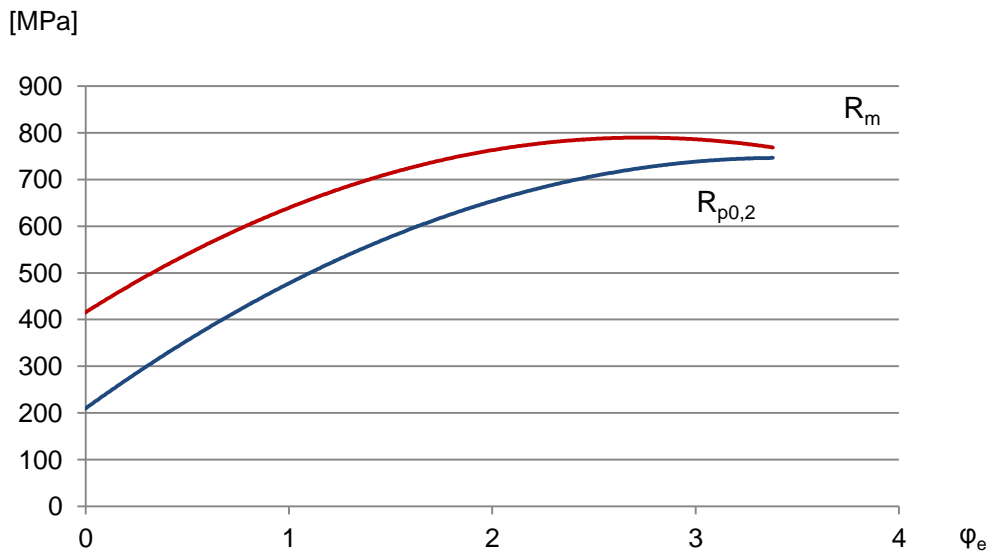
Na slici 5.46 prikazani su promena čvrstoće materijala i granice tečenja u funkciji broja faza sabijanja. Ova slika pokazuje uzlazni trend granice tečenja i čvrstoće materijala u funkciji broja faza sabijanja. Čvrstoća polaznog materijala iznosila je 434,35 MPa, nakon četiri faze sabijanja dostiže apsolutni maksimum (820,97 MPa), što predstavlja porast od 1,9 puta u odnosu na polazni materijal. Nakon toga, povećanjem broja faza sabijanja čvrstoća beleži blagi pad do vrednosti od 793,25 MPa, u poslednjoj – osamnaestoj fazi sabijanja. Potpuno isti trend postoji i u naponu tečenja koji najvišu vrednost dostiže nakon četvrte faze sabijanja, 793,25 MPa, što u odnosu na polazno stanje 286,83 MPa čini povećanje 2,8 puta. Ovakav trend promene granice tečenja i čvrstoće materijala u zavisnosti od broja ciklusa deformisanja, to jest od efektivne deformacije, potvrđen je u više radova iz oblasti IPD. U radu [199] ispitivan je uticaj efektivne deformacije na napon tečenja i zateznu čvrstoću kod IPD postupka višefaznog sabijanja ravnim alatima uzorka od austenitnog čelika 304 Cr- Ni. Napon tečenja se menjao od početnih 321 do 1502 MPa pri vrednosti deformacije 10. Sličan trend pokazuje i zatezna čvrstoća, gde početne vrednosti, 575 MPa rastu na 1566 MPa pri vrednosti deformacije 10. Prekidna deformacija polaznog materijala je 58,7%, efektivne deformacije 3,5 je 17,6, a efektivne deformacije 10 iznosi 14,4.

U radu [130] ispitivana je zatezna čvrstoća magnezijum-aluminijumske legure (AZ31) nakon intenzivne plastične deformacije CAROL metodom. Čvrstoća polaznog materijala iznosila je 280, nakon petnaest prolaza 350 i nakon osamnaest prolaza 410 MPa.

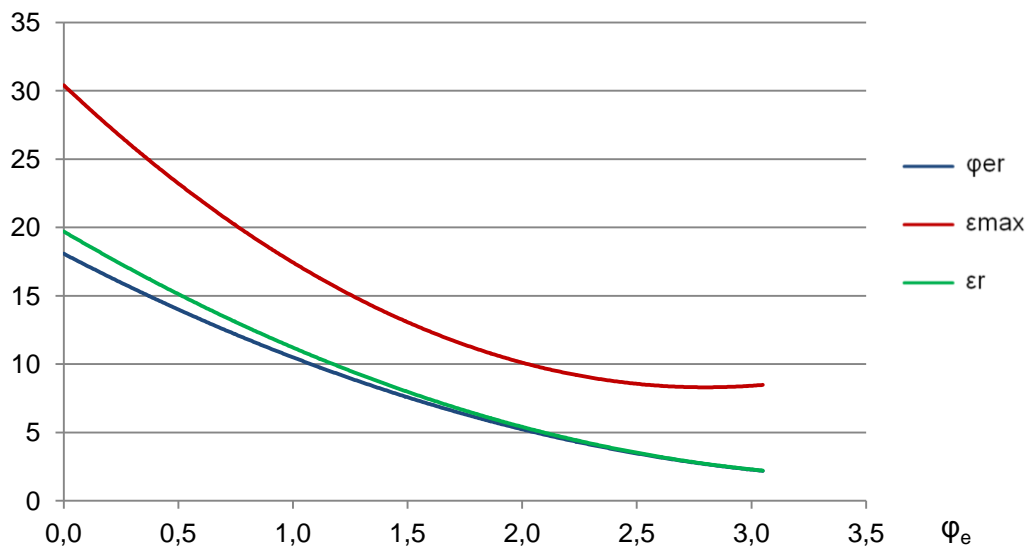
U radu [205] analiziran je uticaj različitih postupaka IPD na mehanička svojstva nikla čistoće 99,98%. Korišćeni su ECAP, HPT i hladno valjanje. Čvrstoća polaznog materijala je 280 MPa, a primenom različitih kombinacija IPD dobijena je čvrstoća u rasponu od 840 do 1270 MPa. Napon tečenja polaznog materijala od 200 menjao se u dijapazonu od 790 do 1200 MPa. Maksimalno izduženje polaznog materijala bilo je 40% a u kombinaciji IPD postupaka menjalo se u rasponu od 6 do 12%.

U radu [203] korišćen je ARB postupak za dobijanje ultrafine strukture u bakarnoj traci. Analiziran je uticaj broja ciklusa na mehaničke karakteristike. Pokazano je da porastom broja ciklusa valjanja zatezna čvrstoća raste s početnih 200 na 380 MPa nakon prvog ciklusa, odnosno 400 MPa nakon osmog ciklusa.

Aproksimacija promene granice tečenja i čvrstoće materijala u zavisnosti od efektivne deformacije, odnosno globalni trend promene ovih parametara, prikazan je na dijagramu 6.10, na osnovu kojeg se zaključuje da porast čvrstoće materijala postoji sve do vrednosti efektivne deformacije $\varphi_e = 2,75$. Nakon toga čvrstoća materijala blago opada. Granica tečenja beleži neprekidni rast sa stepenom deformacije, što je i razumljivo, jer je zapravo reč o dijagramu tečenja.



Slika 6.10. Zavisnost granice tečenja i čvrstoće materijala od efektivne deformacije



Slika 6.11 Zavisnost ravnomerne i maksimalne deformacije od deformacije sabijanja

Na slici 6.11 prikazana je promena maksimalnog izduženja ϵ_{max} , ravnomernog izduženja ϵ_r i ravnomerne logaritamske deformacije ϕ_{er} u zavisnosti od prethodne efektivne deformacije epruvete ostvarene različitim brojem faza sabijanja pomoću V-alata. Ovakav trend promene izduženja pri ispitivanju zatezanjem karakterističan je i za druge procese IPD. U radu [203] je pokazano da povećanje broja ciklusa valjanja u ARB snižava maksimalno izduženje s početnih 50 na 5%. Nakon prvog ciklusa valjanja izduženje je iznosilo svega 3%. Daljim povećanjem broja ciklusa izduženje raste do 5%.

6.5.3. IZGLED PRELOMLJENIH POVRŠINA NAKON PREKIDA ZATEZANJEM

Na slici 6.12 prikazani su promena izgleda površine loma i morfologija površine loma pri ispitivanju zatezanjem u funkciji broja faza sabijanja, to jest u funkciji efektivne deformacije.

Generalno posmatrano može se zaključiti da je nakon višefaznog sabijanja materijal zadržao duktilna svojstva i da je ispitivanjem na zatezanje utvrđeno da u svim fazama postoji duktilni lom. Treba naglasiti, da se izgled prelomljene površine (posmatran makroskopski i mikroskopski) menja povećanjem broja faza sabijanja, odnosno povećanjem efektivne deformacije (slika 6.12).

Mikroskopski snimci pokazuju da se veličina jamica smanjuje porastom broja faza sabijanja, odnosno porastom stepena deformacije.

Makroskopski izgled prelomljene površine značajno se menja, počev od nedeformisanog materijala, kada se očituje karakterističan prelom u obliku čaše i kupe, potom sledi tip preloma poznat kao “kineski šešir” koji je karakterističan za materijal sabijan manjim brojem faza. Nakon toga, u četrnaestoj fazi, pri vrednosti efektivne deformacije $\varphi_e = 3,24$ javlja se spiralni lom. Na kraju, pri stepenu deformacije veličine $\varphi_e = 3,38$, površina preloma ima karakteristike smicajne nestabilnosti.

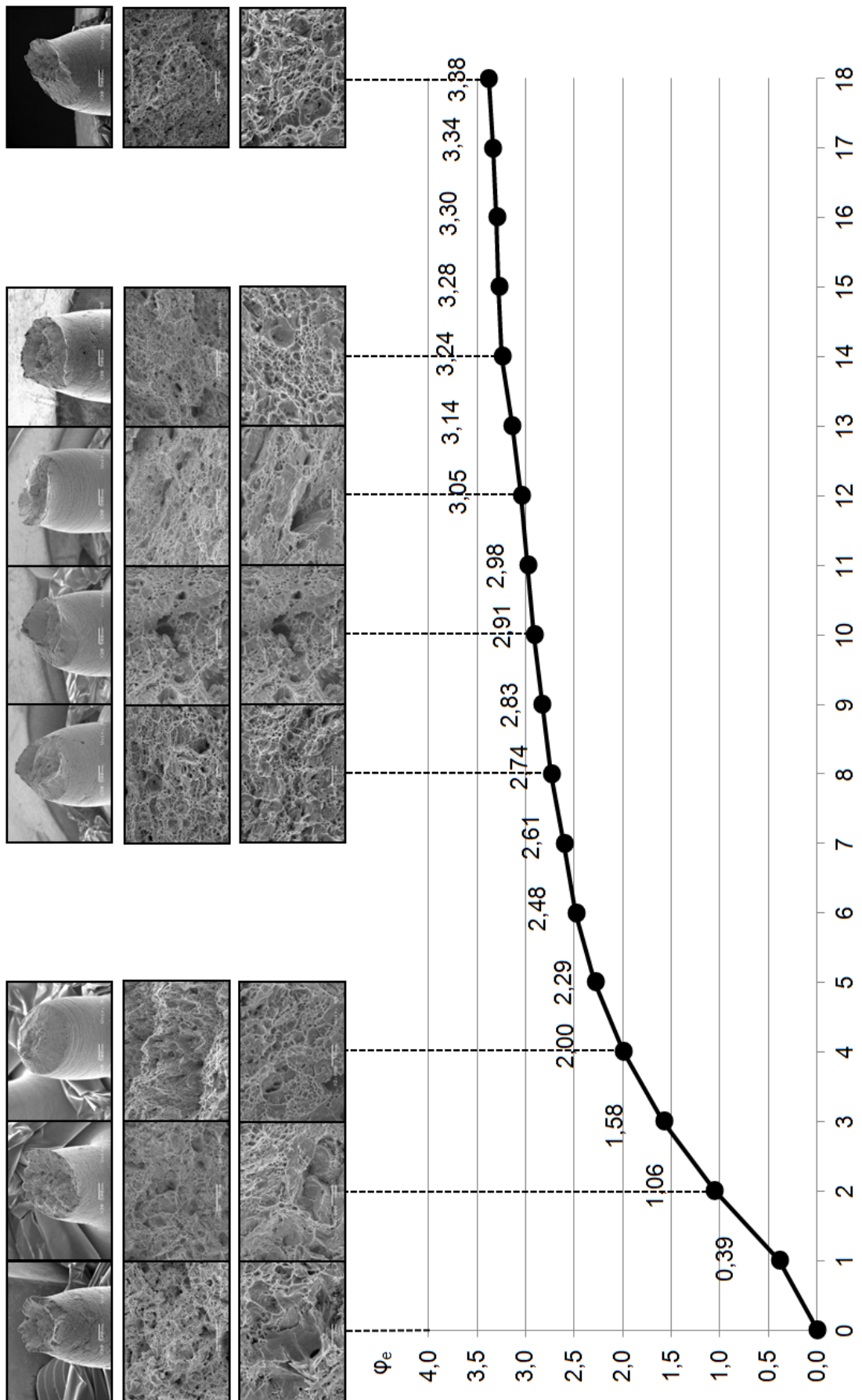
Na osnovu izloženog zaključuje se da materijal nakon višefaznog sabijanja v-alatima i dalje zadržava plastična svojstva.

