UNIVERZITET U BEOGRADU

TEHNOLOŠKO-METALURŠKI FAKULTET

Gvozden B. Jovanović

MIKROMEHANIČKO MODELOVANJE KRTOG TRANSKRISTALNOG LOMA U SREDNJEUGLJENIČNIM MIKROLEGIRANIM ČELICIMA

Doktorska Disertacija

Beograd, 2023.

UNIVERSITY OF BELGRADE

FACULTY OF TECHNOLOGY AND METALLURGY

Gvozden B. Jovanović

MICROMECHANICAL MODELING OF BRITTLE TRANSCRYSTALLINE FRACTURE IN MEDIUM-CARBON MICROALLOYED STEELS

Doctoral Dissertation

Belgrade, 2023

MENTOR:

_____

dr Dragomir Glišić, vanredni profesor

Tehnološko-metalurški fakultet, Univerzitet u Beogradu

ČLANOVI KOMISIJE

_____

dr Nenad Radović, redovni profesor

Tehnološko-metalurški fakultet, Univerzitet u Beogradu

_____

dr Bojan Međo, vanredni profesor

Tehnološko-metalurški fakultet, Univerzitet u Beogradu

_____

dr Stefan Dikić, docent

Tehnološko-metalurški fakultet, Univerzitet u Beogradu

_____

dr Branislav Marković, naučni savetnik

Institut za tehnologiju nuklearnih i drugih mineralnih sirovina, Beograd

_____

dr Radica Prokić-Cvetković, redovni profesor

Mašinski fakultet, Univerzitet u Beogradu

DATUM ODBRANE DOKTORSKE DISERTACIJE: _____

ZAHVALNICA

Na početku želim da izjavim zahvalnost svojim roditeljima Branku i Tatjani, bratu Luki i sestri Vanji za neometanu brigu i podršku koju mi pružaju čitav život.

Zahvalan sam svima koji su uzeli učešća i pripomogli izradi ove disertacije:

Mentoru, Dragomiru Glišiću, za sve sugestije, rukovođenje, savete, upute i pedantu pažnju, pomoć za osmišljanje eksperimenata i objavu radova.

Kolegi, Stefanu Dikiću, za saradnju i veštinu pri pripremi uzoraka, strpljivo slušanje i duge razgovore, razumevanje i bratsko deljenje svih muka koje trpe doktorandi.

Direktoru, Miroslavu Sokiću, za slobodu, podršku i stručno vaspitanje koju mi pruža tokom zaposlenja i odgovornost, rad i perspektivu koji mi nudi u okviru Instituta za tehnologiju nuklearnih i drugih mineralnih sirovina.

Kolegi, Nikoli Vukoviću, za savete i obuku za rad na elektronskom mikroskopu pri prikupljanju rezultata analize prelomne površine i mikrostrukture.

Svima koji su i najmanjim delom pripomogli da se teza oformi i svrše doktorske studije, prof. Nenadu Radoviću, prof. Aleksandru Sedmaku, prof. Bojanu Među, kolegi Nikoli Cvetkoviću, metalostrugaru Milovanu Blagojeviću, kao i svom tehničkom i birokratskom osoblju Tehnološko–metalurškog fakulteta i Univerziteta u Beogradu.

Poštovanim doktorima nauka i cenjenim članovima komisije Nenadu Radoviću, Bojanu Među, Stefanu Dikiću, Branislavu Markoviću, i Radici Prokić-Cvetković za temeljno pregledanje i korisne prepravke tokom finalnog formiranja disertacije.

Radnom kolektivu instituta za Tehnologiju nuklearnih i drugih mineralnih sirovina kao i svom prvom kolektivu odeljenja za metalurgiju sektora za materijale i zaštite Vojnotehničkog instituta za svo poverenje, druženja, i radne dane koje su delili sa mnom tokom doktorskih studija.

Državljanima Srbije i Republičkoj upravi koja je putem Ministarstva prosvete nauke i tehnološkog razvoja finansira moja istraživanja i život, uključujući i ovu doktorsku disertaciju.

Svima bližnjima i prijateljima koji me pratiše i ostaviše do sada, za pružene reči, vreme, radost, zabavu, utehu, i slavlja.

Povrh svega na kraju blagodaran sam Bogorodici Mariji i svima Svetima koji se milošću Gospodnjom neumorno trude za spasenje mene grešnog.

Sluga Božiji i poverenik Hristov,
Gvozden Jovanović

MIKROMEHANIČKO MODELOVANJE KRTOG TRANSKRISTALNOG LOMA U SREDNJEUGLJENIČNIM MIKROLEGIRANIM ČELICIMA

SAŽETAK

U radu su ispitivana dva komercijala srednjeugljenična čelika za kovanje mikrolegirana titanom i vanadijumom – TiV-čelik (0,099%V, 0,002%Ti i 0,256%C) i V-čelik (0,123%V,0,011%Ti i 0,309%C).

Cilj rada je da modelovanjem dodatno produbi razumevanje i detaljnije opiše mikromehanizam krtog loma ovih srednjeugljeničnih mikrolegiranih čelika sa dominantnom strukturom acikularnog ferita (AF).

Mikrostrukture oba čelika su dobijene termičkom obradom na 1250 °C u trajanju od 30 minuta u atmosferi argona, i kontinuiranim hlađenjem na mirnom vazduhu i ispitivane su primenom svetlosnog mikroskopa i skenirajućeg elektronskog mikroskopa. Mehanička ispitivanja savijanjem u četiri tačke i jednoosnim zatezanjem vršena su na temperaturi tečnog azota. Modelovanje je rađeno metodom konačnih elemenata softverom ABAQUS, a kvantitativna analiza mikrostrukture i merenje debljine cementita rađeno je softverom MIPAR.

Izmereni udeo cementitnih pločica između iglica AF za V čelik iznosi 3,78% (maksimalne debljine 0,948 μm), dok za TiV-čelik 18,30% (maksimalne debljine 1,109 μm). Prema modelovanim raspodelama napona debljina izmerenih cementitnih pločica u AF nijedan od identifikovanih uključaka nisu utvrđeni kao izvor inicijacije loma.

Prosečna vrednost efektivne površinske energije loma V-čelika iznosi 58,5 Jm^{-2} dok za TiV-čelik iznosi 55,6 Jm^{-2}. Mikromehanizam loma u oba ispitivana čelika može se svesti na dva koraka, u skladu sa Miler-Smitovim mehanizmom:

I- Usled velike deformacije pri vrhu zareza dolazi do inicijacije loma stvaranjem inicijalnih mikroprslina lomom cementitnih lamela unutar perlita.

II- Nastala mikroprslina lako se rasprostire kroz susedne perlitne kolonije i feritna zrna slične kristalografske orijentacije formirajući početnu mikroprsline kritične veličine.

Ključne reči:

Metoda konačnih elemenata, mikromehaničko modelovanje, srednjeugljenični mikrolegirani čelici, čelici za kovanje, acikularni ferit, lom mehanizmom cepanja, krti transkristalni lom, mikromehanizam loma, kritični napon loma

Naučna oblast:

Tehničke nauke

Uža naučna oblast:

Inženjerstvo materijala

MICROMECHANICAL MODELING OF BRITTLE TRANSKRISTAL FRACTURE IN MEDIUM-CARBON MICROALLOYED STEELS

ABSTRACT

Two commercial medium carbon forging steels microalloyed with titanium and vanadium – Ti-V-steel (0.099%V, 0.002%Ti and 0.256%S) and V-steel (0.123%V, 0.011%Ti and 0.309%S) were examined.

The aim of the work is to deepen understanding and describe micromechanism of brittle fracture in the two medium carbon steels with a dominant structure of acicular ferrite (AF).

The microstructure of both steels was obtained by thermal treatment at 1250 °C for 30 minutes in an argon atmosphere, continuous cooling in still air and were examined using light microscopy and scanning electron microscopy. Four-point bending and uniaxial tension tests were performed at liquid nitrogen temperature. Modeling was performed with finite element method using ABAQUS software, and quantitative analysis of microstructure and cementite thickness was done using MIPAR image analysis software.

The measured volume fraction of cement plates in AF for V-steel is 3.78% (maximum thickness 0.948 μm), while for TiV-steel 18.30% (maximum thickness 1.109 μm). According to the modeled stress distributions, the thickness of the measured cementite plates in AF, as well any of the identified inclusions, there were not detected to be the source of fracture initiation.

The average value of the effective fracture surface energy of V-steel is 58.5 Jm^{-2}, while for TiV-steel it is 55.6 Jm^{-2}. The micromechanism of fracture in both tested steels can be reduced to two steps, according to Miller-Smith's mechanism:

I- Due to the large plastic deformation in front of the notch, fracture initiation occurs by creating microcracks by cracking the cementite lamellae inside pearlite.

II- The resulting microcrack propagate easily through adjacent pearlite colonies and ferrite grains of similar crystallographic orientation, forming the initial facet of critical size.

Keywords:

Finite element analysis, micromechanical modeling, Medium carbon microalloyed steels, forging steels, acicular ferrite, cleavage fracture, brittle transcrystalline fracture, fracture micromechanism, critical fracture stress

Scientific field:

Technical sciences

Scientific subfield:

Material Science and Engineering

SADRŽAJ

1 UVOD 1
2 PREDHODNA ISTRAŽIVANJA 3
2.1 Mikrostruktura srednjeugljeničnih mikrolegiranih čelika 3
2.1.1 Transformaciono ponašanje srednjeugljeničnih mikrolegiranih čelika 3
2.1.2 Morfologija mikrokonstituenata u srednjeugljeničnim mikrolegiranim čelicima 6
2.2 Krti transkristalni lom u srednjeugljeničnim čelicima 18
2.2.1 Mikromehanizam krtog transkristalnog loma u srednjeugljeničnim mikrolegiranim čelicima 18
2.2.2 Uticaj mikrostrukture na krti lom u srednjeugljeničnim mikrolegiranim čelicima 22
2.2.3 Modelovanje krtog transkristalnog loma 23
3 EKSPERIMENTALNI DEO 28
3.1 Materijal 28
3.2 Termička obrada 28
3.3 Mikrostrukturna ispitivanja 28
3.4 Ispitivanje savijanjem u četiri tačke 29
3.5 Ispitivanje jednoosnim zatezanjem 30
3.6 Fraktografija 30
3.7 Modelovanje metodom konačnih elemenata 32
3.7.1 Kreiranje sklopa modela ispitivanja savijanjem u četiri tačke (*Parts & Assembly*) 32
3.7.2 Konstruisanje mreže modela (*Meshing*) 33
3.7.3 Granični uslovi modela 34
3.7.4 Podešavanje koraka pomeraja modela savijanja u četiri tačke 35
3.8 Digitalna analiza slike i stereološka analiza mikrostrukture 36
3.9 Određivanje napona loma i efektivne energije površine 37
4 REZULTATI 39
4.1 Mikrostruktura uzoraka V- i TiV-čelika 39
4.1.1 Svetlosna mikroskopija uzoraka V- i TiV-čelika 39
4.1.2 Skenirajuća elektronska mikroskopija uzoraka V- i TiV-čelika 42
4.2 Kvantitativna analiza mikrostrukture 59
4.2.1 Zapreminski udeo mikrostrukturnih komponenti 59
4.2.2 Debljina cementitnih pločica 60
4.3 Fraktografija uzoraka V- i TiV-čelika 64
4.4 Rezultati mehaničkih ispitivanja 75

4.4.1 Krive zatezanja na -196°C 75
4.4.2 Sile i nominalni naponi loma pri savijanju u četiri tačke na -196°C 76
4.5 Modelovanje savijanja u četiri tačke metodom konačnih elemenata 77
4.5.1 Globalni model i podmodel 77
4.5.2 Kritične vrednosti napona i deformacija 84
4.5.3 Vrednosti efektivne površinske energije 87
5 DISKUSIJA 90
5.1 Mikrostuktura kontinuirano hlađenih uzoraka V- i TiV-čelika 90
5.1.1 Analiza mikrostrukture ispitivanih čelika 90
5.1.2 Čestice sekundarnih faza u strukturi ispitivanih čelika 90
5.1.3 Udeo mikrokonstituenata i raspodela debljina cementitnih pločica u AF 91
5.2 Fraktografska analiza uzoraka V- i TiV-čelika 92
5.3 Mehaničko ponašanje V- i TiV-čelika na temperaturi tečnog azota 94
5.4 Određivanje kritičnih parametara loma 95
5.4.1 Uticaj korišćenog modela MKE na raspodelu napona i deformacija 95
5.4.2 Mehanizam inicijacije krtog transkristalnog loma u V- i TiV-čeliku sa F-P-AF strukturom 96
5.4.3 Efektivna površinska energija za krti transkristalni lom 98
6 Zaključak 100
7 Literatura 102

1 UVOD

Pod pojmom mikrolegiranih čelika smatraju se čelici kod kojih se kontrola veličine zrna i ojačavanje postiže dodavanjem legirajućih elemenata poput niobijuma (Nb), vanadijuma (V) i titana (Ti). Ovi elementi ostvaruju željeni efekat formiranjem taloga u obliku karbida, nitrida ili karbonitrida i dodaju se zasebno ili u određenom odnosu tako da njihov udeo ne prelazi 0,15% u zbiru [1]. Upravo taj odnos diktira kakav će efekat talozi imati na mikrostrukturu, kao pogodna mesta za nukleaciju pri razlaganju austenita. Mikrolegirani čelici prema sadržaju ugljenika grubo se mogu podeliti na niskougljenične i srednjeugljenične. Pošto je pažnja istraživača usmerena na približavanje žilavosti ovih čelika visokim vrednostima koje postižu kaljeni i otpušteni čelici, kontrola mikrostrukture mikrolegiranjem je od velike važnosti. Srednjeugljenični mikrolegirani čelici za kovanje razvijani su s namerom da se izbegne potreba za skupim i tehnološki zahtevnim postupkom termičke obrade otkovaka - kaljenjem i otpuštanjem, te da se zahtevana čvrstoća postigne već pri hlađenju sa temperatura tople prerade [2]. Upotreba ovih srednjeugljeničnih mikrolegiranih čelika za kovanje ova prvi put je primenjena u proizvodnji sredinom sedamdestetih godina prošlog veka, međutim njihov razvoj i istraživanje uzelo je ozbiljnog maha desetak godina kasnije [3].

Uticaj vanadijuma se ogleda kroz njegov afinitet prema ugljeniku i azotu s kojima pri hlađenju sa temperatura tople prerade formira taloge vanadijum karbida, nitrida, ili karbo-nitrida u feritu doprinoseći mehanizmu disperznog ojačavanja. Uticaj niobijuma je sličan uticaju vanadijuma, mada njegovi talozi poput niobijum karbonitrida Nb(C,N) doprinose i rafinaciji mikrostrukture otežavajući rast austenitnog zrna. Uticaj titana za razliku od niobijuma i vanadijuma ne doprinosi taložnom ojačavanju, već najveći efekat ima u kontroli veličine i rasta austenitnog zrna, pošto se čestice titan-nitrida, TiN, talože na višim temperaturama [3–5]. Kombinacijom ovih uticaja moguće je postići visok nivo statičke i dinamičke čvrstoće srednjeugljeničnih čelika za kovanje bez kaljenja i otpuštanja, pa su danas našli široku primenu shodno zahtevima proizvođača komponenti najpre u automobilskoj industriji (radilice motora, zupčanici, delovi suspenzija za amortizaciju i dr.). Kontrolu veličine austenitnog zrna stimulacijom taloženja TiN prati i negativna pojava koja se odnosi na izdvajanje krupnih čestica koje mogu predstavljati potencijalna mesta za nukleaciju i inicijaciju loma cepanjem, te su mnoge studije vršene na ovu temu za razne mikrostrukture, feritno-perlitne, beinitne i acikularno feritne [6–14].