Detaljna provera plastičnih svojstava materijala ispitana je u poglavlju 5.7.4, u kojem je obrađena deformabilnost materijala.

Duktilni lom pri ispitivanju na zatezanje nakon intenzivne plastične deformacije identifikovan je u brojnim radovima nakon procesa IPD. U radu [205] ispitivana su mehanička svojstva Ni nakon ECAP postupka. Konstatovano je da materijal sa UFG strukturom nakon ECAP postupka ima visoku čvrstoću i solidnu duktilnost. U radu [203] ispitivana su svojstva bakra nakon ARB postupka intenzivne plastične deformacije. Ispitivanje zatezanjem nakon osam ciklusa deformacije pokazalo je da je mikrostruktura površine preloma tipična za smicajni duktilni lom. Osobenost tog mehanizma preloma je smicanje izduženih šupljina (jamica).

U radu [206] sprovedena su različita mehanička i mikrografska ispitivanja materijala Zn–40Al, koji je deformisan ECAP postupkom od livenog polaznog materijala. Mehanizam loma pri ispitivanju zatezanjem menjao se od krtog, u polaznom livenom materijalu, do duktilnog u materijalu koji je bio podvrgnut ECAP postupku. Duktilni prelom karakterisan je razvijenim jamicama po celoj površini preloma.

U radu [207] ispitivana su svojstva različitih vrsta čelika (niskougļjениčni i visokougļjениčni), koji su valjani kalibrisanim valjcima visokih vrednosti intenzivne plastične deformacije (IPD). Posebno se ističu rezultati visokougļjениčnog čelika, gde je površina preloma polaznog materijala imala karakteristike krtog loma, da bi nakon valjanja isti materijal imao odlike duktilnog loma.



Slika 6.12 Morfologija preloma pri ispitivanju na zatezanje

6.5.4. DEFORMABILNOST MATERIJALA NAKON VIŠEFAZNOG SABIJANJA

Radi definitivne provere deformabilnosti materijala konstruisani su dijagrami granične deformabilnosti za materijal nakon pojedinih faza sabijanja V-alatom. Dijagrami su aproksimirani na osnovu rezultata ispitivanja na zatezanje i podataka o deformabilnosti dobijenih sabijanjem cilindričnih uzoraka pomoću ravnih ploča. Ove dve metode, pored ispitivanja torzijom, osnovni su postupci za definisanje dijagrama granične deformabilnosti pri zapreminskom deformisanju [189, 190].

Na osnovu podataka iz poglavlja 5.7.4 određena je srednja vrednost pokazatelja naponskog stanja primenom poznatog izraza (6.1):

$$\beta_{sr} = \frac{1}{\varphi_{eg}} \int_0^{\varphi_{eg}} \beta(\varphi_e) \cdot d\varphi_e \quad (6.1)$$

gde je $\beta(\varphi_e)$ – istorija pokazatelja naponskog stanja određena eksperimentalno u poglavlju 5.7.4. Podaci o srednjoj vrednosti pokazatelja naponskog stanja i graničnim deformacijama za uzorke sabijane različitim brojem faza pomoću V-alata prezentovani su u tabeli 6.1.

Ravnomerna deformacija pri ispitivanju na zatezanje (tabela 6.2) ujedno je i granična deformacija pri vrednosti pokazatelja naponskog stanja $\beta = +1$, a izračunava se prema izrazu:

$$\varphi_e = \ln(1 + \varepsilon_r) \quad (6.2)$$

Tabela 6.1. Granična deformacija pri sabijanju valjka ravnim pločama

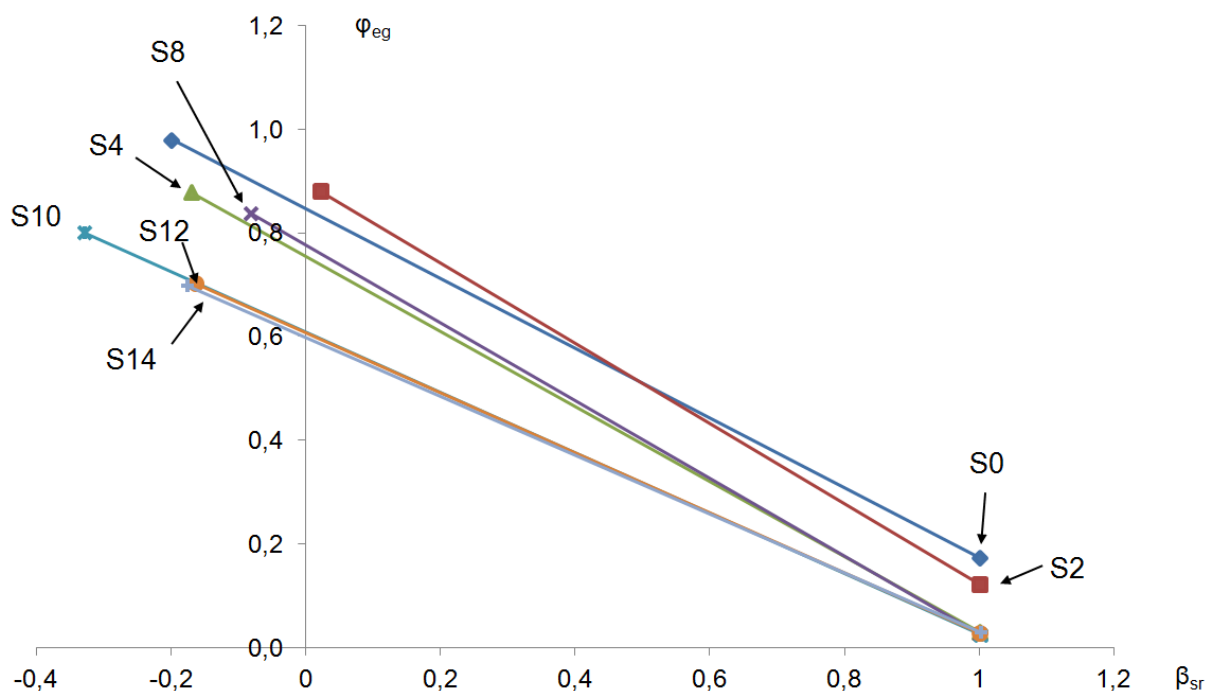
uzorak	S0	S2	S4	S8	S10	S12	S14
φ_{eg}	0,17	0,12	0,03	0,03	0,03	0,03	0,03
β_{sr}	1	1	1	1	1	1	1

Tabela 6.2. Granična deformacija pri zatezanju

uzorak	S0	S2	S4	S8	S10	S12	S14
φ_{eg}	0,98	0,88	0,88	0,84	0,80	0,70	0,70
β_{sr}	-0,2	0,02095	-0,1713	-0,0826	-0,3298	-0,1650	-0,1778

Na osnovu podataka iz tabela 6.1 i 6.2 konstruisan je dijagram granične deformabilnosti za Č.1221, koji je prethodno deformisan V-alatima u različitom broju faza, (slika 6.13).

Na osnovu dijagrama granične deformabilnosti može se zaključiti da materijal Č.1221, koji je tretiran višefaznim sabijanjem pomoću V-alata, i nakon visoke prethodne deformacije ima izvanredna plastična svojstva. Granična deformacija pri sabijanju valjka ravnim pločama menja se u rasponu od 0,98 (za polazni materijal, bez prethodne deformacije) do 0,70, za materijal nakon četrnaest faza sabijanja u V-alatu i sa prethodnom deformacijom $\varphi_e = 3,24$.



Slika 6.13. Dijagram granične deformabilnosti Č.1221 nakon višefaznog sabijanja V-alatom

Međutim, treba istaći da su podaci o plastičnim svojstvima materijala pri ispitivanju zatezanjem relativno skromni, jer je ravnomerna deformacija vrlo niska nakon većeg broja faza prethodnog sabijanja materijala V-alatom.

Rezultati ispitivanja deformabilnosti materijala, prema metodologiji primenjenoj u ovoj disertaciji, prikazani su u radu [208]. Rezultat ispitivanja je dijagram granične deformabilnosti aluminijumske legure 2024, koja je tretirana ECAP postupkom s kontrapritiskom. Pokazano je da granična deformacija zavisi od naponskog indeksa, koji je definisan odnosom hidrostatičkog i efektivnog napona. Dijagram je određen u rasponu naponskog indeksa od +2 do -4 i pokazuje da materijal nakon višefaznog istiskivanja ECAP metodom poseduje visoku deformabilnost.

Bridgman [40] je ispitujući uticaj hidrostatičkog pritiska na osobine materijala takođe utvrdio da materijal nakon ekstremno visokih deformacija u polju visokog pritiska ima visoka plastična svojstva.

Valiev u radu [188] govori o paradoksu IPD i takođe dokazuje da bakar (99.996%) nakon visokih vrednosti deformacije ima dobra plastična svojstva. Ispitivanja su vršena na materijalu koji je prethodno tretiran ECAP-om sa različitim brojem faza.

7. ZAKLJUČAK

Neprekidna israživanja osobina metalnih materijala u zavisnosti od veličine zrna [5, 6, 42] dovela su do razvoja novih tehnologija prerade metala pa i do razvoja metoda intenzivne plastične deformacije. Bazična istraživanja za ovu vrstu tehnologije započeo je Percy Williams Bridgman polovinom prošlog veka [209], kada je izvodio eksperimente deformisanja materijala u polju visokog hidrostatičkog pritiska. Ti eksperimenti ispunjavaju osnovne principe intenzivne plastične deformacije, koje je formulisao Valiev [2], a to je oblikovanje u polju visokog pritiska bez pojave oštećenja strukture materijala. Eksperimentima torzije pod visokim pritiskom Bridgman je ostvario i drugi princip sadašnje moderne tehnologije IPD a to je intenzivno smicanje pri plastičnoj deformaciji koje izaziva usitnjavanje mikrostrukture materijala.

Intenzivna plastična deformacija je postupak koji omogućuje stvaranje strukture submikronske veličine koja mora još da ispunjava uslov da su granice zrna visokougane (ugao između granica zrna je veći od 15°) i da je struktura ujednačena po zapremini obrađenog komada (Valiev [2]). Cilj IPD tehnologije nije finalno oblikovanje predmeta već stvaranje materijala sa nano, odnosno ultrafinom mikrostrukturom, koji se naknadnom deformacijom (ili nekom drugom tehnologijom) prevodi u gotov proizvod.

U nastavku su istaknuti najznačajniji rezultati i zaključci po pojedinim oblastima istraživanja o okviru ove teze.

1. Na bazi pregleda literature iz ove oblasti zaključuje se da se IPD tehnologija počela naglo razvijati krajem prošlog veka, što pokazuje broj publikacija objavljenih iz ove oblasti, kojih je u bazi Scopusa 1995. godine bilo 15 a krajem 2014. bilo ih je 695. Tehnologija IPD se najviše istražuje u industrijski najrazvijenijim zemljama što potvrđuje broj do sada objavljenih radova: Rusija (1198), SAD (1107), Kina (1031), Japan (829) i Nemačka (411) itd.

2. U svetu su do sada razvijene brojne metode IPD, međukojima su najpoznatije torzija pod visokim pritiskom (HPT), istiskivanje kroz ugaoni kanal (ECAP), naizmenično savijanje i ispravljanje (RCS), kalibraciono valjanje (CAROL), višeosno sabijanje (MDF), naizmenično istiskivanje i sabijanje (CEC), istiskivanje sa uvijanjem (TE) i dr. Metode se međusobno razlikuju po raznim kriterijumima. Jedan od njih je oblik obratka - zapreminski ili lim, drugi je način na koji se sila prenosi na obradak - pritiskom ili torzijom, dok treći kriterijum definiše režim deformisanja – ciklični, odnosno kontinualni.

Torzija pod visokim pritiskom (HPT) je jedna od prvih metoda IPD [25, 26, 27], [63, 64], [80, 81], [82, 83]. Njen značaj se ogleda u tome što omogućuje postizanje visokih vrednosti efektivne deformacije u polju visokog pritiska. Glavni nedostatak ovog postupka je neravnomernost deformacije u radialnom pravcu i male dimenzije obratka.

Istiskivanje kroz ugaoni kanal (ECAP) spada u najznačajnije i najviše primenjivane metode IPD [2], [10, 11, 15, 23], [123], [124], [114], [125], [126]. Metoda obezbeđuje visoke vrednosti smicajne deformacije i visoko usitnjavanje strukture materijala bez promene oblika poprečnog preseka. Deformacije po preseku obratka su relativno ravnomerne a time je obezbeđena i ravnomernost strukture. ECAP proces se izvodi višefazno u hladnom i toplom stanju na standardnim hidrauličnim presama. Nedostatak ovog postupka je ograničena dužina obrađenog komada.

Kalibraciono valjanje (CAROL) je kontinualni IPD postupak koji prilikom obrade u materijalu izaziva smicajne deformacije [132], [130]. Omogućuje preradu predmeta velike dužine i ima realnu industrijsku primenu. Nedostatak metode je visoka neravnomernost deformacija i strukture materijala u poprečnom preseku obrađenog komada. Deformacije su najviše na spoljnim površinama i opadaju ka centru obrađenog komada [129].

Višeosno sabijanje (MDF) sastoji se iz više operacija slobodnog sabijanja [21], [21], [135]. Homogenost deformacije je niža nego u slučaju obrade ECAP-om, ali se zato ovom metodom mogu obrađivati manje plastični materijali kao i predmeti velikih dimenzija ali u toplom stanju.

Postupak naizmeničnog istiskivanja i sabijanja (CEC) omogućuje postizanje visokih vrednosti efektivne, čak i od 90 [141]. Nedostatak metode je ograničena dužina radnog komada.

Istiskivanje sa uvijanjem (TE) se zasniva na istiskivanju obratka kroz specijalno dizajnirani alat koji ima funkciju da zadrži oblik i veličinu poprečnog preseka priprema uz istovremeno uvijanje oko uzdužne ose. I u ovom postupku deformacija nije homogena, nego se povećava sa rastojanjem od centralne ose obratka [21].

U pogledu materijala korišćenih u metodama IPD na osnovu podataka o radovima u SCOPUS bazi [145] može se konstatovati da se intenzivnom plastičnom deformacijom najčešće obrađuje aluminijum – do sada je objavljeno 1275 radova. Slede ga čelik sa 672 rada, bakar sa 609, titanijum sa 474, nikl sa 272, železo sa 269, cink sa 112, hrom sa 66 i volfram sa 56 naučna rada.

Što se tiče metoda karakterizacije materijala nakon IPD prema literaturnim podacima prednost imaju elektronski mikroskopi – SEM i TEM. Skening elektronska mikroskopija se izvodi na uzorcima koji su prethodno pripremljeni standardnim postupcima brušenja i poliranja i neparavanja tankim slojem zlata. Za pripremu uzoraka za TEM preporučuje se fokusirani jonski snop [90].

Što se tiče primene materijala dobijenih IPD tehnologijom, i pored toga što materijali sa ultra-finim zrnima imaju unapređene karakteristike, konkretna industrijska primena je još uvek na niskom nivou [44]. Za sada, materijali dobijeni IPD tehnologijom imaju primenu i izradi sportke opreme, u medicini za izradu imlanata i u specijalnim konstrukcijama [161], [162], [163], [22], [165], [166], [169] i kod prizvoda koji se oblikuju mikrodeformisanjem [173], [174].

3. Na osnovu pregleda dostignuća u oblasti tehnologije IPD zaključeno je da postoji potreba za daljim razvojem ove tehnologije kroz pronalaženje novih postuka obrade. Radi toga su

istraživanja u okviru ove disertacije usmerena u tom pravcu sa ciljem pronalaženja nove metode obrade koja će zadovoljiti osnovne kriterijum IPD.

Analizom različitih postupaka obrade deformisanjem u kojima postoji intenzivno smicanje, pretpostavljeno je da bi proces višefaznog sabijanja prizmatičnog priprema pomoću v-alata mogao odgovoriti na zahteve IPD tehnologije.

4. Istraživanja višefaznog sabijanja v-alatima prikazana u ovom radu su izvedena u nekoliko segmenata prema postavljenom planu koji je obhvatio:

- Teorijsku analizu procesa sabijanja pomoću v-alata sa aspekta intenzivne plastične deformacije;
- Definisane geometrije V- alata i geometrije uzorka;
- Izbor materijala za uzorke i definisanje prethodne termičke obrade;
- Simulaciju procesa sabijanja V-alatom;
- Eksperimentalna istraživanja procesa višefaznog sabijanja V-alatom;
- Ispitivanje karakteristika materijala nakon sabijanja po fazama oblikovanja.

5. Analizom postupka višefaznog sabijanja ustanovljene su glavne prednosti ovog postupka u odnosu na druge metode IPD a to su:

- Jednostavna geometrija alata i priprema;
- Zbog četverostranog dejstva alata na materijal u obratku dominira pritisno naponsko stanje koje sprečava pojavu razaranja materijal;
- Geometrija alata obezbeđuje smičuće deformacije, što je uslov za profinjenje (usitnjavanje) mikrostrukture materijala;
- Tehnološki jednostavniji proces u odnosu na druge postupke IPD.

6. Teorijskom analizom ustanovljena je metodologija određivanja komponenti deformacija i efektivne deformacije kao najvažnijeg parametra IPD. Takođe je postavljena i metodologija određivanja deformacija metodom merne mreže.

Nakon definisanja geometrije alata (dva identična alata dubine 7,5 mm sa uglom između radnih površina od 120°) i geometrije priprema za eksperimente dimenzija 14 x 14 x 70 mm, izabran je materijal za eksperimente Č1221 u normalizovanom stanju. Potom je izvršena numerička simulacija procesa sabijanja v-alatom u 18 faza.

7. Na osnovu rezultata simulacije sabijanja prizmatičnog uzorka V-alatom zaključeno je:

- Deformaciono stanje je nehomogeno u poprečnom i uzdužnom pravcu uzorka sa maksimumom efektivne deformacije u središtu. Povećanje broja faza proširuje oblast visokih deformacija u poprečnom preseku uzorka. Ukupna efektivna deformacija na

čeonj površini uzorka nakon 18 faza sabijanja iznosi $\varphi_e = 3,9$. Deformacija u središnjem preseku uzorka ima vrednost $\varphi_e = 11,44$ što nije realno jer premašuje teorijsku vrednost za slučaj ravanskog deformacionog stanja.

- Efektivni napon dobijen simulacijom ima distribuciju sličnu efektivnoj deformaciji. Distribucija efektivnog napona utvrđena simulacijom pokazuje njenu neravnornost po poprečnom preseku uzorka (slika 5.4) i sa druge strane, pokazuje visoku ravnomernost ovog napona u uzdužnom preseku uzorka. Zona visokog ojačavanja nakon 18 faza sabijanja obuhvata oko 75 % preseka uzorka. Maksimalna vrednost efektivnog napona u svim fazama deformisanja, prema simulaciji iznosi 721 MPa (crveno polje na slici 5.4).
- Normalni kontaktni napon dobijen simulacijom pri sabijanju V-alatom pokazuje približno ravnomernost raspodele po površini uzorka. Četvorostrano dejstvo alata na obradak, odnosno normalni kontaktni naponi utiču na stavljanje pritiskog hidrostatičkog napona u obratku što je povoljno sa stanovišta deformabilnosti materijala.
- Hidrostatički napon je veoma važan za odvijanje procesa od kojih se zahtevaju visoke vrednosti efektivne deformacije. Kritična zona u procesu sabijanja V-alatom je čeona površina. Na osnovu rezultata simulacije višefaznog sabijanja prizmatičnog priprema V-alatom zaključuje se da hidrostatički napon u središtu čeone površini uzorka u svim fazama sabijanja, ima negativne vrednosti (pritisno stanje) što onemogućuje pojavu loma.
- Dijagram deformacione sile je indikator naponskog stanja u obratku tokom procesa plastičnog deformisanja. Tok dijagrama dobijen simulacijom ima očekivani izgled u procesu sabijanja V-alatom. Ove vrednosti su proverene eksperimentalno.

8. Najznačajni rezultati istraživanja procesa višefaznog sabijanja v-alatom dobijeni su eksperimentalno prema utvrđenom planu istraživanja. Cilj istraživanja je bio da se eksperimentalno utvrdi da li proces višefaznog sabijanja pripada grupi tehnologija IPD. Konceptcija eksperimenta bila je da se sabijanjem kvadratnih priprema oblikuju primarni uzorci sa različitim brojem faza od 1 do 18 i da se potom izvrše detaljna ispitivanja koja su obuhvatila sledeće:

- Proveru geometrije uzoraka po fazama sabijanja;
- Proveru deformacione sile;
- Proveru deformacionog stanja na čeonj površini uzoraka;
- Mikrostrukturna ispitivanja;
- Ispitivanje mehaničkih karakteristika uzoraka deformisanih sa različitim brojem faza pomoću v-alata;
- Ispitivanja duktilnosti materijala proverom površine preloma i
- Ispitivanje deformabilnosti materijala

8.1. Dimenziona provera uzoraka nakon višefaznog sabijanja pokazala je da se veličina poprečnog preseka smanjuje porastom broja faza sabijanja i da se dužina uzorka, shodno tome povećava. Na osnovu dimenzija uzoraka određene su prosečne vrednosti deformacije koje su pokazale da se iste međusobno razlikuju na čelu i u središnjem preseku uzorka. Međutim, ovi podaci su pokazali na nerealnost rezultata efektivne deformacije dobijene numeričkom simulacijom. Radi toga je odlučeno da je relevantna deformacija za analizu ostalih rezultata upravo deformacija na čeonj površini uzorka.

8.2. Eksperimentalno određivanje deformacione sile pri sabijanju pomoću V-alata vršeno je sa ciljem verifikacije rezultata numeričke simulacije. Dijagram sile u zavisnosti od hoda alata pri sabijanju V-alatom, slika 6.1 pokazuje da su rezultati numeričke simulacije slični sa podacima dobijenim eksperimentom, uz činjenicu da postoje značajne razlike u pogledu apsolutnih vrednosti koje se kreću i do 60%. I ovaj rezultat pokazuje nesavršenost numeričke simulacije kada su u pitanju višefazni procesi oblikovanja, kao što je to sabijanje V-alatima, koji su izrazito nemonotoni.

8.3. Deformaciono stanje u procesima IPD je ključni parametar koji definiše mogućnost transformacije mikrostrukture i određuje konačnu veličinu zrna. Zbog toga je ovom problemu bila posvećena posebna pažnja. Eksperimentalna provera deformacionog stanja na uzorku bila je moguća jedino na čeonj površini primenom metode merne mreže. Na osnovu eksperimentalnih podataka o efektivnoj deformaciji na čeonj površini uzorka (5.5) zaključeno je:

- Deformaciono stanje je nehomogeno a maksimum je u središtu uzorka, s tim da se zona visokih vrednosti efektivne deformacije postepeno proširuje s porastom broja faza sabijanja.
- Maksimalna efektivna deformacija (slika 6.4) u središtu slobodne površine iznosi 3,38 a prema simulaciji 3,46.
- Na osnovu dijagrama (slika 6.4) zaključuje se da su vrednosti efektivne deformacije na slobodnoj površini uzorka po fazama sabijanja, dobijene numeričkom simulacijom i eksperimentalno skoro podudarne. Na osnovu slike 6.4 takođe se zaključuje da pojas visokih vrednosti efektivne deformacije ($\varphi_e > 1,5$) obuhvata zonu uzorka prečnika oko 10 mm.
- Neravnomernost efektivne deformacije je prisutna i u drugim postupcima IPD (vidi reference [129], [197], [198], [199]).