Ukoliko se nakon nižih temperatura tople prerade uz termičku obradu i ubrzano hlađenje postigne fina sitnozrna feritno-perlitna struktura ovi čelici postižu najveće žilavosti. Međutim promena čvrstoće i žilavosti ne mora biti postignuta usitnjavanjem feritno-perlitne mikrostrukture, ona može biti ostvarena i mikrolegiranjem. Jedna od prednosti mikrolegiranih čelika jeste sposobnost da se hlađenjem formira beinitna mikrostruktura. Uopšteno ovo se postiže povećanjem prokaljivosti sa adekvatnom izmenom sadržaja mangana, hroma i molibdena. Beinitna mikrostruktura se sastoji od finih snopova feritnih pločica iste kristalografske orijentacije, koja smanjuje žilavost, ali na kojoj se gomilaju dislokacije čija povećana gustina doprinosi znatnom porastu čvrstoće [15,16]. Acikularni ferit se prvobitno dugo smatrao tipom beinita usled sličnosti u morfologiji jer nastaju istim mehanizmom, ali se nukleacija odvija na različitim mestima u strukturi [17].

Naime iako su oba sačinjena od finih pločica ferita, beinit nastaje na granicama austenitnih zrna i raste usmereno, dok acikularni ferit nukleira intergranularno, unutar austenitnih zrna, na česticama taloga, te poseduje nasumičnu orijentaciju isprepletanih pločica ferita. Ovakav tip morfologije je prvi put zapažen u zoni uticaja toplote zavarenih spojeva niskougljeničnih mikrolegiranih čelika [18]. Pokazalo se da ovakva mikrostruktura zbog učestalih promena u kristalografskoj orijentaciji poseduje povećanu žilavost sa zadovoljavajućom čvrstoćom, u odnosu na beinitne i feritno-perlitne strukture [19,20].

Pri određenim režimima termo-mehaničke prerade, zavisno od hemijskog sastava, i kod srednjeugljeničnih mikrolegiranih čelika može se postići mikrostruktura koja se sastoji pretežno od acikularnog ferita i to direktno hlađenjem sa temperature tople prerade [12,21].

Kada se govori o krtom transkristalnom lomu, njegov mikromehanizam se odvija u tri stadijuma: I – nastajanje mikroprsline lomom krtih čestica taloga sekundarnih faza pod uticajem naprezanja; II – prodiranje mikroprsline kroz granicu čestice u okolnu osnovu; III – napredovanje prsline kroz granice zrna u mikrostrukturi osnove [22]. Pretpostavlja se da granice između isprepletanih pločica i iglica acikularnog ferita predstavljaju efikasne prepreke rasprostiranju prsline. Takođe kod mikrolegiranih čelika sa veoma sitnozrnom strukturom, poput acikularnog ferita, pokazalo se da je inicijacija loma cepanjem povezana sa plastičnom deformacijom na vrhu mašinskog zareza [23]. U slučaju mikromehanizma loma kod feritno-perlitnih čelika detaljni modeli su razvijani i mogu se primeniti i na nastajanje mikroprsline u acikularnom feritu (AF) [24–26].

Iako je mikromehanizam krtog loma dobro ispitan kod srednjeugljeničnih mikrolegiranih čelika, malo je rezultata koji se odnose na ove čelike sa strukturom acikularnog ferita koji su dobijani kontinuiranim hlađenjem sa temperature tople prerade. Za određivanje kritičnog napona loma koristi se proračun metodom konačnih elemenata u sprezi sa eksperimentalnim metodama, najčešće ispitivanjem savijanjem epruveta sa mašinskim zarezom u četiri ili u tri tačke [7,27]. Kritični napon za krti lom mehanizmom cepanja praktično ne zavisi od temperature, pa se ova ispitivanja izvode na temperaturi tečnog azota, u uslovima potpuno krtog loma. Iako se radi na tako niskim temperaturama prisustvo plastične deformacije pri vrhu mašinskog zareza može dovesti do inicijacije loma u perlitnim kolonijama nalik lomu kod čisto perlitnih čelika [28].

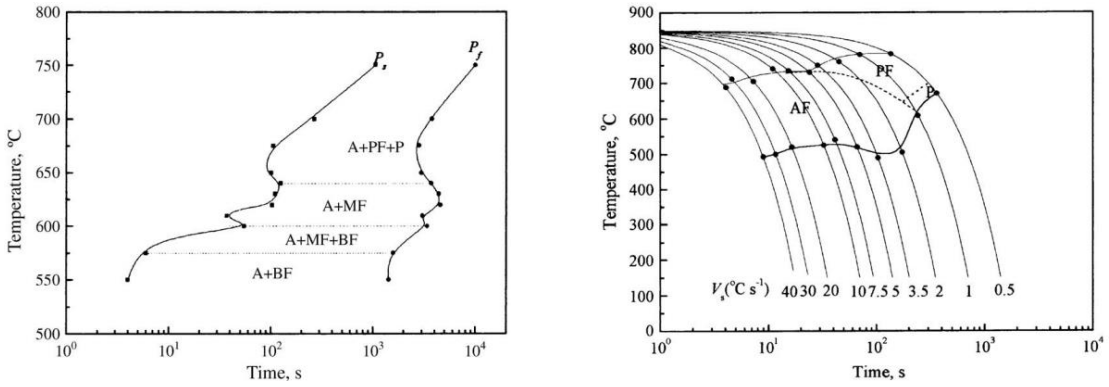
Glavni cilj ove disertacije je da se dodatno produbi razumevanje i detaljnije opiše mehanizam nastajanja i prostiranja prsline unutar kontinuirano hlađenih srednjeugljeničnih mikrolegiranih čelika sa dominantnom strukturom acikularnog ferita. Povezivanjem prisutnih mikrokonstituenata i njihovih udela za ovakav tip strukture sa modelovanjem transkristalnog loma moguće je ustanoviti na koji način isprepletana struktura acikularnog ferita utiče na promenu mehanizma loma u uslovima temperature tečnog azota.

2 PREDHODNA ISTRAŽIVANJA

2.1 Mikrostruktura srednjeugljeničnih mikrolegiranih čelika

2.1.1 Transformaciono ponašanje srednjeugljeničnih mikrolegiranih čelika

Pri termičkoj obradi čelika dobijanje određene mikrostrukture shodno hemijskom sastavu može biti postignuto izotermalnim razlaganjem (IR) ili kontinuiranim hlađenjem (KH). Za praćenje promena pri transformacijama u čeliku koriste se odgovarajući dijagrami – dijagrami izotermalnog razlaganja (IR-dijagrami), odnosno dijagrami kontinuiranog hlađenja (KH-dijagrami). Za oba tipa dijagrama tipično je da se fazne transformacije pri razlaganju austenita predstavljaju dvema zasebnim krivama, jedne za početak i jedne za kraj transformacije. Kontinuirano hlađenje je zastupljenije u industrijskoj praksi zbog jednostavnosti i nižih troškova, dok je izotermalno razlaganje češće u istraživačkoj praksi, zbog veće mogućnosti kontrole mikrostrukture. Primeri oba dijagrama dati su na slici 2.1. Izdvajanje pojedinih mikrokonstituenata razlaganjem austenita (A), poput poligonalnog ferita (PF), perlita (P), acikularnog ferita (AF), masivnog ferita (MF), beinitnog ferita (BF), naznačeno je na dijagramima.



(a) (b)

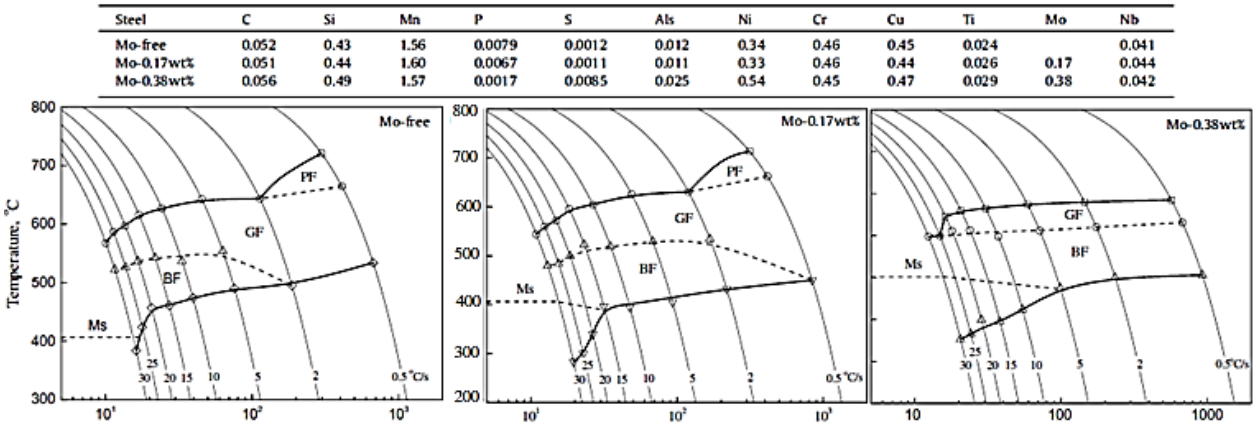
Slika 2.1. Dijagrami izotermalnog razlaganja i kontinuiranog hlađenja [29]:
IR-dijagram Mn–Mo–Nb čelika (a) KH-dijagram niskougljeničnog mikrolegiranog čelika (b)
0,025% C, 0,24% Si 1,56% Mn 0,0006% S, 0,002% P, 0,039% Nb,
0,019% V, 0,32% Mo, 0,0043% O, 0,0062% N.

Izgled KH dijagrama prevashodno zavisi od hemijskog sastava čelika, ali i od temperature progrevanja u austenitnoj oblasti (austenitizacija). Morfologija nastalih mikrokonstituenata pored toga zavisi i od veličine austenitnog zrna, vrste i disperzije čestica sekundarnih faza, kao i od prethodne termo-mehaničke prerade. Legirajući elementi u čeliku se dele u dve grupe shodno svom uticaju na dijagram stanja Fe-Fe_3C na α-stabilizatore i γ-stabilizatore [30,31]. Alfa stabilizatori povećavaju temperaturu eutektoidne transformacije i sužavaju austenitnu oblast, dok gama stabilizatori spuštaju temperaturu eutektoidne transformacije i proširuju austenitnu oblast. Od legirajućih elemenata koji su uobičajeni u komercijalnim čelicima, u prvoj grupi se izdvajaju Mo, Cr, Ti, V, a u drugoj grupi Mn i Ni.

Legirajući elementi koji se dodaju čeliku zarad povećanja prokaljivosti jesu molibden, mangan, hrom, nikl i bor. Iako najveći uticaj na prokaljivost po procentu ima molibden, najveći učinak u pogledu ekonomičnosti i celokupnog uticaja na čvrstoću i žilavost ima mangan. Pored ovih elemenata na povećanje prokaljivosti utiče veličina austenitnog zrna, pošto su njegove granice mesta heterogene nukleacije ferita i perlita. Smanjenjem ukupne površine granica austenitnog zrna smanjuje se broj mesta za izdvajanje produkata transformacije [32].

Kao primer uticaja legiranja na kinetiku transformacija pri kontinuiranom hlađenju dati su dijagrami za tri čelika različitog hemijskog sastava na slici 2.2.

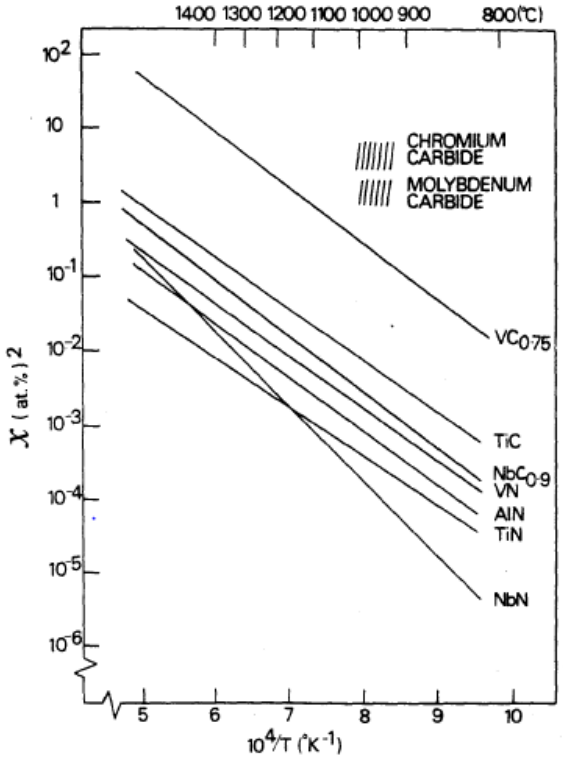
Dijagrami kontinuiranog hlađenja su podeljeni na polja poligonalnog ferita (PF), granularnog ferita (GF), beinitnog ferita (BF) i martenzitne transformacije Ms. Sa povećanjem sadržaja molibdena sužava se oblast izdvajanja poligonalnog i granularnog ferita, dok se istovremeno proširuje oblast početka beinitne i martenzitne transformacije. Mali porast sadržaja molibdena ne menja toliko izgled krivih KH-dijagrama, ali pomera oblast izdvajanja beinitnog ferita ka dužim vremenima (može se ostvariti beinitna transformacija manjim brzinama hlađenja), a za veće brzine hlađenja znatno snižava temperaturu završetka beinitne transformacije. Veći porast sadržaja molibdena potpuno uklanja oblast izdvajanja poligonalnog ferita i primetno sužava oblast izdvajanja granularnog ferita, snižava temperaturu početka njegovog izvajanja i takođe smanjuje kritičnu brzinu hlađenja.



Slika 2.2. Sastav i krive hlađenja tri niskougljeničnog mikrolegiranog čelika sa različitim sadršajem Mo [33].

Mesta sa povišenom energijom poput granica zrna predstavljaju preferentne pozicije za nukleaciju mikrokonstituenata i taloga [34– 37]. Na slici 2.3 prikazan je proizvod rastvorljivosti karbida i nitrida mikrolegirajućih elemenata u funkciji temperature. Pošto je prečnik atoma ugljenika manji od prečnika atoma azota, karbidi imaju veću rastvorljivost od nitrida, a najveću rastvorljivost ima vanadijum-karbid što znači da se pri hlađenju on izdvaja na najnižim temperaturama.

Naravno veličina atoma koji učestvuju u stvaranju taloga takođe utiče i na faktor sličnosti kristalnih rešetka. Podudarnost između rešetki čestica taloga koje služe kao centri nukleacije ferita prikazane su u tabeli 2.1. Nepodudarnost kristalografskih ravni ferita i čestica VN iznosi ~1,37%, čestica TiN ~3,8%, dok je za MnS nepodudarnost 8,8%.

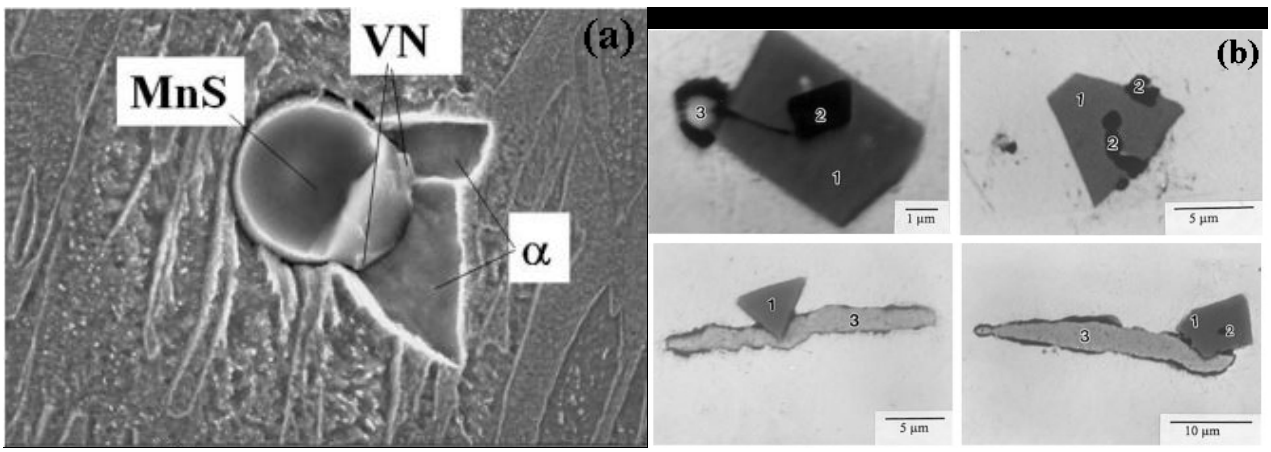


Slika 2.3. Proizvod rastvorljivosti karbida i nitrida mikrolegirajućih elemenata [40].

Tabela 2.1. Stepen nepodudarnosti kristalnih rešetki taloga legirajućih elemenata i ferita [38],[39].

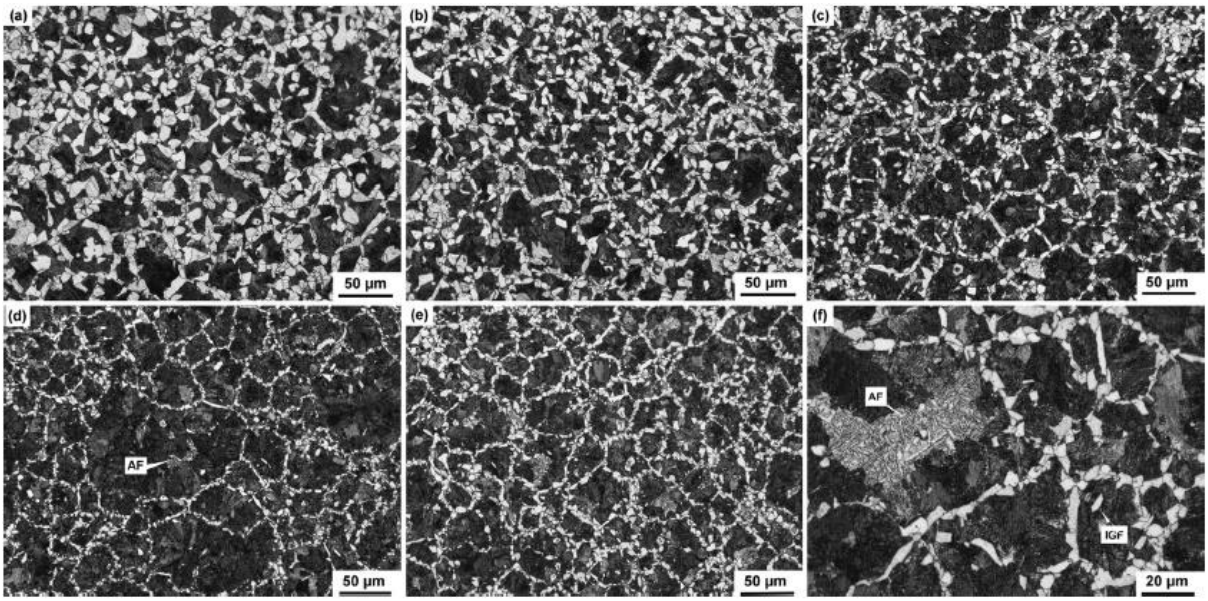
Uključak/Čestica	Faktor razlike (%)
TiO	3,0
TiN	3,8
TiC	6,4
VN	1,37
VC	2,5
MnS	8,8
CuS	2,8
Al_2O_3	3,2
$MnAl_2O_4$	1,8
NbC	10,1

Shodno rastvorljivosti i redosledu početka nukleacije određene čestice mogu da nastanu na već postojećim talozima. Primer ovog fenomena je da V– i Ti– karbidi i nitridi često nastaju na česticama mangan sulfida ili aluminijum oksida, kao što je prikazano na slici 2.4.



Slika 2.4. Čestice Vanadijum nitrida nastale na mangan sulfidu koje služe kao klice za nukleaciju ferita (a) [41]; i višefazni talozi sekundarnih čestica 1- (Ti,V)(C,N); 2- Al_2O_3; 3- MnS (b) [13].

Vanadijum se pored uticaja na taložno ojačavanje česticama VC i VN dodaje i stoga što se VN pokazao kao pogodan centar za intragranularnu nukleaciju ferita (acikularnog ili idiomorfnog) usled visokog stepena podudarnosti njihovih rešetki duž određenih kristalografskih ravni [42,43]. Sa povećanjem prokaljivosti čelika ili sa povećanjem brzine hlađenja, ukoliko je inhibirana nukleacija ferita po granicama zrna, struktura se menja od intragranularnog idiomorfnog ferita ka acikularnom feritu (Slika 2.5).



Slika 2.5. Uticaj brzine hlađenja, u °C/s, na srednjeugljenični čelik sa dodatkom V [44]:
0,5 (a); 1,0 (b); 2,0 (c); 5,0 (d); 10,0 (e,f)
(0,38% C; 0,80% Si; 1,05% Mn; 0,033% P; 0,086% S; 0,17% Cr; 0,15% V; 0,021% Al; 0,018% N).

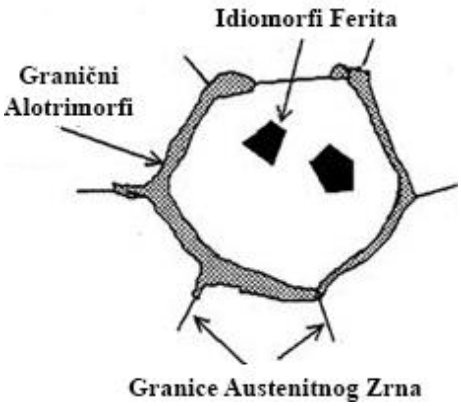
Čestice TiN koriste se za efikasnu blokadu rasta austenitnog zrna. Ovo se najbolje postiže finom disperzijom ovih čestica koje se izdvajaju neposredno nakon očvršćavanja, a kako bi se sprečilo njihovo ogrubljivanje odlivak treba da se brzo hladi. Pored uticaja na usitnjavanje austenitnog zrna, čestice TiN na granicama zrna predstavljaju povoljna mesta za heterogenu nukleaciju graničnog ferita. Povećanje sadržaja Ti ne stvara više disperznih čestica TiN već dovodi do njihovog rasta [45].

2.1.2 Morfologija mikrokonstituenata u srednjeugljeničnim mikrolegiranim čelicima

Pri kontinuiranom hlađenju ili pri izotermalnom žarenju austenita kod srednjeugljeničnih mikrolegiranih čelika formira proeutektoidni ferit različitih morfologija, zatim perlit, beinit i acikularni ferit. U njihovoj strukturi se zavisno od brzine hlađenja i prokaljivosti mogu pojaviti martenzit, martenzitno-austenitni konstituent i zaostali austenit.

Proeutektoidni ferit

Nukleacija proeutektoidnog ferita, koja prethodi eutektoidnoj reakciji pri kontinuiranom hlađenju, između A_{r3} i A_{r1} temperature, konkurentno se može odvijati po granicama zrna austenita, kao granični alotrimorfi ili idiomorfi, kao i unutar austenitnih zrna na uključcima/talozima, kao feritni idiomorfi, što je ilustrovano na slici 2.9. Klasifikacija morfologija proeutektoidnog ferita koju je napravio Dube (*Dubé*) i izgled alotrimorfa i idiomorfa su prikazani u tabeli 2.2.



Slika 2.9. Izdvajanje graničnih alotrimorfi i idiomorfi ferita u austenitu [50].

Pojam alotriomorfa implicira da oblik ferita ne odgovara unutrašnjoj kristalnoj simetriji jer njegove konture prate granicu austenitnog zrna, dok rast idiomorfa nije na taj način ograničen, pa njegov poligonalni oblik odražava kristalnu strukturu ferita. Alotriomorfi su stoga po pravilu izduženog oblika, izdvajaju se po granicama austenitnog zrna, dok su idiomorfi poligonalnog oblika [51]. Izdvajanje ferita diktiran je uslovima za formiranje klica. Ukoliko postoje čestice sekundarnih faza koje su povoljne za nukleaciju ferita unutar austenitnog zrna, uz povećanje veličine austenitnog zrna, favorizovana je intragranularna nukleacija, dok smanjenje veličine austenitnog zrna favorizuje izdvajanje graničnog ferita (alotrimorfa ili idiomorfa), pošto se povećava površina granica austenitnih zrna, pa time i broj povoljnih mesta za nukleaciju ferita na njima.

Tabela 2.2. Klasifikacija proeutektoidnih ferita po Dubeu [52].

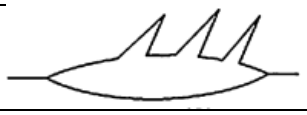
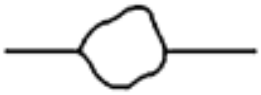
Granični alotrimorfi	
Feritna zrna koja nastaju na granici polaznog austenitnog zrna i rastu duž nje	
Vidmanštetenove (*Widmanstätten*) bočne pločice	
Feritna zrna u obliku pločica ili iglica, koji rastu sa granice austenitnog zrna - primarne pločice	
Feritna zrna u obliku pločica ili iglica, koji rastu sa već prisutnih feritnih zrna, obično alotriomorfa - sekundarne pločice	
Vidmanštetenova testera	
Kristali ferita, u preseku trouglastog oblika, koji rastu sa granice zrna kao primarni	
Kristali ferita, u preseku trouglastog oblika, koji rastu sa feritnog alotriomorfa slično bočnim Vidmanštetenovim pločicama	
Feritni idiomorfi	
Poligonalni kristali koji mogu nastati unutar austenitnog zrna	

Tabela 2.2. *(nastavak)*

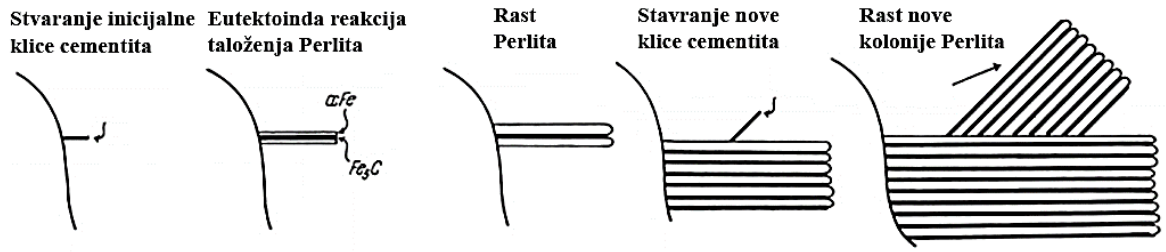
Poligonalni kristali koji mogu nastati na granici	
Intragranularne Vidmanštetenove pločice	
Feritne pločice ili iglice, koje se formiraju unutar austenitnog zrna	
Masivni ferit	
Aglomerat feritnih zrna koji nastaje masivnom transformacijom	

Perlit

Perlit predstavlja smešu ferita i cementita koja nastaje eutektoidnom reakcijom kad se iz austenita istovremeno izdvajaju ferit i cementit koji međusobno zavisno rastu. Reakcija se dešava kada je austenit sa 0,8% C ohladi ispod A_1 temperature i može se opisati jednačinom:

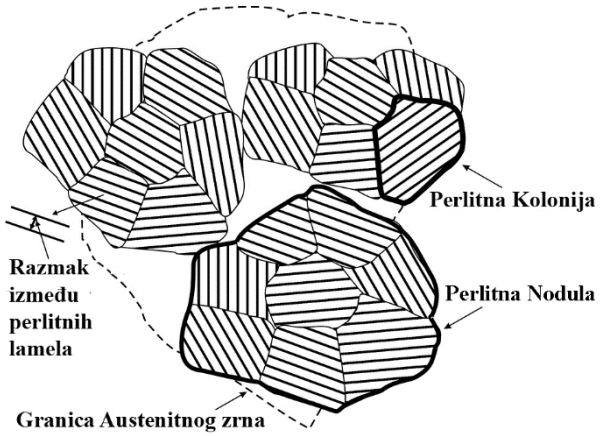
$$\gamma\ (\text{austenit}) \rightarrow \alpha\ (\text{Ferit}) + Fe_3C\ (\text{cementit}) \qquad (2.1)$$

Treba imati u vidu da sama nukleacija perlita može nastati od klice ferita, kao i od cementita, kako je ilustrovano na slici 2.6 [46]. Koja će klica nastati vezano je za hemijski sastav čelika kao i površine na kojoj je klica nastala [47].



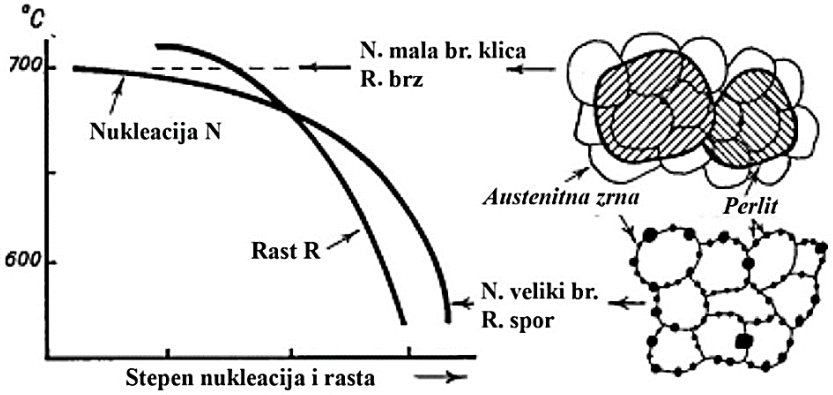
Slika 2.6. Stvaranje i rast perlita sa granične površine između austenita i cementita [48].

Neke od osnovnih karakteristika perlita su razmak između cementitnih lamela, veličina perlitne kolonije i veličina perlitnog zrna (nodule), koje su ilustrovane na slici 2.7. Stepen pothlađenja ispod A_1 temperature jer on direktno uslovljava brzinu nukleacije.



Slika 2.7. Strukturni elementi perlitnih mikrokonstituenata [49].

Pri malim brzinama nukleacije podstiče se rast sferičnih ili polusferičnih kolonija perlita, dok pri velikim brzinama nukleacije nastaje veliki broj sitnih perlitnih kolonija koje sporo rastu po granicama zrna, što je prikazano na slici 2.8. Razmak između perlitnih lamela je konstantan i poput brzine rasta klica uslovljen je pothlađenjem. Povećanje pothlađenja smanjuje međulamelarno rastojanje koje ima značajan uticaj na mehanička svojstva perlita. Zavisno od udela perlita u mikrostrukturi on znatno utiče i na mehanička svojstva čelika, poput taložnog ojačavanja i granice tečenja ali i na mehanizme nastanka i rasprostiranja prsline.