9. Mikrostrukturna ispitivanja materijal skening elektronskim mikroskopom su pokazala razvoj strukture po fazama sabijanja koji je imao sledeći tok:

- Nakon prve faze sabijanja ($\varphi_e=2,74$) nije bilo značajnijih promena mikrostrukture
- Nakon dvofaznog sabijanja uzorka ($\varphi_e=1,05$) u središtu uzorka je konstatovana slaba vidljivost grnica zrna;

- Nakon osam faza sabijanja ($\varphi_e=2,74$) granice zrna u središtu uzorka su praktično potpuno nevidljive što ukazuje na ekstremno visoko smicanje u procesu deformisanja.
- Nakon dvanaeste faze sabijanja u središtu uzorka je uočeno vrtložno tečenje materijala koje ima dodatni efekat smicanja i usitnjavanja strukture materijala.
- Mikrostruktura u centra uzorka posle osamnaest faza sabijanja pri ukupnoj efektivnoj deformaciji $\varphi_e=3,38$ se ne razlikuje značajnije od mikrostrukture uzorka sabijenog u dvanaest faza zbog male razlike u ostvarenoj efektivnoj deformaciji – $\varphi_{e12}=3,05$ dok je $\varphi_{e18}=3,38$.
- Prema tome, efekat IPD u procesu sabijanja v-alatom je ostvaren već nakon dvanaest faza sabijanja.

10. Na osnovu mikrostrukturnih ispitivanja materijala transmisionim elektronskim mikroskopom nakon višefaznog sabijanja zaključeno je:

- Stvaranje velikougaoanih granica kod manjeg broja zrna (slika 5.32) i formiranje prstenova oko transmisionog snopa ukazuju na početak procesa usitnjavanja zrna u uzorku sabijenog sa četiri faze pri vrednosti efektivne deformacije $\varphi_e = 2,00$. Međutim, veliki broj izduženih zrna ukazuju da četiri faze sabijanja nisu dovoljne stvore mikrostrukturu sa pretežno velikougaoanim granicama zrna. Mikrostruktura nakon četiri faze sabijanja V-alatom podseća na mikrostrukturu niskougleničnog čelika nakon četiri prolaza ECAP-om [104].
- Veći broj kristalnih zrna sa velikouganim granicama (crne strelice) i manje izdužena zrna ukazuju na intenzivniji proces usitnjavanja zrna kod uzorka sabijenog u šest faza (slika 5.33).
- Nakon osam faza sabijanja broj zrna sa velikougaoanim granicama je povećan u odnosu na šestu fazu, a broj i celovitost prstenova na difrakcionoj slici uvećan i potpuniji.
- Prosečna veličina feritnih zrna u dvanaestoj fazi od oko 250 nm , veliki broj prstenova na difrakcionoj slici i veliki broj zrna sa velikougaoanim granicama su potvrdili da se sabijanje alatom V-alatom može koristiti kao metoda za stvaranje UFZ strukture u niskougleničnom čeliku.
- Sabijanje uzoraka sa osamnaest faza nema bitnog uticaja na mikrostrukturu u odnosu na dvanaestu fazu.
- Na osnovu ukupnih ispitivanja mikrostrukture transmisionim elektronskim mikroskopom se zaključuje da povećanje broja faza sabijanja v-alatom doprinosi usitnjavanju strukture materijala i proširuje region sa ultrafinom strukturom. Prvi vidljivi znaci usitnjavanja se javljaju već pri deformaciji $\varphi_e=2,00$ (nakon četvrte faze sabijanja).

11. Na osnovu ispitivanja tvrdoće materijala (makro-, mikro- i nanotvrdoće) nakon višefaznog sabijanja v-alatom zaključeno je:

- da sa porastom broja faza sabijanja, odnosno sa povećanjem efektivne deformacije se povećava tvrdoća;
- Najprecizniji podaci o tvrdoći dobijeni su ispitivanjem mikrotvrdoće. U središnjoj oblasti uzorka, mikrotvrdoće je povećana skoro dva puta u odnosu na početno stanje već nakon druge faze sabijanja.
- Blago povećanje tvrdoće je prisutno sve do šeste faze sabijanja nakon koje sledi blagi pad i pored porasta efektivne deformacije, što se može objasniti efektom saturacije tvrdoće koji je prisutan i u drugim IPD postupcima, na primer kod ECAP metode [42] nakon osam prolaza i kod HPT metode [65] nakon ekvivalentne deformacije u vrednosti od 8.
- Na osnovu ukupnih rezultata ispitivanja mikrotvrdoće (dijagram 6.8) zaključuje se da važi generalno pravilo po kojem povećanje efektivne deformacije u okviru određene faze sabijanja značajno utiče na ojačavanje materijala i stvaranje ultrafine strukture što se ogleda i u porastu tvrdoće sa porastom stepena deformacije. Međutim, kada je u pitanju proces višefaznog sabijanja v-alatom primćuje se da promena tvrdoće značajno zavisi još i od broja faza sabijanja pri istoj vrednosti efektivne deformacije (dijagram 6.8).
- Uprošćena prezentacija nanotvrdoće u zavisnosti od broja faza sabijanja, uzduž ose poprečnog preseka uzorka, pokazuje da su efekti stvaranja ultrafine strukture najintenzivniji u središnjem delu uzorka (slika 6.9) Ukupni rezultati nanotvrdoće dobieni u ovoj disertaciji pokazuju da ovaj parametar nije pouzdan pokazatelj mehaničkih osobina pri intenzivnoj plastičnoj deformaciji, pre svega zbog izražene hetreogenosti novonastale mikrostrukture materijala.

12. Na osnovu rezultata ispitivanja na zatezanje u zavisnosti od broja faza sabijanja v-alatom zaključeno je:

- Porastom broja faza sabijanja povećava se granica tečenja i čvrstoća materijala. Već nakon četvrte faze sabijanja čvrstoća materijala je uvećana skoro dvostruko u odnosu na čvrstoću polaznog materijala, dok je istovremeno granica tečenja povećana 2,8 puta. Ovakav efekat je prisutan i u drugim postupcima IPD koji su prikazani u radovima [130], [199], [205], [203].
- Maksimalno i ravnomerno izduženje kao i ravnomerna efektivna deformacija naglo opadaju s porstom broja faza sabijanja, odnosno sa porastom efektivne deformacije ostvarene sabijanjem V-alatom (slika 6.11). Ovakav trend izduženja postoji i kod drugih postupaka IPD, na primer kod ARB postupka [203].
- Duktilnost materijala nakon višefaznog sabijanja v-alatom je proverena pregledom površine preloma (makro i mikro). Generalno psomtrano može se zaključiti da je

nakon višefaznog sabijanja materijal zadržao duktilna svojstva i da je ispitivanjem na zatezanje utvrđeno da je u svim fazama prisutan duktilni lom uz određene promene morfologije prelomljene površine u zavisnosti od broja faza sabijanja. Duktilni lom pri ispitivanju na zatezanje nakon intenzivne plastične deformacije identifikovan je u brojnim radovima nakon procesa IPD što ilustrovano referencama [130,131,132,133].

13. Detaljna ispitivanja plastičnih svojstava materijala izvršena su ispitivanjem deformabilnosti materijala, odnosno, konstrukcijom dijagrama granične deformabilnosti u zavisnosti od broja faza sabijanja V-alata. Na osnovu ovih ispitivanja zaključeno je da:

- materijal Č.1221 koji je tretiran višefaznim sabijanjem pomoću V-alata i nakon visoke prethodne deformacije ima izvanredna plastična svojstva pri ispitivanju sabijanjem valjka ravnim pločama. Granična deformacija pri sabijanju valjka ravnim pločama se menja u rasponu od 0,98 (za polazni materijal bez prethodne deformacije) pa do 0,70 za materijal nakon 14 faza sabijanja u V-alata i prethodnom deformacijom $\varphi_e = 3,24$.
- Granična deformacija pri jednoosnom zatezanju je vema mala (ravnomerna deformacija) i opada drastično porastom broja faza sabijanja V-alatom.
- Visoka deformabilnost materijala u uslovima pritinog naponskog stanja uočena je i kod drugih postupaka IPD, što je pokazano u radu [208].

14. Na osnovu ukupnih rezultata istraživanja izvršenih u okviru ove disertacije zaključuje se da proces višefaznog sabijanja prizmatičnog obratka spada u kategoriju tehnologija intenzivne plastične deformacije zbog sledećih razloga:

- Obezbeđuje visoke vrednosti deformacija u uslovima dominantnog pritiskog naponskog stanja. Nakon dvanaest faza sabijanja V-alatom prosečna veličina zrna je 253 nm, najmanja je 140 nm a najveća 491 nm;
- Izrazito nemonoton proces deformisanja što pogoduje usitnjavanju mikrostrukture;
- Omogućuje usitnjavanje mikrostrukture materijala do iznosa koji odgovaraju veličini ultra fine strukture (submikronska mikrostruktura);
- Obezbeđuje značajno povećanje mehaničkih svojstava materijala (tvrdoće i čvrstoće) uz zadržavanje visoke duktilnosti materila;
- Omogućuje oblikovanje predmeta različitih dimenzija;
- Ima veliku mogućnost praktične primene za izradu kvalitetnih proizvoda u različitim oblastima mašinske tehnike, medicine, elektrotehnike, preciznom inženjerstvu i dr.
- Pruža velike mogućnosti za stvaranje novih metoda IPD na sličnom principu;
- Otvara široko područje za dalja istraživanja u ovoj oblasti.

15. Višefazno sabijanje V-alatom ima poseban značaj jer omogućuje transformaciju komercijalnih metalnih materijala u visokokvalitetne materijale sa novim, značajno poboljšanim svojstvima. Proces je tehnološki jednostavan za primenu u industrijskoj praksi, a

oblikovanje materijala može se vršiti u hladnom i toplom stanju. Proces se može realizovati na hidrauličnim i mehaničkim presama i čekićima.

8. NAUČNI DOPRINOS ISTRAŽIVANJA I MOGUĆNOST PRIMENE REZULTATA ISTRAŽIVANJA U PRAKSI

Naučni doprinos postignut istraživanjima u ovoj tezi predstavlja razvoj nove tehnologije intenzivne plastične deformacije, zasnovan na višefaznom sabijanju prizmatičnog pripremla pomoću V-alata. Nova tehnologija IPD omogućuje stvaranje ultrafine mikrostrukture materijala, što pozitivno deluje na poboljšanje mehaničkih svojstava materijala: značajno povećani čvrstoća i tvrdoća, uz zadržavanje visoke duktilnosti materijala.

Razvijena tehnologija intenzivne plastične deformacije (višefazno sabijanje V-alatom) ima realnu mogućnost praktične primene u proizvodnji različitih mašinskih elemenata povišenih mehaničkih osobina i u proizvodnji medicinskih implanta i nadogradnji.

Primena materijala tretiranih metodom višefaznog sabijanja pomoću V-alata omogućuje izradu delova visoke nosivosti, uz smanjenje utroška materijala.

Primena razvijene tehnologije je jednostavna i ne zahteva velike investicije. Za realizaciju postupka višefaznog sabijanja potrebni su adekvatna presa, hidraulična ili mehanička, i specijalni alat relativno jednostavne konstrukcije i niske cene.

IPD postupak višefaznog sabijanja V-alatom može se izvoditi u hladnom i u toplom stanju

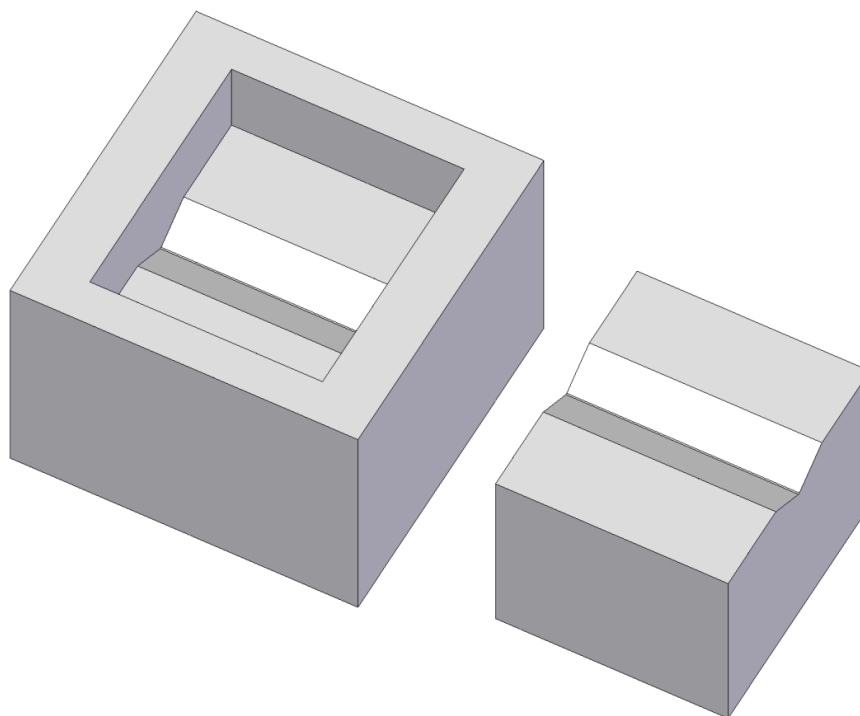
9. PREDLOG BUDUĆIH ISTRAŽIVANJA U OBLASTI INTENZIVNE PLASTIČNE DEFORMACIJE

Istraživanja u okviru ove disertacije potvrdila su da proces višefaznog sabijanja V-alatom pripada kategoriji tehnologija koje obezbeđuju ekstremno visoke deformacije i uslove za profinjavanje polazne mikrostrukture do ultrafinih vrednosti.