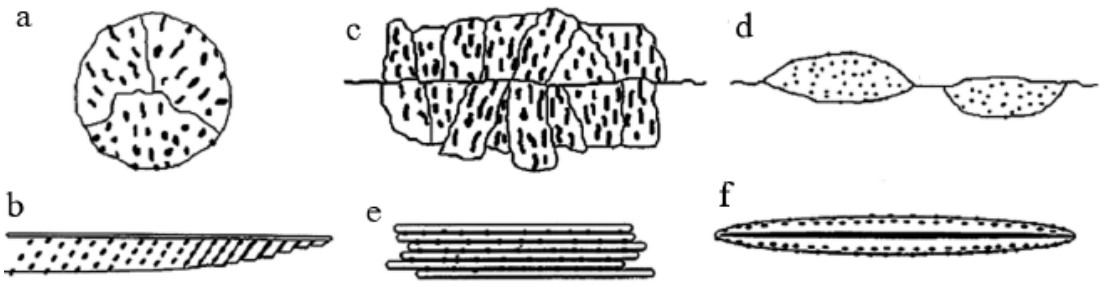
Slika 2.8. Uticaj pothlađenja na nukleaciju i rast perlita iz austenita.

Beinit

Fazne transformacije se mogu podeliti na difuzione i smicajne. U difuzione spadaju izdvajanje proeutektoidnog ferita i perlita. Kod smicajnih transformacija difuzija atoma ugljenika može biti u potpunosti sprečena, kao u slučaju martenzitne transformacije, ili može biti ograničena, kao u slučaju beinitne transformacije [17,51].

Beinitnim mehanizmom faznih transformacija se može dobiti veći broj različitih morfologija. Opšte prihvaćenu definiciju beinita predložio je Aronson, mada i dalje postoje nesuglasice posmatranjem na nivou svetlosne mikroskopije kada je u pitanju mehanizam nastajanja beinita [53].

Prema Aronsonu, beinit predstavlja agregate paralelnih feritnih pločica koji rastu sa granica austenitnog zrna i sadrže disperzni cementit, bez lamelarne strukture, i alternativno mogu biti sa izduženim paralelnim ostrvcima zaostalog austenita ili martenzitno-austenitnog mikrokonstituenta. Prema Rejnoldsu zavisno od trajanja fazne transformacije, hemijskog sastava kao i pothlađenja ili temperature izotermalnog razlaganja mogu se dobiti različite morfologije (Slika 2.10), mada je opšte prihvaćena podela samo na morfologije gornjeg i donjeg beinita [54].



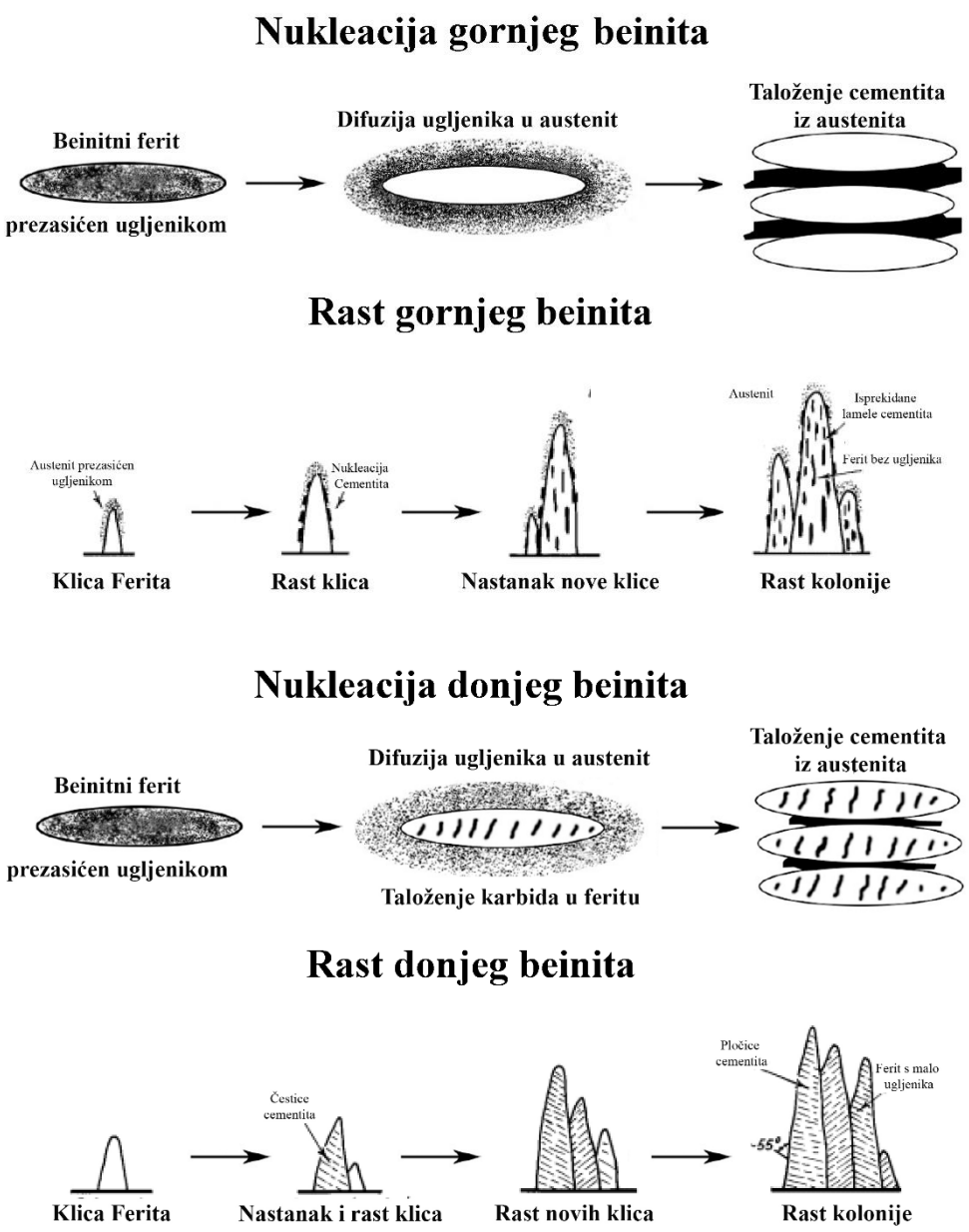
Slika 2.10. Morfologije beinita koje nastaju izotermalnim razlaganjem austenita [54]: nodularni (a), donji beinit (b), stubasti (c), beinit u obliku graničnog alotriomorfa (d), gornji beinit (e), inverzni beinit (f).

Nukleacija beinitnog ferita odigrava se smicajnim mehanizmom, poput martenzita i rast im je sličan ako se izuzme difuzija ugljenika [55]. Pošto je brzina rasta beinitnog ferita veća od brzine difuzionih transformacija stvaranja cementita, cementitne klice beinitnog ferita rastu konstantnom brzinom. Beinitni feriti mogu nastajati na granicama austenitnog zrna ili na već zaustavljenim feritnim pločicama (beinita) nastavljajući rast u istom smeru formirajući karakterističnu mikrostrukturu [17].

Pošto se prelazak između stvaranja morfologija gornjeg i donjeg beinita odvija u temperaturnom intervalu moguće je dobiti mikrostrukturu sastavljenu od mešavine ova dva beinita. Gornji beinit nastaje na višim temperaturama koje dozvoljavaju višku ugljenika da difunduje pre taloženja, dok donji beinit nastaje pri nižim temperaturama, pri kojima se višak ugljenika usled male brzine difuzije taloži u vidu cementita unutar presićenog beinitnog ferita [17]. Temperatura početka beinitne transformacije zavisi od sadržaja ugljenika u čeliku ili preciznije austenitu, tako da su zabeleženi specifični slučajevi legiranja i čistoće čelika gde transformacija donjeg beinita uopšte nije prisutna [56] ili gde se iz perlita direktno prelazi u beinit [57].

Morfologija gornjeg beinita se sastoji od snopova feritnih pločica bez karbida između kojih je diskontinuirano istaložen cementit (Slika 2.11), dok se morfologija donjeg beinita sastoji od snopova pločica ferita unutar kojih su istaložene sitne čestice karbida raspoređene u nizovima pod uglom od 55-60° u odnosu na dužu osu pločice (Slika 2.11).

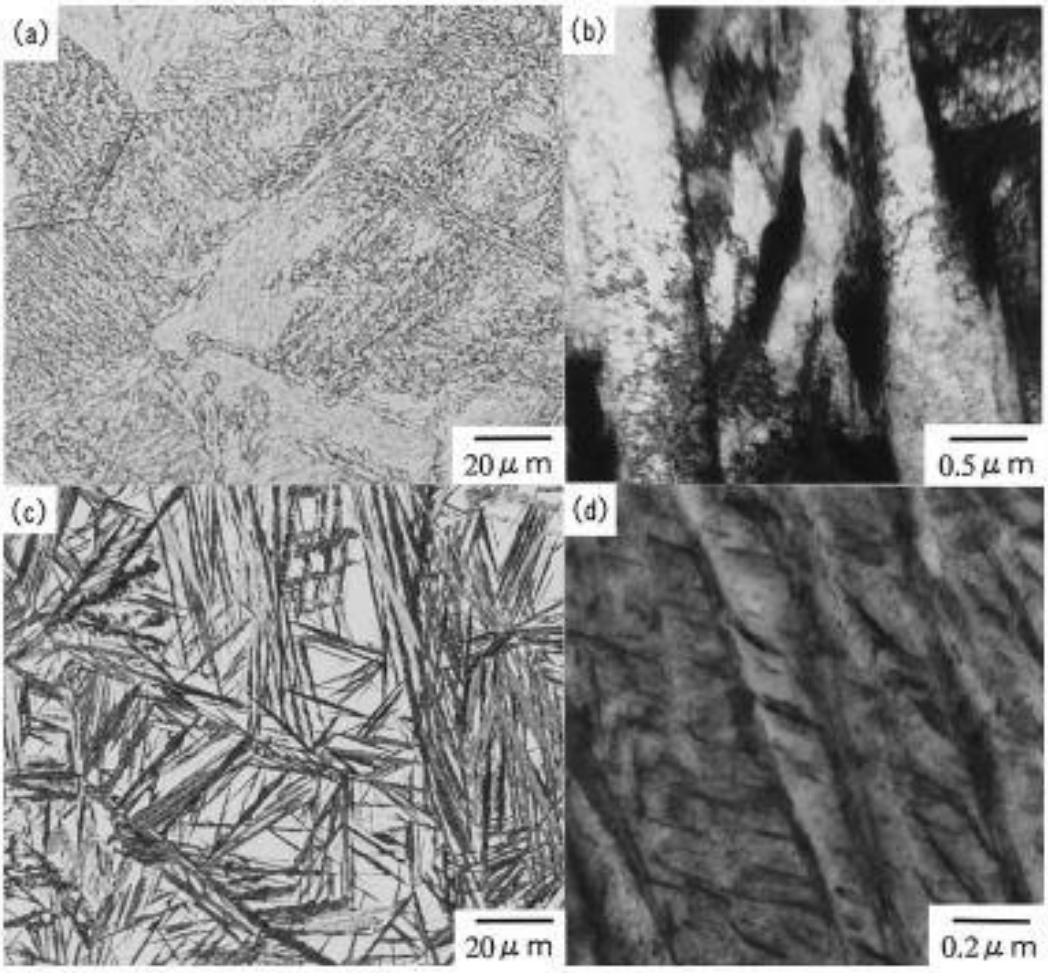
Cementit koji nastaje u gornjem beinitu je izuzetno grub usled izdvajanja na granicama zrna, koja su energetski povoljna mesta za nukleaciju, i pri većoj difuziji ugljenika na povišenim temperaturama za razliku od cementita koji nastaje u donjem beinitu, čija je disperznost veća i dimenzije manje usled otežane difuzije. Iz ovakvih morfoloških razlika u cementitu donji beinit doprinosi povećanju čvrstoće i žilavosti [50,58].



Slika 2.11. Šema nastajanja gornjeg i donjeg beinita [59].

Iako donji beinit nastaje na nižim temperaturama pri kojima je otežana difuzija ugljenika, u delu temperaturne oblasti neposredno iznad početka martenzitne transformacije pri izotermalnom razlaganju austenita, nukleacija beinita i dalji rast odvija se mehanizmom smicanja, isto kao kod gornjeg beinita [60].

Primer i razlike morfologija mikrostrukture gornjeg i donjeg beinita mogu se videti sa slike 2.12 gde je morfologija gornjeg beinita dobijena izotermalnim razlaganjem na 450 ºC, a donjeg na 300 ºC. Sitne razlike u veličini izdvojenih karbida u ove dve morfologije jasno su vidljive upotrebom transmisione elektronske mikroskopije (TEM).

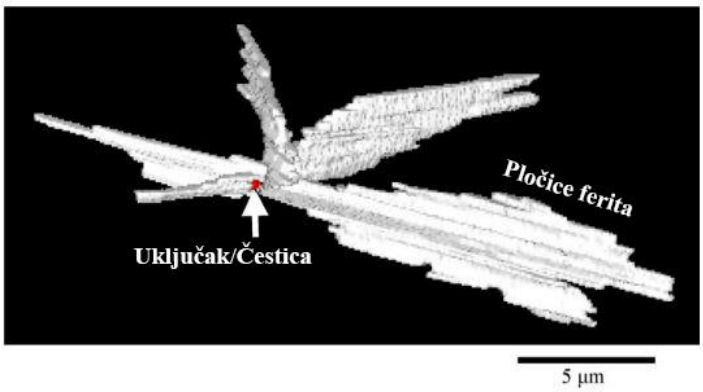


Slika 2.12. Mikrostrukture gornjeg i donjeg beinita dobijene izotermalnim razlaganjem [61]:
a) Optička mikrofotografija strukture dobijene na 450 ºC/1000 s,
b) TEM mikrofotografija strukture dobijene na 450 ºC/1000 s;
c) Optička mikrofotografija strukture dobijene na 300 ºC;
d) TEM mikrofotografija strukture dobijene na 300 ºC.

Pored toga što može nastati mešavina gornjeg i donjeg beinita pri kontinuiranom hlađenju srednjeugljeničnih mikrolegiranih čelika, zavisno od brzine hlađenja mogu se javiti specifične morfologije – acikularni ferit, degenerisani Vidmanštetenov ferit i blokovi ferita [17]. Morfologiju acikularnog ferita karakteriše intragranularno nukleirane međusobno ukrštene iglice/pločica ili snopovi pločica ferita, koji se prostiru u različitim pravcima. Degenerisani Vidmanštetenov ferit predstavlja skupine kratkih i širokih paralelnih, skoro paralelnih ili nepravilno oblikovanih kristala, koji su povezani u prostoru. Blokovi ferita nastaju delimičnim srastanjem tanjih paralelnih pločica, tako da se granice između pločica unutar blokova jedva naziru [61– 63].

Acikularni ferit

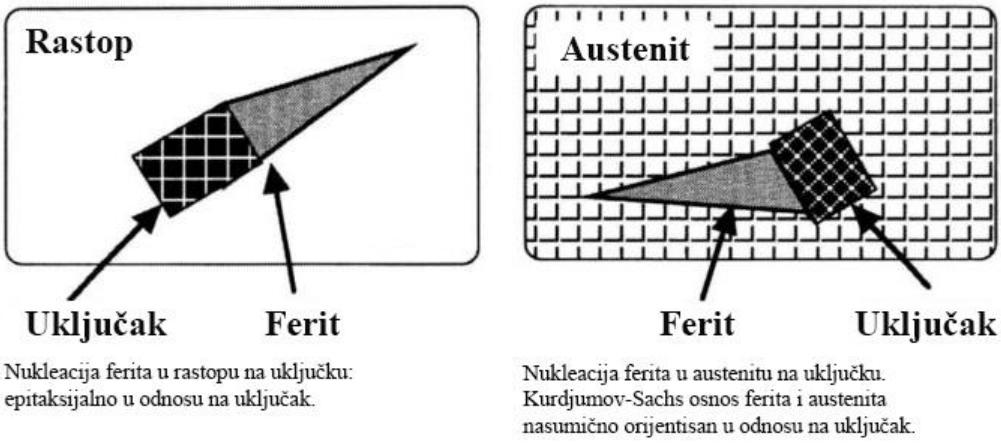
Acikularni ferit kao morfologija mikrostrukture koja se javlja kod mikrolegiranih čelika, poseduje veliki stepen neuređenosti shodno haotičnoj/nasumičnoj orijentaciji feritnih pločica karakterističnih za ovu mikrostrukturu. Termin acikularni se kolokvijalno zadržao u literaturi i odnosi se na izgled ferita u obliku iglica iako je on zaista oblika lentikularnih pločica [17]. Izgled ovih pločica vidljiv je na 3D modelovanoj strukturi acikularnog ferita prikazanoj na slici 2.13.



Slika 2.13. Trodimenzionalni kompjuterski model rasta acikularnog ferita na čestici taloga [64].

Ovaj tip morfologije može nastati pod uslovom da postoje intragranularno taložene čestice koje imaju ulogu mesta za heterogenu nukleaciju faza. Smicajni mehanizam nastanka i rasta acikularnog ferita je istovetan beinitnom. Acikularni ferit se formira tek po dostizanju temperature početka beinitne reakcije na IR i KH dijagramima [17,65– 67]. Kao što beinit može nastati na beinitnom feritu koji dalje raste u kolonije, pločice acikularnog ferita koje nastaju na uključcima nazivaju se primarnim pločicama, dok su sekundarne pločice one koje rastu sa već postojećih pločica acikularnog ferita (simpatetička nukleacija) [68].

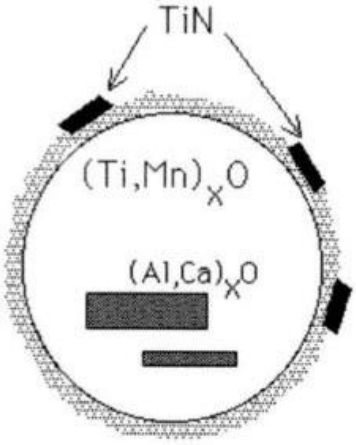
Pri izdvajanju AF uticaj nemetalnih uključaka kao preferentnih mesta za nukleaciju ferita zavisi od niza kompleksnih faktora poput hemijskog sastava, kristalne rešetke, veličine, količine i prostorne raspodele [69]. Istraživanja su pokazala da čestice vanadijum-nitrida predstavljaju najpogodnije centre nukleacije acikularnog ferita [32,42,70– 75]. Nepodudarnost kristalografskih ravni ferita i čestica VN iznosi ~1,37%, čestica TiN ~3,8%, dok je za MnS nepodudarnost 8,8% [76].



Slika 2.14. Ilustracija odnosa između ferita i uključka zavisno od osnove u kojoj raste kristal ferita [17].

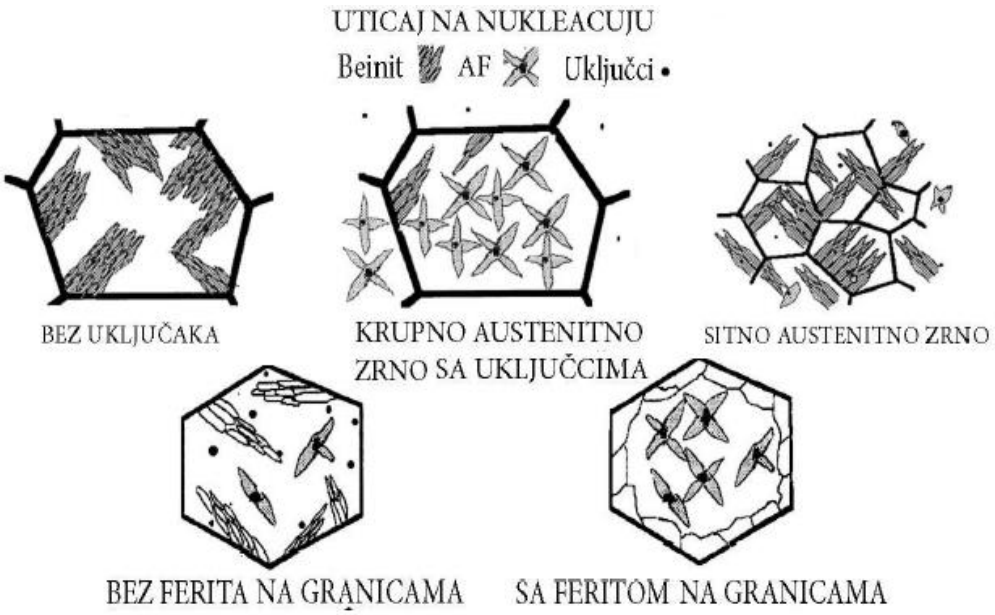
Pored čestica VN, klice acikularnog ferita u srednjeugljeničnim čelicima nastaju i na česticama TiN i CuS [77,78]. Čestice MnS na posredan način povoljno utiču na nukleaciju acikularnog ferita, zato što se na njima talože VN i CuS, čime promoviše intragranularnu nukleaciju ferita [79,80]. Acikularni ferit ne raste na česticama Al_2O_3, ali one često grade kompleksne sisteme sa česticama drugih legirajućih elemenata koje mogu postati centri nukleacije acikularnog ferita, kao što je prikazano na slici 2.15.

Iako nukleacija acikularnog ferita može nastati direktno na MnS, ona je manje verovatna ukoliko postoji talog vanadijuma na njegovoj površini [21],[81].



Slika 2.15. Šema aglomerata taloga na bazi Al_2O_3 koji učestvuju u nukleaciji acikularnog ferita [17].

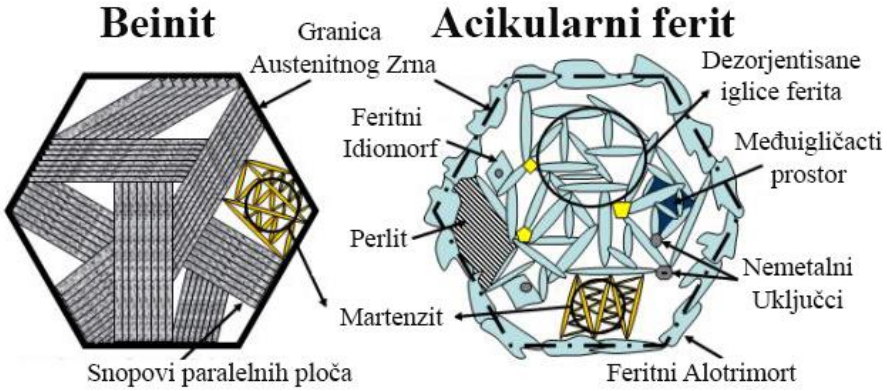
Kako udeo acikularnog ferita direktno zavisi od količine nemetalnih uključaka, s njenim povećanjem, bilo to taloženjem tokom termomehaničke prerade ili dodavanjem u procesu proizvodnje čelika, favorizuje se nukleacija više ka unutrašnjosti nego na granicama zrna. Konkurentno izdvajanje beinita i acikularnog ferita ilustrovano na slici 2.16, vodi ka zaključku da se acikularni ferit može opisati i kao intragranularno nukleirani beinit [42,66,67,81– 86].



Slika 2.16. Šematski prikaz konkurentne prirode nukleacije beinita i acikularnog ferita [58].

Pošto su reakcije konkurentne onda jedna može biti favorizovana, a druga suzbijena određenim mehanizmima. Alotromorfni feriti zauzimaju granice austenitnih zrna kao energetski najpotentnija mesta za nukleaciju i samim tim favorizuju intragranularnu nukleaciju, pa tako doprinose izdvajanju acikularnog ferita naspram beinita [67]. Suprotno, prelaz sa strukture acikularnog ferita na beinitnu može se postići se povećanjem broja povoljnih mesta za nukleaciju na granici austenitnog zrna – povećanjem granične površine usitnjavanjem austenitnog zrna [87].

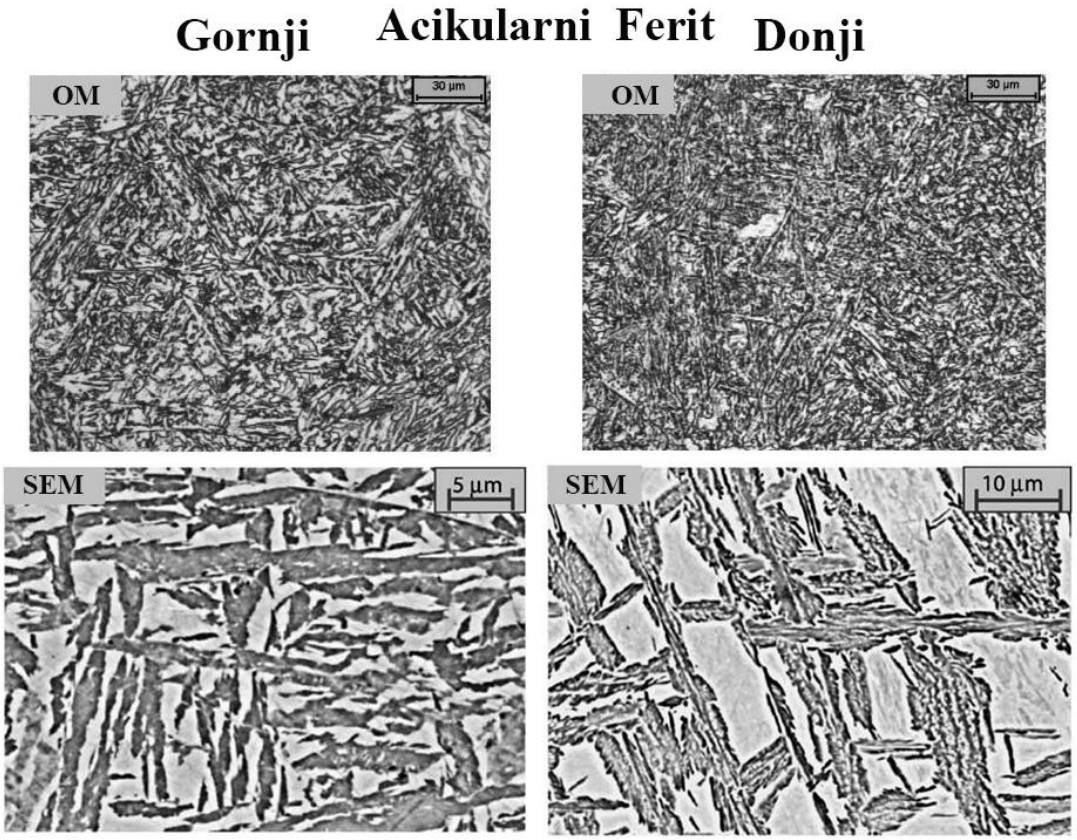
Pri izotermalnoj transformaciji na nižim temperaturama kada je difuzija ugljenika otežana može nastati acikularni ferit koji ima neizmenjen hemijski sastav u odnosu na polazni sastav austenita. Međutim kada je difuzija ugljenika dovoljno brza može doći do nepotpune transformacije i austenit obogaćen ugljenikom ostane stabilan pri jako dugim vremenima [17,51,54]. Iako nastaju konkurentnim procesima pri kontinuiranom hlađenju beinitna mikrostruktura se znatno razlikuje u odnosu na strukturu acikularnog ferita (Slika 2.17), te finalna mikrostruktura najviše zavisi od hemijskog sastava i veličine polaznog austenitnog zrna, što je česta pojava kod zavarenih spojeva.



Slika 2.17. Morfološke karakteristike formiranja beinitne i acikularno-feritne strukture [88].

Analogno beinitu, pri izotermalnom razlaganju austenita mogu nastati i gornji i donji acikularni ferit [77,86]. U prilog ovome idu istraživanja izotermalne transformacije austenita u acikularni ferit [42,79,82]. Gornji acikularni ferit nastaje na višim temperaturama izotermalne transformacije, približno 450-500°C, a donji na nižim temperaturama, negde oko 400°C i nižim. Struktura gornjeg acikularnog ferita se sastoji od međusobno isprepletanih pojedinačnih pločica ferita koje se prostiru u više pravaca, dok strukturu donjeg karakterišu intragranularno nukleirani snopovi pločica ferita takođe orijentisani u različitim pravcima [71]. Izgled ove dve morfologije acikularnog ferita dobijene izotermalnim razlaganjem prikazan je na slici 2.18.

Kao što se može dobiti mikrostruktura koja se sastoji iz gornjeg i donjeg beinita, pri kontinuiranom hlađenju može nastati i mešavina gornjeg i donjeg acikularnog ferita [86],[89]. U literaturi se može naći i podela morfologija acikularnog ferita na IAF *(Interlocked Acicular Ferrite*), koji čine isprepletane pločice acikularnog ferita i STAF (*Sheaf Type Acicular Ferrite*) koju karakterišu isprepletani snopovi pločica acikularnog ferita [65,82,90].

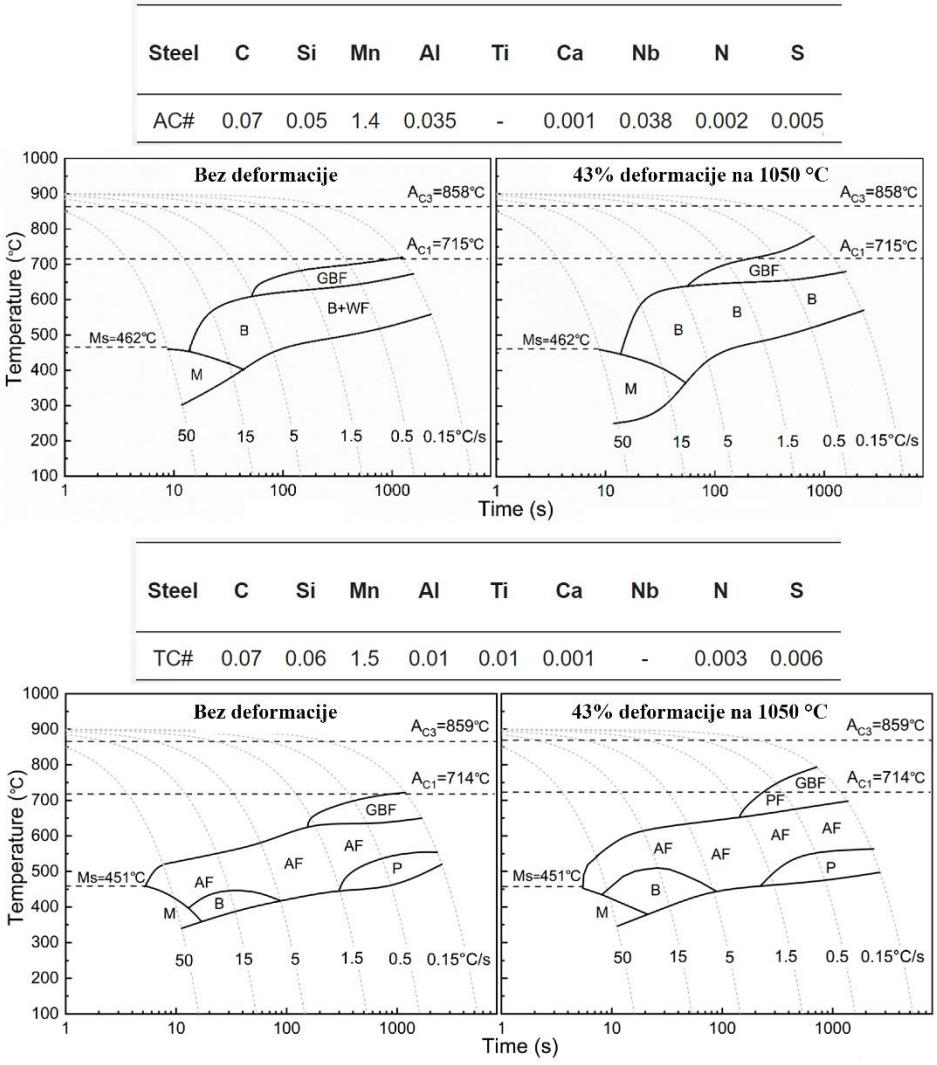


Slika 2.18. Prikaz strukture gornjeg i donjeg acikularnog ferita snimljen skenirajućom elektronskom mikroskopijom (SEM) i optičkom mikroskopijom (OM) [86].