Izvedena istraživanja su ukazala i na određene probleme i moguća poboljšanja procesa višefaznog sabijanja V-alatom, od kojih su posebno značajni:

- Izduživanje obratka pri sabijanju i, s tim u vezi, problem smanjenja površine poprečnog preseka obratka, smanjenje hoda alata i smanjenje vrednosti inkrementalne deformacije.
- Neravnomernost deformacija u poprečnom i uzdužnom preseku obratka.

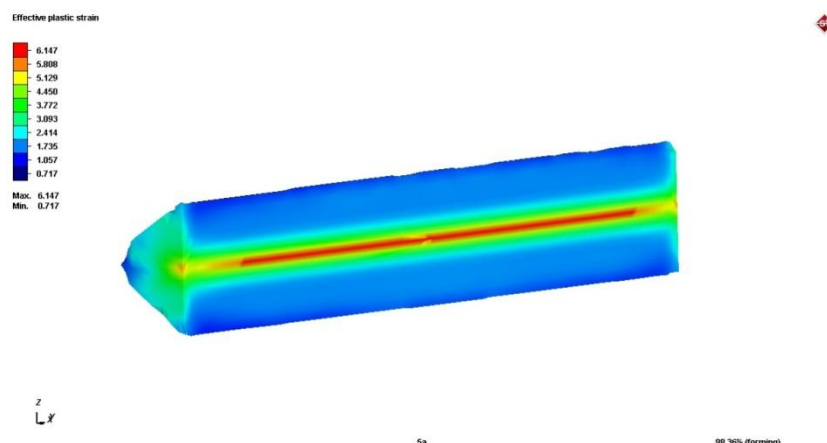
Evidentirani problemi rešavaju se uvođenjem ograničenja dužine pri sabijanju, to jest, višefaznim sabijanjem u zatvorenom V-alatu (slika 9.1).



Slika 9.1 Zatvoreni V-alat

Rezultati numeričke simulacije sabijanja u zatvorenom V-alatu (slika 9.2) pokazuju da se neravnomernost deformacije uzduž obratka skoro u potpunosti eliminiše i da uz manji broj faza postižu ekstremno visoke vrednosti deformacije. Simulacija višefaznog sabijanja V-

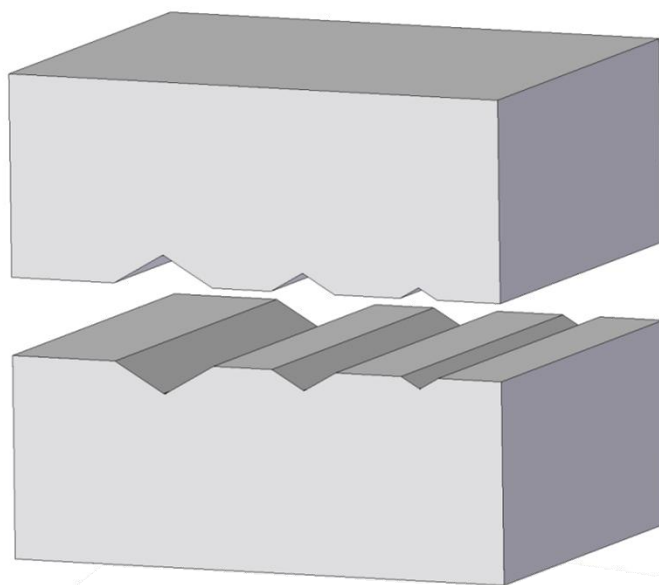
alatom s ograničenim aksijalnim tečenjem materijala, uz ostale identične uslove korišćene u ovom radu, pokazuje da je efektivna deformacija u središtu obratka dostigla vrednost 6,15 nakon pete faze sabijanja.



Slika 9.2. Simulacija pete faze sabijanja V-alatom s ograničenim tečenjem u aksijalnom pravcu

Za smanjenje neravnomernosti deformacije u poprečnom preseku obratka pri sabijanju V-alatom predlaže se postepena rotacija obratka s uglom rotacije manjim od 90° , što je moguće postići nakon osme faze sabijanja, kada obradak dobija osmougoni profil.

Značajno povećanje stepena deformacije pri sabijanju V-alatom bez ograničenja aksijalnog tečenja materijala može se postići smanjem površine kalibra alata kako je to šematski pokazano na slici 9.3.



Slika 9.3 Promena veličine kalibra V-alata

I konačno, za proizvodnju dugačkih predmeta postupkom sabijanja V-alatom predlaže se šema prikazana na slici 9.4, koja predviđa i aksijalno pomeranje materijala. Pri tome postoji

zahtev prilagođavanja geometrije alata novim uslovima kako u poprečnom tako i uzdužnom preseku.

Navedene ideje i predložene mere unapređenja tehnologije sabijanja pomoću V-alata trebalo bi da budu predmet budućih istraživanja.

10.LITERATURA

1. Valiev, R., Islamgaliev, R.K., Alexandrov, I.V., Zufarovich Valiev, R., Islamgaliev, R.K., Alexandrov, I.V.: Bulk nanostructured materials from severe plastic deformation. *Prog. Mat. Sci.* 45. 45, 103–189 (2000).
2. Segal, V.M.: Materials processing by simple shear. *Mater. Sci. Eng. A.* 197, 157–164 (1995).
3. Olejnik, L., Rosochowski, a: Methods of fabricating metals for nano-technology. *Bull. Polish Acad. Sci. Tech. Sci.* 53, 413–423 (2005).
4. Chen;, W., Ferguson, D., Ferguson, H.: Severe plastic deformation techniques. *Acta Metall. Sin. Lett.* 13, 242–253 (2000).
5. E.O., H.: The deformation and ageing of mild steel: III Discussion of results. *Proc. Phys. Soc. Sect. B.* 64, 747–753 (1951).
6. Petch, N.J.: The cleavage strength of polycrystals. *J. Iron Steel Inst.* 174, 25–28 (1953).
7. Verlinden, B., Leuven, K.U., Engineering, M.: SEVERE PLASTIC DEFORMATION OF METALS. (2004).
8. KurzydÅ,owski, K.: Microstructural refinement and properties of metals processed by severe plastic deformation. *Tech. Sci.* 52, 301–311 (2004).
9. Nationale, E., Grenoble, P. De, Valiev, R.Z., Ivanisenko, Y. V., Rauch, E.F., Baudalet, B., Nationale, E., Grenoble, P. De: STRUCTURE AND DEFORMATON BEHAVIOUR OF ARMCO IRON SUBJECTED TO SEVERE PLASTIC DEFORMATION. 44, (1996).
10. Valiev, R.Z., Krasilnikov, N.A., Tsenev, N.K., Krasiiinikov, N.A., Tsenev, N.K.: Plastic deformation of alloys with submicron-grained structure. *Mater. Sci. Eng. A.* 137, 35–40 (1991).
11. RZ, V.: Ultrafine-grained materials prepared by severe plastic deformation. *Spec. issue. Ann. Chim. Sci Mater.* 21, 369 (1996).
12. Valiev, R.Z., Gertsman, V.Y., Kaibyshev, O.A.: Grain boundary structure and properties under external influences. *Phys. status solidi.* 97, 11–56 (1986).

13. Valiev, R.Z., Kaibyshev, O.A., Khannanov, S.K.: GRAIN BOUNDARIES DURING SUPERPLASTIC DEFORMATION.,
<http://www.scopus.com/inward/record.url?eid=2-s2.0-0018457651&partnerID=tZOtx3y1>, (1979).
14. Valiev, R.Z., Kozlov, E.V., Ivanov, Y.F., Lian, J., Nazarov, A.A., Baudalet, B.: Deformation behaviour of ultra-fine-grained copper. *Acta Metall. Mater.* 42, 2467–2475 (1994).
15. Valiev, R.Z.Z., Korznikov, A.V. V., Mulyukov, R.R.R.: Structure and properties of ultrafine-grained materials produced by severe plastic deformation. *Mater. Sci. Eng. A.* 168, 141–148 (1993).
16. Valiev, R.Z., Gertsman, V.Y., Kaibyshev, O.A.: The role of non-equilibrium grain boundary structure in strain induced grain boundary migration (recrystallization after small strains). *Scr. Metall.* 17, 853–856 (1983).
17. Valiev, R.Z., Alexandrov, I.V.: *Nanostructured Materials Produced by Severe Plastic Deformation.* Logos Pub., Moscow (2000).
18. Valiev, R.Z., Enikeev, N. a., Murashkin, M.Y., Aleksandrov, S.E., Goldshtein, R. V.: Superstrength of ultrafine-grained aluminum alloys produced by severe plastic deformation. *Dokl. Phys.* 55, 267–270 (2010).
19. Valiev, R.Z., Xia, K., Langdon, T.G.: Processing by severe plastic deformation: an ancient skill adapted for the modern world. *Int. J. Mater. Res.* 100, 1623–1631 (2009).
20. Valiev, R.Z., Alexandrov, I.V., Islamgaliev, R.K.: Processing and properties of nanostructured materials prepared by severe plastic deformation. *Nanostructured Mater. NATO ASI Ser.* 50, 121–142 (1998).
21. Valiev, R.Z., Estrin, Y., Horita, Z., Langdon, T.G., Zehetbauer, M.J., Zhu, Y.T.: Producing Bulk Ultrafine-Grained Materials by Severe Plastic Deformation. 33–39.
22. Z, V.R.: The new trends in SPD processing to fabricate bulk nanostructured materials. In: Juster, N. and Rosochowski, A. (eds.) *Proceedings of the 9th International Conference on Material Forming: ESAFORM 2006.* pp. 1–9. Scientific Publishing House Akapit, Glasgow, UK (2006).
23. Valiev, R.Z., Langdon, T.G.: Principles of equal-channel angular pressing as a processing tool for grain refinement. *Prog. Mater. Sci.* 51, 881–981 (2006).
24. Valiev, R.Z., Langdon, T.G.: DEVELOPMENTS IN THE USE OF ECAP PROCESSING FOR GRAIN REFINEMENT. (2006).

-
25. Valiev, R.Z., Zehetbauer, M.J., Estrin, Y., Höppel, H.W., Ivanisenko, Y., Hahn, H., Wilde, G., Roven, H.J., Sauvage, X., Langdon, T.G.: The Innovation Potential of Bulk Nanostructured Materials. *Adv. Eng. Mater.* 9, 527–533 (2007).
 26. Segal, V.M., Reznikov, V.I., Drobyshevskii, A.E., Kopylov, V.I.: Plastic Treatment of Metals by Simple Shear. *Izv. Akad. Nauk SSSR.* 1, 115–123 (1981).
 27. Segal, V.M.V.M., Beyerlein, I.J.I.J., Tome, C.N., Chuvildeev, Vladimir N. Kopylov, V.I., Chuvil'deev, V.N., Kopylov, V.I.: *Fundamentals and Engineering of Severe Plastic Deformation.* Nova Science Publishers, New York (2010).
 28. Segal, V.M.: Metal processing by severe plastic deformation. *Russ. Metall.* 2006, 474–483 (2006).
 29. Segal V. M., Reznikov V. I., D.A., E., K.V.I.: Plastic working of metals by simple shear. *Russ. Metall.* 1, 99–105 (1981).
 30. Segal, V.M., Reznikov, V.I., Kopylov, V.I.: *Plastic Structure Formation in Metals.* , Minsk (1994).
 31. Segal, V.M.: Equal channel angular extrusion: from macromechanics to structure formation. *Mater. Sci. Eng. A.* 271, 322–333 (1999).
 32. Segal, V.M., Ferrasse, S., Alford, F.: Tensile testing of ultra fine grained metals. *Mater. Sci. Eng. A.* 422, 321–326 (2006).
 33. Segal, V.M.M.: Deformation mode and plastic flow in ultra fine grained metals. *Mater. Sci. Eng. A.* 406, 205–216 (2005).
 34. Segal, V.M.: Se v ere plastic deformation : simple shear v ersus pure shear. 338, 331–344 (2002).
 35. Segal, V., Hjortsberg, A., Rabinovich, A., Nattrass, D., Raj, K.: AC (60 Hz) and impulse breakdown strength of a colloidal fluid based on transformer oil and magnetite nanoparticles. In: *Conference Record of IEEE International Symposium on Electrical Insulation.* pp. 619–622. IEEE (1998).
 36. Segal, V.M.: Development of material treatment by severe shear deformation. *Russ. Metall.* 2004, 2–9 (2004).
 37. Segal, V.M.: The development of essentials of material processing by severe plastic deformation. *Metally.* 5–14 (2004).
 38. Segal, V.M.: Engineering and commercialization of equal channel angular extrusion (ECAE). *Mater. Sci. Eng. A.* 386, 269–276 (2004).