Velika razlika u kristalografskoj orijentaciji, koja je karakteristična za acikularni ferit, otežava prostiranje prsline i time doprinosi povećanju žilavosti i čvrstoće čelika [17,91,92]. Iz tog razloga acikularni ferit predstavlja poželjnu mikrostrukturu za zavarene spojeve i čelike za plastičnu preradu [65,67,90]. Izučavanje nastanka i rasta acikularnog ferita je ključno za kontrolisanje njegovog udela i odnosa sa ostalim mikrokonstituentima, koji mogu nastati pri kontinuiranom hlađenju [67,84,85,90,93].

Deformacija austenitnog zrna znatno utiče na nastajanje klica ferita i njihov rast, kao i izdvajanje čestica taloga. Ovakvo deformacijom indukovano taloženje može biti još jedan način da se formira ili izbegne određena mikrostruktura [76]. Uticaj deformacije na dijagrame kontinuiranog hlađenja prikazan je za dva niskougljenična čelika legirana čelika na slici 2.19. Jedan čelik je mikrolegiran tako da poseduje dominantno beinitnu mikrostrukturu, dok je drugi mikrolegiran za dominantno acikularno-feritnu mikrostrukturu.

Sa slike 2.19 jasno se može videti kako se menjaju polja izdvajanja mikrokonstituenata poput poligonalnog (idiomorfnog) ferita (PF); Graničnog ferita (GBF), perlita (P); beinita (B); acikularnog ferita (AF); Vidmanštetenovog ferita (WF) i martenzita (M). Sa plastičnom deformacijom u procesu tople prerade za beinitni čelik, inhibira se izdvajanje Vidmanštetenovog ferita, dok se za čelik sa AF sa deformacijom favorizuje izdvajanje idiomorfnog poligonalnog ferita koji ometa nukleaciju acikularnog ferita čime se povećava oblast izdvajanja beinita.



Slika 2.19. Uticaj deformacije na dijagrame kontinuiranog hlađenja za beinitni i acikularno feritni čelik [94].

2.2 Krti transkristalni lom u srednjeugljeničnim čelicima

2.2.1 Mikromehanizam krtog transkristalnog loma u srednjeugljeničnim mikrolegiranim čelicima

Kritični napon loma predstavlja lokalni napon pri kome mikroprslina može da se širi kroz mikrostrukturu i dovede do krtog loma mehanizmom cepanja. Mikroprslina mora da savlada dve vrste prepreka - granicu između čestice i osnove, a zatim i granice zrna. Grifitovom jednačinom (2.2)-(2.3) definisan je minimalni napon pri kojem inicijalna mikroprslina može savladati odgovarajuću prepreku, zavisno od toga da li je u pitanju granica čestica/osnova ili osnova/osnova:

$$\sigma_F^* = \sqrt{\frac{4E\gamma_s}{\pi(1-\nu^2)c}} \tag{2.2}$$

$$\sigma_{pm} = \sqrt{\frac{4E\gamma_{pm}}{\pi(1-\nu^2)d}} \tag{2.3}$$

$$\sigma_{mm} = \sqrt{\frac{4E\gamma_{mm}}{\pi(1-\nu^2)D}} \tag{2.4}$$

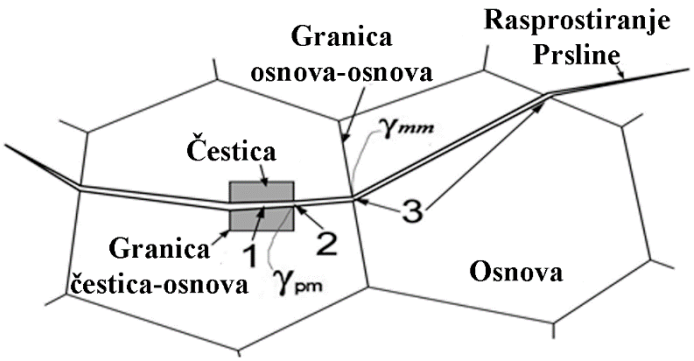
gde su E – modul elastičnosti, ν – Poasonov koeficijent, γ_s- efektivna energija površine, c – veličina prsline, γ_{pm} – efektivna površinska energija za rast prsline kroz međufaznu granicu čestica/osnova, γ_{mm} – efektivna površinska energija za rast prsline kroz osnovu (granice zrna),d – veličina čestice, D – veličina zrna.

Vrednost kritičnog napona loma, odnosno efektivne energije površine, može se odrediti metodom po Grifitsu i Ovenu na osnovu testa savijanjem u četiri tačke, analize površine preloma (fraktografije) i proračunom metodom konačnih elemenata. Samo ispitivanje savijanjem u četiri tačke izvodi se na temperaturi tečnog azota (-196°C) pri malim brzinama savijanja, obično oko 0,1 mm/min [95]. Glavni razlog za ispitivanje na temperaturi tečnog azota (-196°C) jeste to što kritični napon za lom mehanizmom cepanja ne zavisi od temperature, a prema mnogim autorima u tim uslovima ne zavisi ni od veličine zrna [7,96,97].

Nakon savijanja u četiri tačke pregledom prelomljene površine pomoću skenirajuće elektronske mikroskopije, utvrđuje se mesto inicijacije loma i meri njeno rastojanje od vrha mašinskog zareza, zatim i dimenzije inicijalne mikroprsline, zavisno od njenih karakteristika (identifikacija sastava i dimenzije) [98,99]. Metodom konačnih elemenata na osnovu rezultata testa savijanjem u četiri tačke i fraktografske analize uzimajući u proračun dobijena mehanička svojstva pri malim brzinama deformacije može se proračunati kritični napon za lom. Kritični napon za lom predstavlja vrednost najvećeg glavnog napona ispred vrha prsline, na rastojanju koje je određeno fraktografskom analizom, dok se na osnovu te vrednosti napona može odrediti vrednost efektivne površinske energije, γ_s, iz Grifitove jednačine.

Krti transkristalni lom, odvija se mehanizmom cepanja kristala kroz tri stadijuma (skica prikazana na slici 2.20) [100,101]:
1) lomljenje čestice sekundarne faze;
2) mikroprslina nastala lomljenjem čestice širi se kroz međufaznu granicu čestica/osnova;
3) mikroprslina se dalje rasprostire kroz osnovu, savlađujući otpor granica zrna.

Primarni mehanizam loma cepanjem kod srednjeugljeničnih Ti-V mikrolegiranih čelika započinje lomljenjem krupnih čestica TiN, čija je uloga sprečavanje rasta austenitnog zrna pri termičkoj obradi. Brojni izvori potvrđuju ovu tvrdnju za čestice TiN, uz činjenicu da je kritična veličina čestica TiN koja dovodi do loma od 2 do 6 μm [19,7,101].



Slika 2.20. Ilustracija rasprostiranja prsline kod loma mehanizmom cepanja.

Ukupna dužina prsline dovoljna da dovede do odvijanja krtog loma je reda veličine jednog ili nekoliko zrna [100,102]. Da bi se mehanizam krtog loma odvijao bez zastoja neophodan uslov je da mikroprslina na dinamički način (bez zastoja) savlada prepreke na granicama čestica/osnova i prepreke na granicama zrna (osnova/osnova). Kao što je već ustanovljeno, pri ukupnoj kritičnoj dužini mikroprsline za datu vrednost efektivne energije površine γ_s dostiže se kritični napon za lom σ_F^* .

Uslovi koji dovode do loma i koji diktiraju koji će od stadijuma loma cepanjem biti kritičan, zavise od mikrostrukture, tačnije vrednosti d i D, prema Grifitovoj jednačini. Mogući ishodi izvode se na sledeći način.

Naponi potrebni da prslina savlada prepreku čestica/osnova, σ_{pm}, i prepreke granice zrna, σ_{mm}, zavise od dimenzija čestice d odnosno zrna D, tako da su i njihovi odnosi proporcionalni:

$$\frac{\sigma_{pm}}{\sigma_{mm}} = \sqrt{\frac{D}{d} \cdot \frac{\gamma_{pm}}{\gamma_{mm}}} \tag{2.5}$$

Da bi kritični napon za lom cepanjem nesmetanim širenjem mikroprsline bio uslovljen prelomom čestice veličine d, sledi da je:

$$\sigma_{pm} > \sigma_{mm} \Rightarrow \frac{D}{d} > \frac{\gamma_{pm}}{\gamma_{mm}} \tag{2.6}$$

Međutim da bi se mikroprslina zaustavila na granici zrna tokom trećeg stadijuma loma uslov mora biti da je:

$$\sigma_{pm} < \sigma_{mm} \Rightarrow \frac{D}{d} < \frac{\gamma_{pm}}{\gamma_{mm}} \tag{2.7}$$

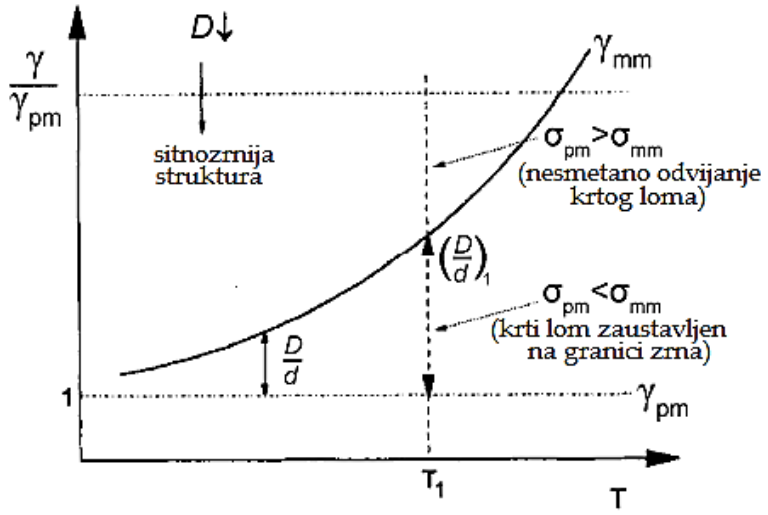
Ovi mogući ishodi su navedeni u tabeli 2.3, a grafički su prikazani u zavisnosti od temperature na slici 2.21.

Tabela 2.3. Ishodi zavisno od odnosa lokalnog napona i kritičnog lokalnog napona za lom.

$\sigma_F^* < \sigma_p$	Čestice se ne lome
$(\sigma_F^* > \sigma_p) < \sigma_{pm}$	Čestice se lome ali mikroprslina ne napreduje u osnovu
$\sigma_F^* > \sigma_p > \sigma_{pm}$	Čestice se lome i mikroprslina napreduje u osnovu
$(\sigma_F^* > \sigma_p > \sigma_{pm}) < \sigma_{mm}$	Čestice se lome i mikroprslina napreduje u osnovu, ali ne prelazi u susedno zrno
$\sigma_F^* > \sigma_p > \sigma_{pm} > \sigma_{mm}$	Čestice se lome i mikroprslina napreduje u osnovu i prelazi u susedno zrno

Gde su: σ_F^* - kritični napon za lom cepanjem, σ_p - napon potreban za lom čestice, σ_{pm} - napon potreban za savladanje barijere čestica/osnova, σ_{mm} - napon potreban za savladanje barijere granice zrna.

Kao što se može videti iz prethodnih odnosa veliki uticaj na kontrolu mehanizma ima veličina zrna i veličina čestica sekundarnih faza. Na niskim temperaturama kada je obim plastične deformacije mali energija plastične deformacije kristalne rešetke jednaka je efektivnoj površinskoj energiji, γ_{mm}. Kako raste temperatura tako raste udeo energije koji se troši na plastičnu deformaciju ispred vrha prsline i time raste i γ_{mm}. Iz jednačine 2.5 kao i 2.6 pod pretpostavkom da su kritični napon za lom σ_F^* i efektivna površinska energija čestica/osnova γ_{pm} nezavisni od temperature uslov za širenje mikroprsline u trećem stadijumu zavisi od odnosa D/d na datoj temperature [98], kao što je ilustrovano na slici 2.21.

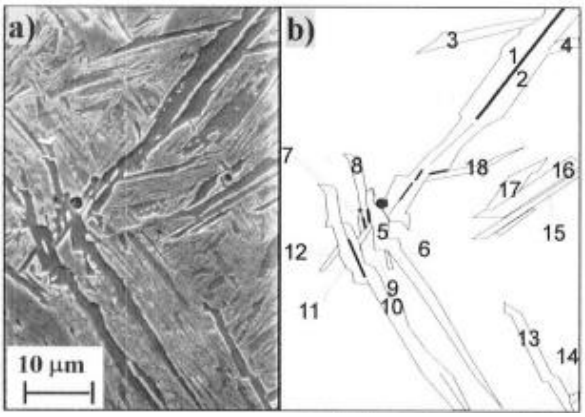


Slika 2.21. Šematski prikaz uslova za širenje mikroprsline zavisno od odnosa prečnika čestica zrno [98].

Na određenoj temperaturi shodno sastavu i mikrostrukturi čelika granica tečenja čelika postaje niža od kritičnog napona za lom cepanjem, plastična deformacija prethodi lomu i udeo duktilnog loma raste i čelik je tada u oblasti prelaza iz krtog u duktilni lom.

U oblasti prelaznih temperatura kako efektivna površinska energija raste tako raste i odnos D/d. Eksperimentalno je utvrđeno da je taj odnos na temperaturi tečnog azota 50/7 dok je na sobnoj temperaturi 200/7 [98]. Međutim na temperaturi tečnog azota pošto su dimenzije prve pljosni veće od veličine zrna taj odnos je daleko veći od 50/7.

U slučaju male razlike u kristalografskoj orjentaciji mikroprslina lako savladava granicu zrna, tako da prva faceta obuhvata nekoliko zrna slične kristalografske orijentacije [19,101]. Jedino granice zrna pod velikim uglom sa razlikom orjentacije većim od 15 stepeni predstavljaju efektivnu prepreku za sprečavanje propagacije mikroprsline [103,104]. Sprečavanje mikroprsline ilustrovano je na slici 2.23b dok je proračunata razlika kristalne orijentacije feritnih pločica AF dobijenog izotermalnim razlaganjem prikazana na slici 2.22.

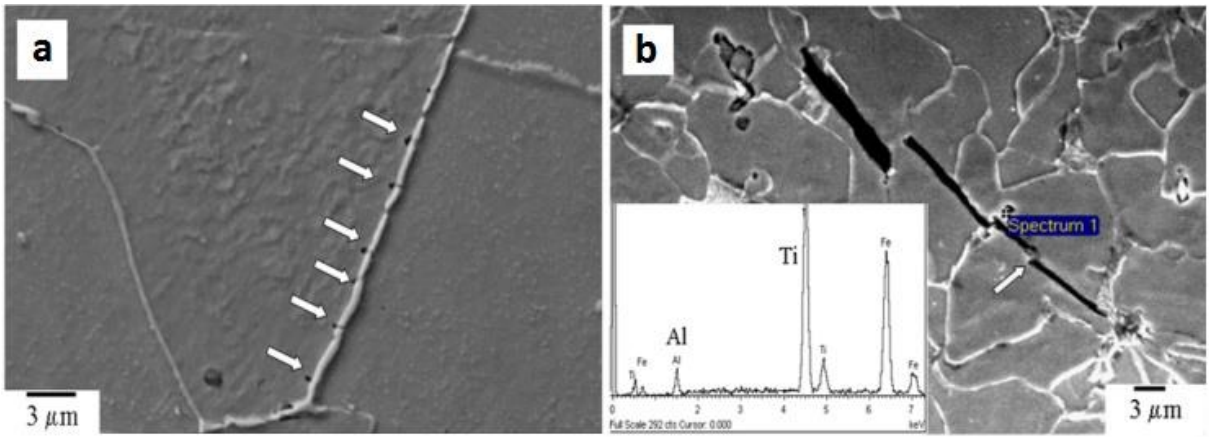


Non Parallel plates	Misorientation (°)	Parallel plates	Misorientation (°)
1-3	11.6	1-2	2.4
1-5	8.0	5-6	2.5
2-4	9.3	5-8	1.2
2-5	8.1	7-8	1.1
2-18	52.3	10-11	4.2
5-9	6.0	15-16	1.5
7-9	6.4		
9-10	7.0		
11-12	7.3		
13-14	6.5		
16-17	60		

Slika 2.22. Prikaz razlike u kristalnoj orijentaciji feritnih pločica acikularnog ferita izdvojenog na 450°C dobijena EBSD analizom [103]:
SEM mikrostruktura skenirane površine (a); šema feritnih pločica (b).

Lom cepanjem može biti iniciran lomljenjem cementitnih lamela na granici između feritnih zrna (Smitov model) [42,82,105]. Po ovom modelu dislokacije se pod dejstvom spoljašnjeg naprezanja nagomilavaju na česticama karbida koje se nalaze na putanji njihovih kliznih traka. Istovremeno te čestice su napregnute u pravcu zateznih napona i primorane da se deformišu zajedno se feritnom osnovom. One karbidne čestice koje su orijentisane u pravcu dejstva napona trpe najveću deformaciju i lome se, kao što je prikazano na slici 2.23a. Neke od tako nastalih mikroprslina nastavljaju napredovanje kroz feritna zrna, dok se neke zaustavljaju na granicama zrna jer ne mogu da savladaju dopunsku energetsku barijeru usled promene pravca kretanja prsline na prelazu između dva zrna različite kristalografske orjentacije, u skladu sa trostepenim mehanizmom krtog loma opisanim ranije. Ovaj model implicira da lomu čestice mora prethoditi izvesna plastična deformacija na šta ukazuju i novija istraživanja [23,105,106].

Zaista, lom čestica nastupa pod dejstvom polja naprezanja koje je prouzrokovano nagomilavanjem dislokacija na granici čestica/osnova kao i koncentracijom napona prouzrokovanom geometrijskim i strukturnim nepravilnostima same čestice [107].



Slika 2.23. Prikaz nastajanja mikroprslina [108]:
Lom karbida/cementita na granici zrna na više mesta (a);
Lom iniciran na čestici TiN zaustavljen na granici zrna (b).

Generalno, lom kod perlitnih čelika može započeti stvaranjem mikroprslina u perlitnim kolonijama. Kod krtog loma koji nastaje cepanjem perlitnih kolonija, mesto inicijacije loma nalazi se bliže vrhu mašinskog zareza na epruveti za ispitivanje. Pritom kod čisto perlitnih čelika primećeno je da kada mikroprslina nastane u okviru perlitne kolonije, veoma lako napreduje kroz nju, shodno kristalografskoj povezanosti feritnih i cementitnih lamela u okviru kolonije [28]. Zaključak više istraživača je da je na temperaturi tečnog azota inicijacija mikroprsline lomljenjem čestica krtih faza (stadijum 2) odlučujući faktor u mehanizmu krtog loma cepanjem [7,109,110].

2.2.2 Uticaj mikrostrukture na krti lom u srednjeugljeničnim mikrolegiranim čelicima

Kada je u pitanju krti transkristalni lom svaki mikrostrukturni konstituent zasebno utiče na inicijaciju i rast mikroprsline, a njihov ukupni efekat zavisi od zapreminskog udela u mikrostrukturi. Uticaj mikrostrukture na inicijaciju loma povezan je sa krtim mikrokonstituentima ili sekundarnim fazama čijim lomom nastaju mikroprsline. Kao što se može videti sa slike 2.23 moguća su dva scenarija inicijacije zavisno od mesta: na česticama izdvojenim po granicama zrna ili na česticama koje se nalaze unutar zrna. Uticaj na rast mikroprsline vezan je za sposobnost mikrostrukture da spreči njeno kretanje ili preusmeri njeno napredovanje skretanjem pod velikim uglom, čime se troši dodatna energija.

Kao što je napomenuto u prethodnom poglavlju, pre inicijacije loma bilo na sferičnim česticama sekundarnih faza ili na krtim cementitnim česticama ili lamelama, prethodi plastična deformacija metalne osnove. Unutar feritno-perlitne mikrostrukture lom može biti iniciran i unutar perlitnih kolonija lomom cementitnih lamela (Miler-Smitov mehanizam) [8,26,111–114]. Cementitne čestice ili lamele lome se pod dejstvom primenjenog naprezanja mehanizmom nagomilavanja dislokacija – po Smitovom mehanizmu [108]. Za mikrolegirane čelike sa dodatkom Ti lom obično započinje lomom poliedarskih čestica TiN, obično većih od 1 μm, koje predstavljaju preferentna mesta usled svoje nepodudarnosti kristalnih rešetki sa osnovom [115]. Kod srednjeugljeničnih čelika legiranim Ti i V, na česticama TiN se talože čestice V(C,N) i takve višefazne čestice često učestvuju u inicijaciji loma kada su njihove dimenzije između 3 i 9 μm [116].

Međutim kada je u pitanju inicijacija loma u perlitnim kolonijama, dislokacije se kreću zavisno od kristalografske orijentacije ferita i orijentacije cementitnih lamela u odnosu na smer naprezanja. Kada su cementitne lamele usmerene pod uglom od oko 45° prema pravcu zatezanja dislokacije unutar ferita mogu da se kreću neometano tako da ne nailaze na feritno/cementitnu granicu, i tada dolazi do značajne plastične deformacije perlita bez značajnog naprezanja cemetitne faze. Međutim, u slučaju kada su one orijentisane paralelno ili normalno u odnosu na pravac naprezanja, cementitne lamele su prisiljene da preuzmu plastičnu deformaciju i lome se [26].

Zavisno od vrste i sastava čelika kao i njegove termo-mehaničke obrade, koja direktno uslovljava mikrostrukturu, zabeleženi su slučajevi gde inicijacija loma cepanjem nastaje od šupljina koje potiču od dekohezije feritne osnove od izduženih čestica MnS [111,117]. U mikrolegiranim čelicima sa beinitnom strukturom lom može biti iniciran lomom pločica krtog martenzitno-austenitnog mikrokonstituenta [118].

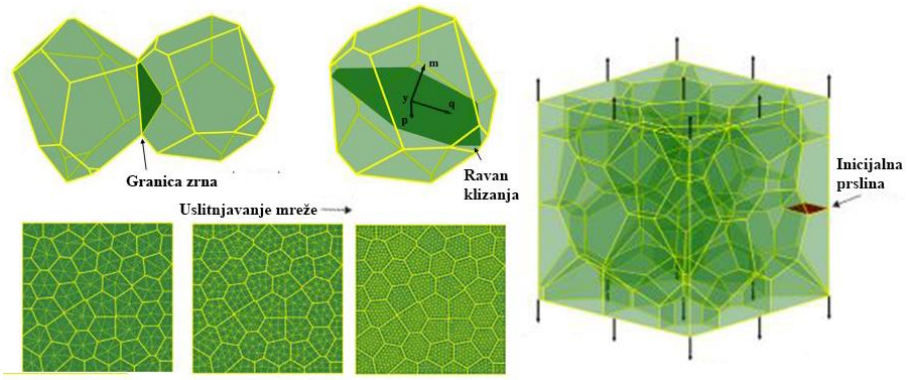
Napredovanje i kretanje prsline kroz mikrostrukturu zavisi od međusobne kristalografske orijentacije susednih mikrokonstituenata na koje prslina nailazi. Granični ferit i perlit imaju sličnu kristalografsku orijentaciju (koje se razlikuju manje od 15º) tako da oni ne pružaju otpor napredovanju prsline kroz materijal [93,119,120]. Iako ne predstavljaju prepreku napredovanja prsline za skretanje pod velikim uglom, pločice martenzitno-austenitnog konstituenta mogu učestvovati u sprečavanju napredovanja mikroprslina, ukoliko su male veličine i homogene raspodele u mikrostrukturi [121–123].

Mikrostruktura acikularnog ferita se pokazala kao najefikasnija pri ometanju napredovanja prsline. Velika razlika u kristalografskoj orijentaciji tankih feritnih pločica karakteristična za acikularni ferit otežava prostiranje prsline koja mora da često menja pravac kretanja [17,91,92]. Takva nasumična orijentacija pločica acikularnog ferita diktira i orijentaciju cementitnih pločica između pločica ferita u odnosu na smer naprezanja. Ovo čini AF plastičnijim od perlita, jer feritne pločice u AF imaju veću slobodu deformacije od ferita u perlitu, tako da lom u ovakvim strukturama najčešće nastaje lomom sekundarnih faza ili drugih mikrokonstituenata [82,87,88,124].

2.2.3 Modelovanje krtog transkristalnog loma

Pod pojmom modelovanja podrazumeva se praćenje međusobne zavisnosti više parametara koji diktiraju neki fenomen [125]. Sa razvojem računarske tehnike i veštačke inteligencije modelovanje postaje sve popularnije u cilju uštede materijala i energije i često se usko povezuje ili poistovećuje sa simulacijom.

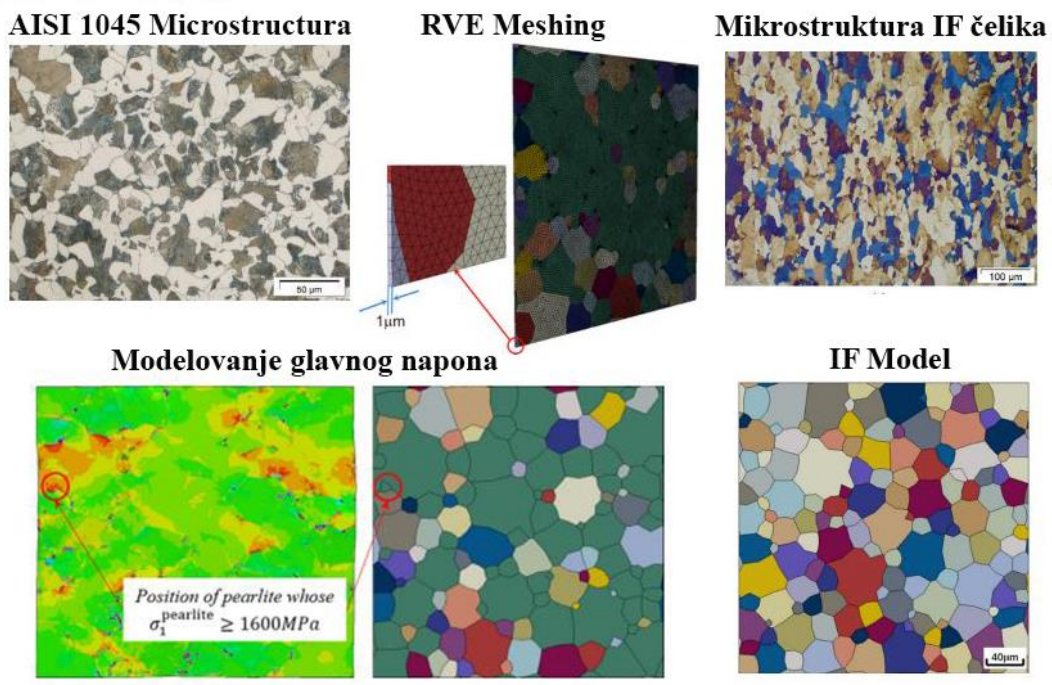
Pristupi modelovanju loma prevashodno zavise od toga da li je fokus na inicijaciji loma ili propagaciju/zaustavljanju rasta prsline. U zavisnosti od ispitivane i modelovane mikrostrukture postoje više nivoa kompleksnosti modela. Primer najjednostavnije metode modelovanja loma bio bi slučaj modela jednofaznog polikristalnog materijala, gde se razmatra samo napredovanje prsline kroz granice zrna. Naravno, modelovanje loma nije striktno vezano za metalne materijale kao što se može videti na primeru modela transkristalnog/interkristalnog loma za SiC sa slike 2.24, gde su modelovana individualna kristalna zrna.



Slika 2.24. Elementi modelovanja transkristalnog/interkristalnog loma polikristalnog SiC [126].

Naravno, sličan pristup modelovanju može biti primenjen i na višefazne metalne materijale, mada on zahteva složeniji pristup statističkoj raspodeli svojstava pripisivane pojedinim fazama čime bi se formirala simulovana mikrostruktura. Primer ovakvog modela može se videti na slici 2.25, gde su istraživači simulirali mikrostrukturu feritno-perlitnog AISI 1045 čelika koristeći reprezentativne zapreminske elemente (Representative Volume Elements, RVE) [127].

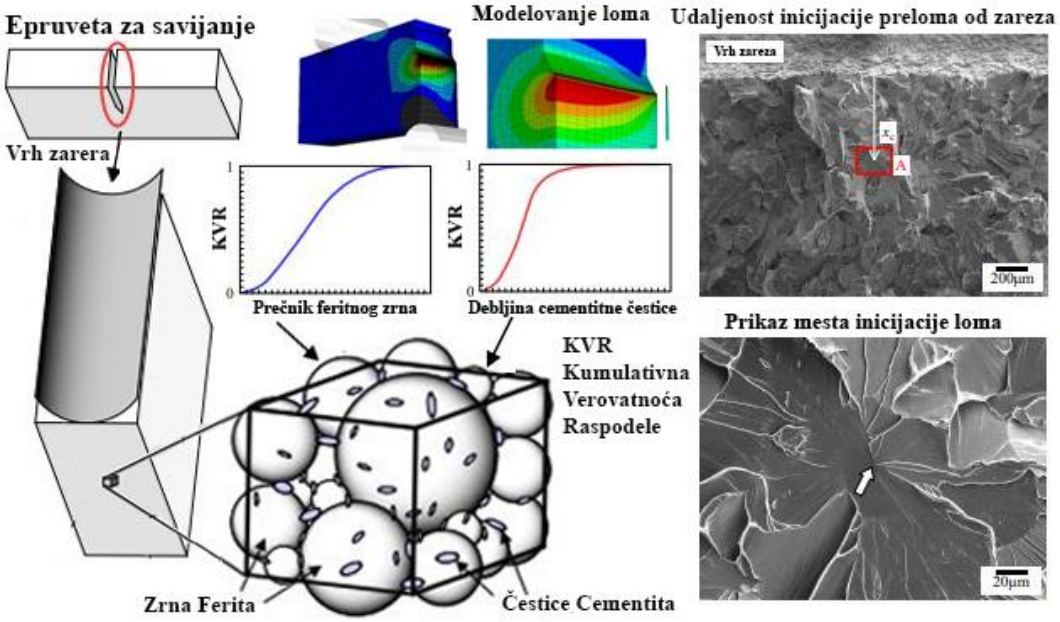
Modelovanje se takođe može raditi pod pretpostavkom ravanskog stanja deformacije i na osnovu zateznih krivih za dati IF (Interstitial-Free) feritni čelik na temperaturi tečnog azota. Obe mikrostrukture, feritnog i feritno-perlitnog čelika, su proste i bez taloga usled čega je i modelovanje mnogo jednostavnije.