39. Segal, V.M.: Simple shear as a metalworking process for advanced materials technology. In: First International Conference on Processing Materials for Properties. pp. 947–950. Publ by Minerals, Metals & Materials Soc (TMS) (1993).
40. Bridgman, P.W.: Studies in large plastic flow and fracture. McGraw-Hill, New York.
41. Altan, B.S.: Severe Plastic Deformation: Towards Bulk Production of Nanostructured Materials. Nova Science Publishers Inc, New York (2006).
42. Huang, Y., Langdon, T.G.: Advances in ultrafine-grained materials. Mater. Today. 16, 85–93 (2013).
43. Lowe, T., Valiev, R.Z.: Investigations and Applications of Severe Plastic Deformation. Springer Netherlands (2000).
44. Limited, W.P.: Microstructure evolution in metal forming processes. (2012).
45. Honeycombe, R.W.K.: The plastic deformation of metals. Edward Arnold, London (1968).
46. Rybin, V.: Физическая модель явления потери механической устойчивости и образования шейки. Физика металлов и металловедение. 44, 623–632 (1977).
47. Rybin, V.: No Title. , Moscow (1986).
48. V. I. Vladimirov, Kusov, A.A.: Local instability of plastic strain under load. Fiz. Met. Met. 43, 1127–1131 (1977).
49. Mughrabi, H., Stroehle, D., Wilkens, M.: IRRADIATION HARDENING AND LOCALIZED DEFORMATION OF NEUTRON-IRRADIATED α -IRON SINGLE CRYSTALS., <http://www.scopus.com/inward/record.url?eid=2-s2.0-0019561848&partnerID=tZOtx3y1>, (1981).
50. Indenbom, V.L., Orlov, A.N.: Deformation modes in plasticity and fracture. Cryst. Res. Technol. 19, 733–746 (1984).
51. Kocks, U.F.: No Title. J Eng Mater Technol – Trans ASME. 98, 76 (1976).
52. Kocks, U.F., Mecking, H.: Physics and phenomenology of strain hardening: the FCC case. Prog. Mater. Sci. 48, 171–273 (2003).
53. Pavlov, V.: Amorphisation during intense rolling. Phys. Met. Met. 67, 924 (1989).
54. Langford, G., Cohen, M.: Microstructure of Armco-Iron Subjected to Severe Plastic Drawing. Trans. ASM. 82, 623 (1969).

-
55. Rybin, V.: Large plastic deformations and destruction of metals. In: *Metallurgia*, Moscow (1986).
 56. Gil Sevillano, J., van Houtte, P., Aernoudt, E.: Large strain work hardening and textures. *Prog. Mater. Sci.* 25, 69–134 (1980).
 57. Wang, J.T.: Historic retrospection and present status of severe plastic deformation in China. In: *Materials Science Forum*. pp. 363–370 (2006).
 58. Sherby, O.D., Wadsworth, J.: Ancient blacksmiths, the Iron Age, Damascus steels, and modern metallurgy. *J. Mater. Process. Technol.* 117, 347–353 (2001).
 59. Srinivasan, S., Srinivasa, R.: *India's legendary wootz steel: An advanced material of the ancient world*. Universities Press (2013).
 60. Estrin, Y., Vinogradov, a.: Extreme grain refinement by severe plastic deformation: A wealth of challenging science. *Acta Mater.* 61, 782–817 (2013).
 61. Richmond, O., Devenpeck, M.L.: "A Die Profile for Maximum Efficiency in Strip Drawing. In: *Proceedings of the 4th U.S. National Congress of Applied Mechanics*. pp. 1053–1057.
 62. Smirnov, B.I.: *Dislocation Structure and Hardening of Crystals*. Nauka, Leningrad (1981).
 63. KuznetsovRI, BykovVI, Chernyshev VP, PilyuginVP, Yefremov NA, Pashegev AV.: No Title. In: *Plastic deformation of solid bodies under pressure. 1. Equipment and methods*, Inst. Phys. Math., Urals Sci. Cent., Sverdlovsk (1985).
 64. Zhorin V.A., Shashkin D.P., Yenikoponyan N.S.: Principles of high pressure torsion. *Dokl. Akad. Nauk. SSSR.* 144, 278 (1984).
 65. Pippan, R., Scheriau, S., Taylor, a., Hafok, M., Hohenwarter, a., Bachmaier, a.: Saturation of Fragmentation During Severe Plastic Deformation. *Annu. Rev. Mater. Res.* 40, 319–343 (2010).
 66. Révész, A., Schafner, E., Kovács, Z.: Structural anisotropy in a Zr₅₇Ti₅Cu₂₀Al₁₀Ni₈ bulk metallic glass deformed by high pressure torsion at room temperature. *Appl. Phys. Lett.* 92, 011910 (2008).
 67. Meyer, L.W., Hockauf, M., Hohenwarter, A., Schneider, S.: Ultimate strength of a tungsten heavy alloy after severe plastic deformation at quasi-static and dynamic loading. In: *Materials Science Forum*. pp. 405–410 (2008).

-
68. Bonarski, B.J., Schafler, E., Mingler, B., Skrotzki, W., Mikulowski, B., Zehetbauer, M.J.: Texture evolution of Mg during high-pressure torsion. *J. Mater. Sci.* 43, 7513–7518 (2008).
 69. Harai, Y., Kai, M., Kaneko, K., Horita, Z., Langdon, T.G.: Microstructural and Mechanical Characteristics of AZ61 Magnesium Alloy Processed by High-Pressure Torsion. *Mater. Trans.* 49, 76–83 (2008).
 70. Wetscher, F., Vorhauer, A., Stock, R., Pippan, R.: Structural refinement of low alloyed steels during severe plastic deformation. *Mater. Sci. Eng. A.* 387-389, 809–816 (2004).
 71. Wetscher, F., Pippan, R., Sturm, S., Kauffmann, F., Scheu, C., Dehm, G.: TEM investigations of the structural evolution in a pearlitic steel deformed by high-pressure torsion. *Metall. Mater. Trans. A Phys. Metall. Mater. Sci.* 37, 1963–1968 (2006).
 72. Concustell, A., Sort, J., Suriñach, S., Gebert, A., Eckert, J., Zhilyaev, A.P., Baró, M.D.: Severe plastic deformation of a Ti-based nanocomposite alloy studied by nanoindentation. *Intermetallics.* 15, 1038–1045 (2007).
 73. Rentenberger, C., Waitz, T., Karnthaler, H.P.: Formation and structures of bulk nanocrystalline intermetallic alloys studied by transmission electron microscopy. *Mater. Sci. Eng. A.* 462, 283–288 (2007).
 74. Ivanisenko, Y., Lojkowski, W., Valiev, R.Z., Fecht, H.-J.: The mechanism of formation of nanostructure and dissolution of cementite in a pearlitic steel during high pressure torsion. *Acta Mater.* 51, 5555–5570 (2003).
 75. Rentenberger, C., Waitz, T., Karnthaler, H.: HRTEM analysis of nanostructured alloys processed by severe plastic deformation. *Scr. Mater.* 51, 789–794 (2004).
 76. Ivanisenko, Y., MacLaren, I., Sauvage, X., Valiev, R.Z., Fecht, H.J.: High Pressure Technology of Nanomaterials. Trans Tech Publications Ltd., Stafa (2006).
 77. Wadsack, R., Pippan, R., Schedler, B.: The effect of pre-deformation on the ductility of chromium. *J. Nucl. Mater.* 307-311, 701–704 (2002).
 78. Faleschini, M., Kreuzer, H., Kiener, D., Pippan, R.: Fracture toughness investigations of tungsten alloys and SPD tungsten alloys. *J. Nucl. Mater.* 367-370, 800–805 (2007).
 79. SABIROV, I., PIPPAN, R.: Formation of a W?25%Cu nanocomposite during high pressure torsion. *Scr. Mater.* 52, 1293–1298 (2005).
 80. Vorhauer, A., Pippan, R.: On the Onset of a Steady State in Body-Centered Cubic Iron during Severe Plastic Deformation at Low Homologous Temperatures. *Metall. Mater. Trans. A.* 39, 417–429 (2007).

-
81. Wetscher, F., Vorhauer, A., Pippan, R.: Strain hardening during high pressure torsion deformation. *Mater. Sci. Eng. A.* 410-411, 213–216 (2005).
 82. Wetscher, F., Pippan, R.: Cyclic high-pressure torsion of nickel and Armco iron. *Philos. Mag.* 86, 5867–5883 (2006).
 83. Wetscher, F., Pippan, R.: Hardening and Softening Behavior by Cyclic High-Pressure Torsion. *Metall. Mater. Trans. A.* 40, 3258–3263 (2009).
 84. Xu, C., Horita, Z., Langdon, T.: The evolution of homogeneity in processing by high-pressure torsion. *Acta Mater.* 55, 203–212 (2007).
 85. Arzaghi, M., Fundenberger, J.J., Toth, L.S., Arruffat, R., Faure, L., Beausir, B., Sauvage, X.: Microstructure, texture and mechanical properties of aluminum processed by high-pressure tube twisting. *Acta Mater.* 60, 4393–4408 (2012).
 86. Dobatkin, S. V., Shagalina, S. V., Sleptsov, O.I., Krasil'nikov, N. a.: Effect of the initial state of a low-carbon steel on nanostructure formation during high-pressure torsion at high strains and pressures. *Russ. Metall.* 2006, 445–452 (2006).
 87. Ligda, J.P., Schuster, B.E., Wei, Q.: Transition in the deformation mode of nanocrystalline tantalum processed by high-pressure torsion. *Scr. Mater.* 67, 253–256 (2012).
 88. Lee, D.J., Yoon, E.Y., Lee, S.H., Kang, S.Y., Kim, H.S.: FINITE ELEMENT ANALYSIS FOR COMPRESSION BEHAVIOR OF HIGH PRESSURE TORSION PROCESSING. 25–30 (2012).
 89. Sakai, G., Horita, Z., Langdon, T.G.: Grain refinement and superplasticity in an aluminum alloy processed by high-pressure torsion. *Mater. Sci. Eng. A.* 393, 344–351 (2005).
 90. Figueiredo, R.B., Cetlin, P.R., Langdon, T.G.: Using finite element modeling to examine the flow processes in quasi-constrained high-pressure torsion. *Mater. Sci. Eng. A.* 528, 8198–8204 (2011).
 91. Zakharova, G.G., Astafurova, E.G.: The influence of severe plastic deformation by high pressure torsion on structure and mechanical properties of Hadfield steel single crystals. *J. Phys. Conf. Ser.* 240, 012139 (2010).
 92. Kratochvil, J., Kruzik, M., Sedlacek, R.: A model of ultrafine microstructure evolution in materials deformed by high-pressure torsion. *Acta Mater.* 57, 739–748 (2009).
 93. Vorhauer, A., Pippan, R.: On the homogeneity of deformation by high pressure torsion. *Scr. Mater.* 51, 921–925 (2004).

-
94. Pereira, P.H.R., Figueiredo, R.B., Cetlin, P.R., Langdon, T.G.: An examination of the elastic distortions of anvils in high-pressure torsion. *Mater. Sci. Eng. A.* 631, 201–208 (2015).
 95. Kawasaki, M., Ahn, B., Langdon, T.G.: Microstructural evolution in a two-phase alloy processed by high-pressure torsion. *Acta Mater.* 58, 919–930 (2010).
 96. Astafurova, E.G., Dobatkin, S. V., Naydenkin, E. V., Shagalina, S. V., Zakharova, G.G., Ivanov, Y.F.: Structural and phase transformations in nanostructured 0.1% C-Mn-V-Ti steel during cold deformation by high pressure torsion and subsequent heating. *Nanotechnologies Russ.* 4, 109–120 (2009).
 97. Blum, W., Li, Y.J., Zhang, Y., Wang, J.T.: Deformation resistance in the transition from coarse-grained to ultrafine-grained Cu by severe plastic deformation up to 24 passes of ECAP. *Mater. Sci. Eng. A.* 528, 8621–8627 (2011).
 98. Wei, W., Zhang, W., Wei, K.X., Zhong, Y., Cheng, G., Hu, J.: Finite element analysis of deformation behavior in continuous ECAP process. *Mater. Sci. Eng. A.* 516, 111–118 (2009).
 99. Thi, T., Ly, T.: Equal channel angular pressing (ecap) process of copper electrodes for resistance spot brazing application. (2007).
 100. Mckenzie, P.W.J., Lapovok, R.: ECAP with back pressure for optimum strength and ductility in aluminium alloy 6016. Part 1: Microstructure. *Acta Mater.* 58, 3198–3211 (2010).
 101. Beyerlein, I.J., Tóth, L.S.: Texture evolution in equal-channel angular extrusion. *Prog. Mater. Sci.* 54, 427–510 (2009).
 102. Kamikawa, N., Furuhashi, T.: Accumulative channel-die compression bonding (ACCB): A new severe plastic deformation process to produce bulk nanostructured metals. *J. Mater. Process. Technol.* 213, 1412–1418 (2013).
 103. Meyers, M. a., Mishra, a., Benson, D.J.: Mechanical properties of nanocrystalline materials. *Prog. Mater. Sci.* 51, 427–556 (2006).
 104. Shin, D.H., Kim, I., Kim, J., Park, K.-T.: Grain refinement mechanism during equal-channel angular pressing of a low-carbon steel. *Acta Mater.* 49, 1285–1292 (2001).
 105. Cabibbo, M., Mehtedi, M. El, Barone, L., Prados, E.F., Ferrante, M.: MECHANICAL PROPERTIES AT HIGH TEMPERATURE OF AN AA3004 AFTER ECAP AND COLD / HOT ROLLING. (2010).

106. Stolyarov, V. V, Zhu, Y.T., Lowe, T.C., Valiev, R.Z.: Microstructure and properties of pure Ti processed by ECAP and cold extrusion. *Mater. Sci. Eng. A.* 303, 82–89 (2001).
107. Schafler, E., Nyilas, K., Bernstorff, S., Zeipper, L., Zehetbauer, M., Ungàr, T.: Microstructure of post-deformed ECAP- Ti investigated by Multiple X-Ray Line Profile Analysis. *Mater. Sci. Eng. A.* 23, 129–134 (2006).
108. Xu, C., Furukawa, M., Horita, Z., Langdon, T.G.: The evolution of homogeneity and grain refinement during equal-channel angular pressing: A model for grain refinement in ECAP. *Mater. Sci. Eng. A.* 398, 66–76 (2005).
109. El-Danaf, E. a.: Mechanical properties and microstructure evolution of 1050 aluminum severely deformed by ECAP to 16 passes. *Mater. Sci. Eng. A.* 487, 189–200 (2008).
110. Stolyarov, V., Lapovok, R., Brodova, I., Thomson, P.: Ultrafine-grained Al–5 wt.% Fe alloy processed by ECAP with backpressure. *Mater. Sci. Eng. A.* 357, 159–167 (2003).
111. Ponce-peña, P., López-chipres, E., García-sánchez, E., Escobedo-bretado, M.A., Ochoa-salazar, B.X., González-lozano, M.A.: Optimized Design of an ECAP Die Using the Finite Element Method for Obtaining Nanostructured Materials. 2015, (2015).
112. Ramu, G., Bauri, R.: Effect of equal channel angular pressing (ECAP) on microstructure and properties of Al–SiCp composites. *Mater. Des.* 30, 3554–3559 (2009).
113. Vidal, V., Zhang, Z.R., Verlinden, B.: Precipitation hardening and grain refinement in an Al–4.2wt%Mg–1.2wt%Cu processed by ECAP. *J. Mater. Sci.* 43, 7418–7425 (2008).
114. Raab, G.I.: Plastic flow at equal channel angular processing in parallel channels. *Mater. Sci. Eng. A.* 410-411, 230–233 (2005).
115. Cherukuri, B., Nedkova, T.S., Srinivasan, R.: A comparison of the properties of SPD-processed AA-6061 by equal-channel angular pressing, multi-axial compressions/forgings and accumulative roll bonding. *Mater. Sci. Eng. A.* 410-411, 394–397 (2005).
116. Muñoz-Morris, M., Garcia Oca, C., Morris, D.: Mechanical behaviour of dilute Al–Mg alloy processed by equal channel angular pressing. *Scr. Mater.* 48, 213–218 (2003).
117. Wang, X.X., Xue, K.M., Li, P., Wu, Z.L., Li, Q.: Equal Channel Angular Pressing and Torsion of Pure Al Powder in Tubes. *Adv. Mater. Res.* 97-101, 1109–1115 (2010).

-
118. Ko, Y.G., Jung, W.S., Shin, D.H., Lee, C.S.: Effects of temperature and initial microstructure on the equal channel angular pressing of Ti – 6Al – 4V alloy. *Mater. Sci. Eng. A.* 48, 197–202 (2003).
 119. Dupuy, L., Rauch, E.F.: Deformation paths related to equal channel angular extrusion. *Mater. Sci. Eng. A.* 337, 241–247 (2002).
 120. Furukawa, M., Iwahashi, Y., Horita, Z., Nemoto, M., Langdon, T.G.: The shearing characteristics associated with equal-channel angular pressing. *Mater. Sci. Eng. A.* 257, 328–332 (1998).
 121. Inoue, T., Horita, Z., Somekawa, H., Yin, F.: Distributions of Hardness and Strain during Compression in Pure Aluminum Processed with Equal-Channel Angular Pressing and Subsequent Annealing. *Mater. Trans.* 50, 27–33 (2009).
 122. Shin, D.H., Seo, C.W., Kim, J., Park, K.-T., Choo, W.Y.: Microstructures and mechanical properties of equal-channel angular pressed low carbon steel. *Scr. Mater.* 42, 695–699 (2000).
 123. Segal, V.M., Chomova, N.G., E., K.V.I., Panin, P.Y.: *Metals Science and Heat Treatment (engleski prevod)*. 10, 706.
 124. Mani, B., Jahedi, M., Paydar, M.H.: Consolidation of commercial pure aluminum powder by torsional-equal channel angular pressing (T-ECAP) at room temperature. *Powder Technol.* 219, 1–8 (2012).
 125. Nakashima, K., Horita, Z., Nemoto, M., Langdon, T.G.: Development of a multi-pass facility for equal-channel angular pressing to high total strains. *Mater. Sci. Eng. A.* 281, 82–87 (2000).
 126. Huang, J.Y., Zhu, Y.T., Jiang, H., Lowe, T.C.: Microstructures and dislocation configurations in nanostructured Cu processed by repetitive corrugation and straightening. *Acta Mater.* 49, 1497–1505 (2001).
 127. Azushima, a., Kopp, R., Korhonen, a., Yang, D.Y., Micari, F., Lahoti, G.D., Groche, P., Yanagimoto, J., Tsuji, N., Rosochowski, a., Yanagida, a.: Severe plastic deformation (SPD) processes for metals. *CIRP Ann. - Manuf. Technol.* 57, 716–735 (2008).
 128. Jiang, H., Zhu, Y.T., Butt, D.P., Alexandrov, I. V, Lowe, T.C.: Microstructural evolution, microhardness and thermal stability of HPT-processed Cu. *Mater. Sci. Eng. A.* 290, 128–138 (2000).
 129. Inoue, T., Yin, F., Kimura, Y.: Strain distribution and microstructural evolution in multi-pass warm caliber rolling. *Mater. Sci. Eng. A.* 466, 114–122 (2007).

130. Mukai, T., Somekawa, H., Inoue, T., Singh, A.: Strengthening Mg – Al – Zn alloy by repetitive oblique shear strain with caliber roll. *Scr. Mater.* 62, 113–116 (2010).
131. Inoue, T.: Optimum Pass Design of Bar Rolling for Producing Bulk Ultrafine-Grained Steel by Numerical Simulation. *Mater. Sci. Forum.* 654-656, 1561–1564 (2010).
132. Inoue, T., Kimura, Y., Ochiai, S.: Shape effect of ultrafine-grained structure on static fracture toughness in low-alloy steel. *Sci. Technol. Adv. Mater.* 13, 035005 (2012).
133. Xing, J., Soda, H., Yang, X., Miura, H., Sakai, T.: Ultra-Fine Grain Development in an AZ31 Magnesium Alloy during Multi-Directional Forging under Decreasing Temperature Conditions * 1. 46, 527–531 (2005).
134. Xing, J., Yang, X., Miura, H., Sakai, T.: Superplasticity of Fine-Grained Magnesium Alloy AZ31 Processed by Multi-Directional Forging. *Mater. Trans.* 48, 1406–1411 (2007).
135. Farahat, A.I.Z., El-Morsy, A.-W., El-Bitar, T. a.: Severe Plastic Deformation of Large-Scale Nb-Microalloyed Steel Billet by Multi-Directional Forging Process. *Steel Res. Int.* 85, 844–850 (2014).
136. Yang, X., Sun, Z., Xing, J., Miura, H., Sakai, T.: Grain size and texture changes of magnesium alloy AZ31 during multi-directional forging. *Trans. Nonferrous Met. Soc. China.* 18, s200–s204 (2008).
137. Richert, M., Petryk, H., Stupkiewicz, S.: Grain refinement in AlMgSi alloy during cyclic extrusion – compression : experiment and modelling. 1–11.
138. Richert, M., Stu, H.P., Stüwe, H.P., Zehetbauer, M.J., Richert, J., Pippan, R., Motz, C., Schafler, E.: Work hardening and microstructure of AlMg5 after severe plastic deformation by cyclic extrusion and compression. *Mater. Sci. Eng. A.* 355, 180–185 (2003).
139. Pardis, N., Talebanpour, B., Ebrahimi, R., Zomorodian, S.: Cyclic expansion-extrusion (CEE): A modified counterpart of cyclic extrusion-compression (CEC). *Mater. Sci. Eng. A.* 528, 7537–7540 (2011).
140. CHEN, Y., WANG, Q., LIN, J., LIU, M., HJELEN, J., ROVEN, H.J.: Grain refinement of magnesium alloys processed by severe plastic deformation. *Trans. Nonferrous Met. Soc. China.* 24, 3747–3754 (2014).
141. Richert, J., Richert, M.: A New Method for Unlimited Deformation of Metals and Alloys. *Aluminum.* 62, 604–607 (1986).

142. Latypov, M.I., Alexandrov, I.V., Beygelzimer, Y.E., Lee, S., Kim, H.S.: Finite element analysis of plastic deformation in twist extrusion. *Comput. Mater. Sci.* 60, 194–200 (2012).
143. Gubicza, J., Dobatkin, S.V., Khosravi, E., Kuznetsov, a. a., Lábár, J.L.: Microstructural stability of Cu processed by different routes of severe plastic deformation. *Mater. Sci. Eng. A.* 528, 1828–1832 (2011).
144. Eivani, A.: Towards bulk nanostructured materials in pure shear. *Mater. Lett.* 139, 15–18 (2015).
145. SCOPUS, <http://www.scopus.com/>.
146. Tsuji, N., Toyoda, T., Minamino, Y., Koizumi, Y., Yamane, T., Komatsu, M., Kiritani, M.: Microstructural change of ultrafine-grained aluminum during high-speed plastic deformation. *Mater. Sci. Eng. A.* 350, 108–116 (2003).
147. Islamgaliev, R.K., Chmelik, F., Kuzel, R.: Thermal stability of submicron grained copper and nickel. *Mater. Sci. Eng. A.* 237, 43–51 (1997).
148. Zharebtsov, S., Salishchev, G., Galejev, R., Maekawa, K.: Mechanical Properties of Ti–6Al–4V Titanium Alloy with Submicrocrystalline Structure Produced by Severe Plastic Deformation. *Mater. Trans.* 46, 2020–2025 (2005).
149. Zhilyaev, A.P., Kim, B.-K., Szpunar, J.A., Baró, M.D., Langdon, T.G.: The microstructural characteristics of ultrafine-grained nickel. *Mater. Sci. Eng. A.* 391, 377–389 (2005).
150. Han, B.Q., Lavernia, E.J., Mohamed, F.A.: Mechanical Properties of Iron Processed by Severe Plastic Deformation. 34, 71–83 (2003).
151. Wadsack, R., Pippin, R., Schedler, B.: Structural refinement of chromium by severe plastic deformation. *Fusion Eng. Des.* 66-68, 265–269 (2003).
152. Shin, D.H., Kim, B.C., Kim, Y.-S., Park, K.-T.: Microstructural evolution in a commercial low carbon steel by equal channel angular pressing. *Acta Mater.* 48, 2247–2255 (2000).
153. Markushev, M.V., Bampton, C.C., Murashkin, M.Y., Hardwick, D.A.: Structure and properties of ultra-fine grained aluminium alloys produced by severe plastic deformation. *Mater. Sci. Eng. A.* 234-236, 927–931 (1997).
154. Belyakov, A., Tsuzaki, K., Miura, H., Sakai, T.: Effect of initial microstructures on grain refinement in a stainless steel by large strain deformation. *Acta Mater.* 51, 847–861 (2003).

155. Kamikawa, N., Tsuji, N., Minamino, Y.: Microstructure and texture through thickness of ultralow carbon IF steel sheet severely deformed by accumulative roll-bonding. *Sci. Technol. Adv. Mater.* 5, 163–172 (2004).
156. Garbacz, H., Lewandowska, M., Pachla, W., Kurzydłowski, K.J.: Structural and mechanical properties of nanocrystalline titanium and 316LVM steel processed by hydrostatic extrusion. *J. Microsc.* 223, 272–274 (2006).
157. Limited, W.P.: *Advanced materials in automotive engineering.* (2012).
158. Okitsu, Y., Takata, N., Tsuji, N.: A new route to fabricate ultrafine-grained structures in carbon steels without severe plastic deformation. *Scr. Mater.* 60, 76–79 (2009).
159. Okitsu, Y., Takata, N., Tsuji, N.: Mechanical properties of ultrafine grained ferritic steel sheets fabricated by rolling and annealing of duplex microstructure. *J. Mater. Sci.* 43, 7391–7396 (2008).
160. Okitsu, Y., Naito, T., And, N.T., Sugiura, T.: Mechanical Properties and Crash Worthiness of Ultrafine Grained Multi-Phase Steel Sheets for Automotive Body Applications. *SAE Int. J. Mater. Manuf.* vol. 3, 237–245 (2010).
161. Reshetnikova, N.A., Salakhova, M.R., Safargalina, Z.A., Scherbakov, A. V.: R&D of nanoSPD materials in Ufa via international cooperation. In: *Materials Science Forum.* pp. 9–15 (2008).
162. Safiullin, A.R., Safiullin, R. V, Kruglov, A.A.: APPLICATION OF NANOSTRUCTURAL Ti ALLOY FOR PRODUCING A FACE FOR A GOLF CLUB. 25, 281–285 (2010).
163. Ferrase S , Alford F , Grabmeier S , Düvel A , Zedlitz R, et al .: Technology White Paper, <http://www.honeywell.com/sites/docs/doc128e30a-f9d1a68f6a-e0df9bfada>, (2003).
164. Salimgareeva G H, S.I.P., V, L. V, Z, V.R.: Nanostructuring of Ti in long-sized Ti rods by severe plastic deformation. In: Banabic, D. (ed.) *Proceedings of the 8th International ESAFORM Conference on Material Forming.* Publishing House of the Romanian Academy, Bucharest, Cluj-Napoca, Romania (2005).
165. Yanagida, a., Joko, K., Azushima, a.: Formability of steels subjected to cold ECAE process. *J. Mater. Process. Technol.* 201, 390–394 (2008).
166. V.S. Zhernakov, Yakupo, R.G.V.: *Calculation of Bolt and Rivet Type Connections at High Temperatures and Dynamic Loads.* MAI Publisher, Moscow (1997).

-
167. Barnes, a. J.: Superplastic Forming 40 Years and Still Growing. *J. Mater. Eng. Perform.* 16, 440–454 (2007).
 168. Comley, P.N.: Manufacturing advantages of superplastically formed fine-grain Ti-6Al-4V alloy. *J. Mater. Eng. Perform.* 13, 660–664 (2004).
 169. Valiakhmetov, O.R., Galejev, R.M., Ivan'ko, V.A., Imayev, R.M., Inozemtsev, A.A., Koksharov, N.L., Kruglov, A.A., Lutfullin, R.Y., Mulyukov, R.R., Nazarov, A.A., Safiullin, R. V., Kharin, S.A.: The use of nanostructured materials and nanotechnologies for the elaboration of hollow structures. *Nanotechnologies Russ.* 5, 108–122 (2010).
 170. Popov, K.B., Dimov, S.S., Pham, D.T., Minev, R.M., Rosochowski, A., Olejnik, L.: Micromilling: material microstructure effects. *Proc. Inst. Mech. Eng. Part B J. Eng. Manuf.* 220, 1807–1813 (2006).
 171. Osmer, J., Riemer, O., Brinksmeier, E., Rosochowski, A., Olejnik, L., Richert, M.: Diamond turning of ultrafine grained aluminium alloys. In: *Proceedings of the 7th International Conference European Society for Precision Engineering and Nanotechnology, EUSPEN 2007*. pp. 316–319. euspen (2007).
 172. W, P., A, R.: The influence of grain size on surface quality of microformed components. In: N, J. and A, R. (eds.) *Proceedings of the 9th International Conference on Material Forming: ESAFORM 2006*. pp. 587–590. Publishing House Akapit, Glasgow, UK (2006).
 173. Rosochowski, A., Presz, W., Olejnik, L., Richert, M.: Micro-extrusion of ultra-fine grained aluminium. *Int. J. Adv. Manuf. Technol.* 33, 137–146 (2007).
 174. Geißdörfer, S., Rosochowski, A., Olejnik, L., Engel, U., Richert, M.: Micro-extrusion of ultrafine grained copper. *Int. J. Mater. Form.* 1, 455–458 (2008).
 175. Zehetbauer, M.J., Zhu, Y.T.: *Bulk Nanostructured Materials*. Wiley-VCH, Weinheim (2009).
 176. Zhu, Y.T., Langdon, T.G., Mishra, R.S., Lee, S.S., Saran, M., Lowe, T.C.: *Ultrafine Grained Materials II*. TMS (2002).
 177. Zhu, Y.T., Langdon, T.G., Valiev, R.Z., Semiatin, S.L., Shin, D.H., Lowe, T.C.: *Ultrafine Grained Materials III*. TMS (2010).
 178. Zhu, Y.T., Langdon, T.G., Horita, Z., Zehetbauer, M.J., Semiatin, S.L., Lowe, T.C.: *Ultrafine Grained Materials IV*. TMS (2010).
 179. Rasband, W.: ImageJ, <http://imagej.nih.gov/ij/>.

180. GmbH, S.E.: Simufact.Forming, http://www.simufact.de/en/solutions/sol_form.html.
181. Stefanović, M.: Prilog istraživanju uticaja kontaktnog trenja pri dubokom izvlačenju tankih limova. Mašinski fakultet u Kragujevcu, Kragujevac (1985).
182. Stefanović, M.: Tribologija dubokog izvlačenja. Jugoslovensko društvo za tribologiju, Kragujevac (1994).
183. Sadu, U. u N.: Univerzitetski centar za elektronsku mikroskopiju - Novi Sad, http://www.dbe.uns.ac.rs/o_departmanu/laboratorije/univerzitetski_centar_za_elektronsku_mikroskopiju_-_novi_sad.
184. Edington, J.W.: Electron Diffraction in the Electron Microscope. (1975).
185. Skobir, D.A., Vodopivec, F., Jenko, M., Kosec, L., Dra, G.: ANALIZA PRECIPITATOV V JEKLU X20CrMoV121 Z METODO HR AES AN ANALYSIS OF PRECIPITATES IN X20CrMoV121 STEEL. 36, 355–360 (2002).
186. FEI: Quanta 3D FEG, <http://www.lab.umcs.lublin.pl/Quanta.pdf>.
187. MA-tek, <http://www.ma-tek.com/>.
188. Valiev, R.Z., Alexandrov, I. V: Paradox of strength and ductility in metals processed by severe plastic deformation. 5–8 (2002).
189. Vilotic, D., Alexandrov, S., Plancak, M.: Material formability at upsetting by V-shape dies. Steel Res Int Spec. Ed. (2011).
190. Vilotic, D., Alexandrov, S., Plancak, M., Vilotic, M., Ivanisevic, A., Kacmarcik, I.: Material Formability at Upsetting by Cylindrical and Flat Dies. 1–4.
191. Pugh, H., Li, D.: The Mechanical Behaviour of material under Pressure. Applied Science Publisher Ltd, London (1974).
192. Plancak, M., Vilotic, D.: Tehnologija plastičnog deformisanja. Univerzitet u Novom Sadu, Fakultet tehničkih nauka, Novi Sad (2007).
193. Rogers, H.C.: Ductility. Presented at the (1968).
194. Edelson, B.I., Baldwin, W.M.: The effect of second phases on the mechanical properties of alloys. Trans. ASM. 230–250 (1962).
195. Sidjanin, L.: Morfologija in mehanizmi loma malougljeničnega pomirjenega jekla. Fakultet za prirodne nauke i tehnologije, Univerzitet u Ljubljani, Ljubljana (1983).

-
196. Foley, D.C., Al-Maharbi, M., Hartwig, K.T., Karaman, I., Kecskes, L.J., Mathaudhu, S.N.: Grain refinement vs. crystallographic texture: Mechanical anisotropy in a magnesium alloy. *Scr. Mater.* 64, 193–196 (2011).
 197. Shi, F., Wang, L., Lu, S., Huang, Z.: Numerical and Experimental Investigation of Strain Inhomogeneity during Cyclic Channel Die Compression. 682, 159–165 (2011).
 198. (PI), R.S., Chaudhury, P.K., Cherukuri, B., Han, Q., Swenson, D., Gros, P.: Final Technical Report - Continuous Severe Plastic Deformation Processing of Aluminum Alloys. (2006).
 199. Rodak, K., Pawlicki, J., Tkocz, M.: Mechanical and microstructural aspects of severe plastic deformation of austenitic steel. *IOP Conf. Ser. Mater. Sci. Eng.* 35, 012008 (2012).
 200. Fukuda, Y., Oh-ishi, K., Horita, Z., Langdon, T.: Processing of a low-carbon steel by equal-channel angular pressing. *Acta Mater.* 50, 1359–1368 (2002).
 201. Korznikov, A.V., Ivanisenko, Y.V., Laptionok, D.V., Safarov, I.M., Pilyugin, V.P., Valiev, R.Z.: Influence of severe plastic deformation on structure and phase composition of carbon steel. *Nanostructured Mater.* 4, 159–167 (1994).
 202. Horita, Z., Fujinami, T., Nemoto, M., Langdon, T.G.: Equal-channel angular pressing of commercial aluminum alloys: Grain refinement, thermal stability and tensile properties. *Metall. Mater. Trans. A Phys. Metall. Mater. Sci.* 31, 691–701 (2000).
 203. Shaarbaf, M., Toroghinejad, M.R.: Nano-grained copper strip produced by accumulative roll bonding process. *Mater. Sci. Eng. A.* 473, 28–33 (2008).
 204. Park, K., Kwon, H., Kim, W., Kim, Y.: Microstructural characteristics and thermal stability of ultrafine grained 6061 Al alloy fabricated by accumulative roll bonding process. 316, 145–152 (2001).
 205. Krasilnikov, N., Lojkowski, W., Pakiela, Z., Valiev, R.: Tensile strength and ductility of ultra-fine-grained nickel processed by severe plastic deformation. *Mater. Sci. Eng. A.* 397, 330–337 (2005).
 206. Purcek, G., Saray, O., Karaman, I., Kucukomeroglu, T.: Effect of severe plastic deformation on tensile properties and impact toughness of two-phase Zn-40Al alloy. *Mater. Sci. Eng. A.* 490, 403–410 (2008).
 207. Tham, Y.W., Fu, M.W., Hng, H.H., Yong, M.S., Lim, K.B.: Bulk nanostructured processing of aluminum alloy. *J. Mater. Process. Technol.* 192-193, 575–581 (2007).

-
208. Lapovok, R.: The role of back-pressure in equal channel angular extrusion. *J. Mater. Sci.* 0, 341–346 (2005).
209. Bridgman, P.W.: Effects of High Shearing Stress Combined with High Hydrostatic Pressure. *Phys. Rev.* 48, 825–847 (1935).