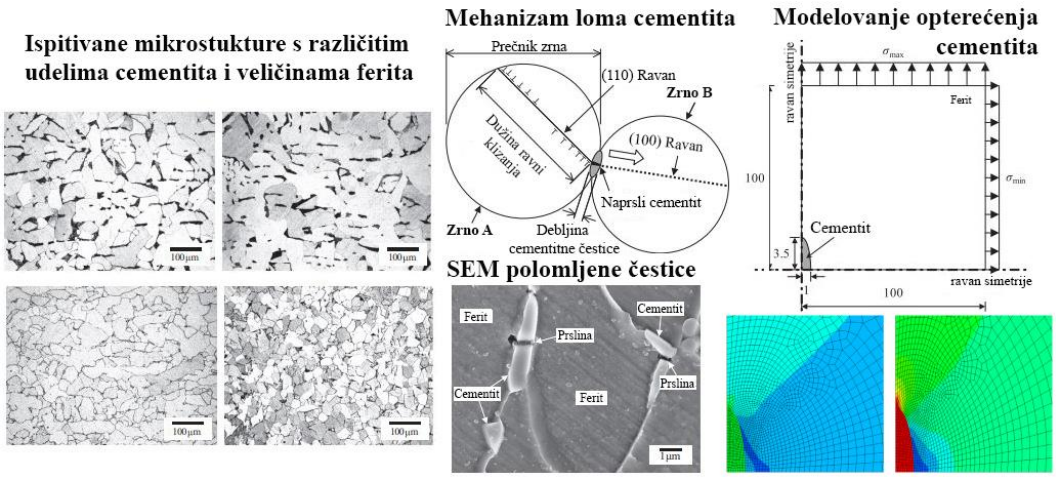
Slika 2.25. Prikaz primene RVE modelovanja na dve različite mikrostrukture. Kod feritno-perlitne mikrostrukture zelena područja predstavljaju zrna perlita, dok raznobojna polja predstavljaju feritna zrna određene kristalografske orijentacije. IF Model je sačinjen samo od zrna ferita [127].

Spoj ova dva pristupa se može videti u opširnoj studiji *Shibanuma* i saradnika [24,25], koja se bavi modelovanjem loma feritno-perlitnih čelika sa osvrtom na mikrostrukturu gde se cementit izdvaja na granicama feritnih zrna. Oni nisu koristili RVE mada jesu epruveti za savijanje u tri tačke pripisivali elemente određene zapremine i na osnovu simulirane raspodele napona modelovali ponašanje mikrostrukture.

Ovakav tip modela zahteva samo dva tipa ulaznih parametara: raspodelu veličine feritnih zrna i cementitnih čestica, i njihove stvarne krive napon–deformacija za datu temperaturu ispitivanja. Razvoj modela vršen je sa četiri tipa mikrostrukture sa različitim odnosima i raspodelama feritnih zrna i cementitnih čestica. Shodno kompleksnosti pošto se model bavi i inicijacijom prsline i njenom propagacijom, pojedini delovi ovakvog pristupa modelovanju su prikazani na slikama 2.26 i 2.27.



Slika 2.26. Prikaz pristupa modelovanju loma feritno-perlitne strukture pri ispitivanju savijanjem u tri tačke [24].

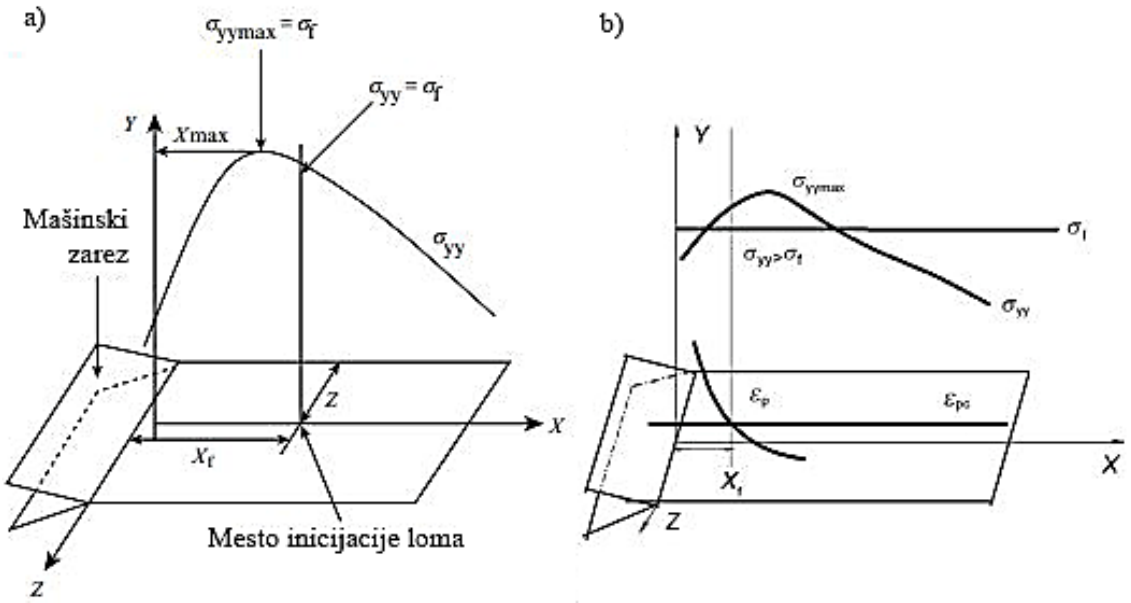


Slika 2.27. Prikaz modelovanja loma cementitne čestice na granici feritnog zrna [25].

Kako ispitivana mikrostruktura postaje kompleksnija poput beinitne, martenzitne ili acikularno feritne, direktan pristup poput modelovanja RVE postaje zahtevniji, kako u statističkom tako i procesorskom okviru simulacija [104,128]. U takvim slučajevima se modelovanje loma zasniva na korišćenju simulacije napona i deformacije i njihova korelacija sa fraktografski relevantnim faktorima poput efektivne površinske energije, kritičnog napona ili otvaranja prsline/COD (crack opening displacement) u zavisnosti koji tip loma se ispituje [129]. Fokus modelovanja su često i konstrukcije zavarenih spojeva, gde može nastati mešavina različitih mikrokonstituenata u zoni uticaja toplote [130].

Bitan aspekat kod modelovanja loma je odabir metode ispitivanja zavisno od vrste loma. Kada je ispitivanje loma mehanizmom cepanja u pitanju, koristi se nekoliko tipova epruveta u zavisnosti od toga koji fenomen se prati. Detaljan pregled ispitivanja mehanike loma cepanjem dao je *Chen* sa saradnicima [131]. Iako je ispitivan čelik niskougljenični sa feritno-perlitnom strukturom, metodologija je primenljiva za sve mikrostrukture.

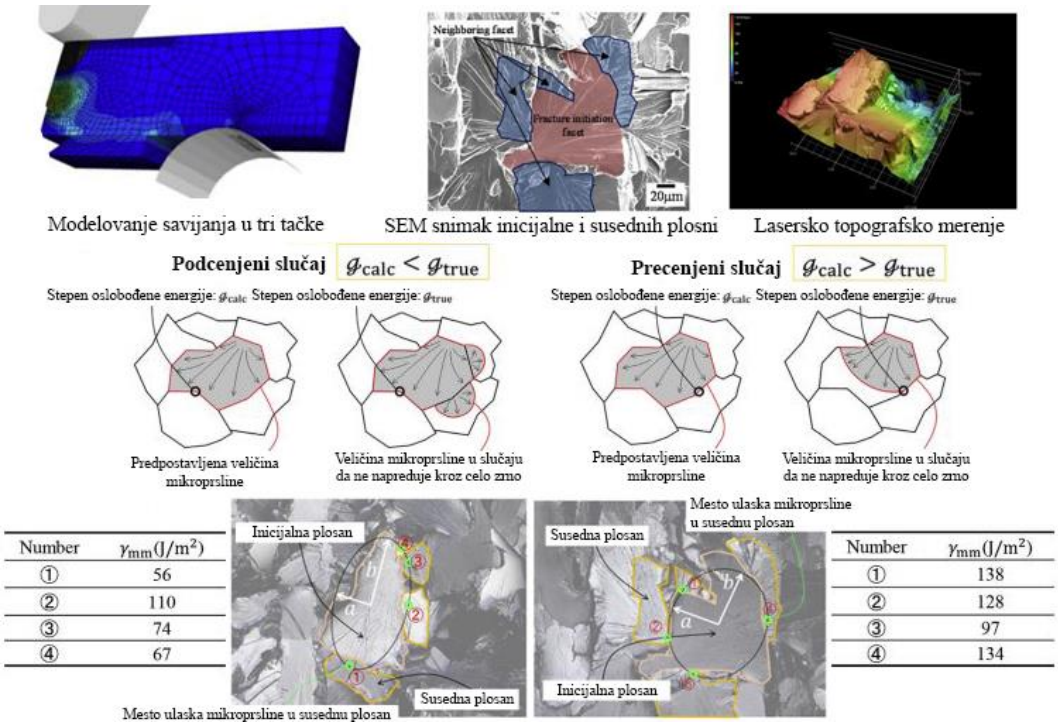
Kritični napon za lom ima dva oblika kada je posmatranje loma mehanizmom cepanja u pitanju što je ilustrovano na slici 2.28. Slučaj kada prsline nastaju, ali se zaustavljaju usled otežanog kretanja kroz mikrostrukturu, tada je kritičan onaj napon koji diktira prostiranje prsline kroz materijal. U slučaju kada se prslina lako prostire kroz materijal, kritičan korak je stvaranje prsline u materijalu. Kao što je naglašeno u prethodnom poglavlju (2.2.1) sve ovo je uslovljeno i temperaturom, kao i samom prirodom loma koju treba uzeti u obzir pri formiranju modela.



Slika 2.28. Ilustracija merenja kritičnog napona za lom cepanjem $\sigma_f$ispred zareza [132]:
(a) u slučaju kada je kritični korak za lom prostiranje prsline kroz materijal;
(b) u slučaju kada je kritični korak inicijacija prsline u materijalu.

Kawata i saradnici daju primer modelovanja propagacije prsline pri krtom lomu perlita u feritno-perlitnim čelicima sa različitim sadržajima nikla, na različitim temperaturama, od -140 °C do -20 °C [133]. Upareno sa fraktografijom prelomnih površina korišćena je laserska tehnika topografskog merenja površine zarad boljeg razumevanja odnosa primarnih i sekundarnih pljosni loma.

Na slici 2.29 prikazan je pristup modelovanju efektivne energije za propagaciju mikroprsline kroz zrna, γ_{mm}. Većina mesta inicijacije loma u njihovim studijama je bila daleko od vrha zareza (od 0,2 mm do 0,6 mm). U slučaju da je lom iniciran na cementitnim česticama ili da lom cementita napreduje u susedno zrno uslov $\sigma_{mm} < \sigma_{pm} \leq \sigma_f$ može biti ispunjen i γ_{mm} je precenjena. Stoga njihov pristup pri modelovanju je bio da površinska energija γ_{mm} bude potcenjena i time su dobili rezultate bliže realnim vrednostima.



Number	γ_{mm}(J/m^2)
①	56
②	110
③	74
④	67

Number	γ_{mm}(J/m^2)
①	138
②	128
③	97
④	134

Slika 2.29. Modelovanje energije za propagaciju prsline, γ_{mm}, lomom perlita na sniženim temperaturama [133].

3 EKSPERIMENTALNI DEO

3.1 Materijal

U ovom radu korišćena su dva komercijalna srednjeugljenična mikrolegirana čelika, čiji su hemijski sastavi prikazani u tabeli 3.1, od kojih je jedan mikrolegiran dodatkom V (označen kao V-čelik), a drugi dodatkom Ti i V (označen kao TiV-čelik). Čelici su isporučeni kao toplo valjane šipke dužine 1 m, prečnika 19 mm za čelik sa mikrolegirajućim dodatkom V i 22 mm za čelik sa mikrolegirajućim dodatkom Ti i V. Šipke su dobijene toplim valjanjem ingota sa temperature od 1200°C u gredice dimenzija 120x120 mm na bluming valjaonici. Gredice su dalje progrevane na 1150°C i toplo valjane u šipke sa završnom temperaturom valjanja od 950°C i hlađene na vazduhu.

Tabela 3.1. Hemijski sastav ispitivanih čelika.

Element	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo	V	Ti	Al	Nb	N
V-čelik	0,256	0,416	1,451	0,0113	0,0112	0,201	0,149	0,023	0,099	0,002	0,038	0,002	0,0229
TiV-čelik	0,309	0,485	1,531	0,0077	0,0101	0,265	0,200	0,041	0,123	0,011	0,017	0,003	0,0228

3.2 Termička obrada

Homogenizacija šipki je izvršena u laboratorijskoj elektrootpornoj peći na temperaturi od 1250°C u trajanju od 4 časa u zaštitnoj atmosferi argona, nakon čega su uzorci kaljeni u ulju. Homogenizovani uzorci šipki su isečeni na uzorke dužine 210 mm namenjene za izradu epruveta za ispitivanje jednoosnim zatezanjem kao i na uzorke dužine 180 mm namenjene za izradu epruveta za ispitivanje savijanjem u četiri tačke, dok je ostatak upotrebljen za metalografska ispitivanja. Ovi uzorci su potom progrevani na temperaturi austenitizacije od 1250 °C u trajanju od 30 minuta u atmosferi argona, i hlađeni na mirnom vazduhu.

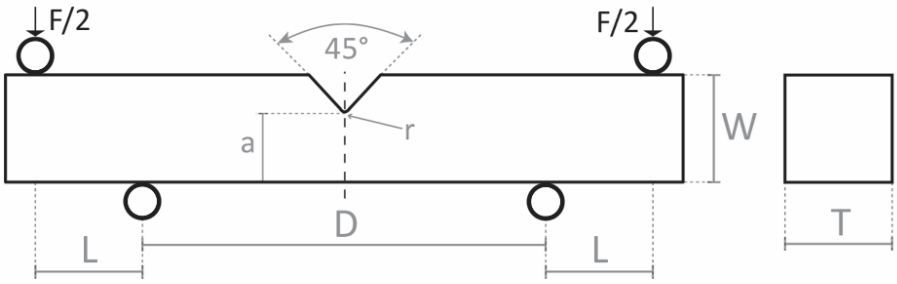
3.3 Mikrostrukturna ispitivanja

Mikrostruktura je ispitivana primenom svetlosnog mikroskopa MeF3 (Reichert-Jung, Austria) koji je opremljen kamerom tipa Leica sa digitalnim softverom za akviziciju slike. Skenirajući elektronski mikroskop tipa JEOL JSM-7001F (Jeol, Japan) opremljen sa uređajem za energetski disperzivnu rendgensku spektroskopiju (EDS) tipa Xplore 15 (Oxford Instruments, Ujedinjeno Kraljevstvo) korišćeni su kako za mikrostrukturne, tako i za fraktografske analize.

Uzorci dužine oko 10 mm za ispitivanje mikrostrukture isečeni su iz šipki koje su prethodno termički obrađene prema opisanom režimu (Poglavlje 3.2). Brušenje je vršeno ručno na mokrim silicijum karbidnim brusnim papirima granulacija 120, 240, 320, 600, 800, i 1200, dok je poliranje vršeno dijamantskim pastama finoća 5 μm i 1 μm na tekstilnoj podlozi koristeći lubrikant (155003 MetaDi Fluid, Bauhler GmbH, Nemačka). Polirane površine nagrizane su u 2% rastvoru azotne kiseline u etanolu (nital) kao i u 2% rastvoru pikrinske kiseline u etanolu (pikral).

3.4 Ispitivanje savijanjem u četiri tačke

Prilikom ispitivanja savijanjem u četiri tačke korišćena je epruveta sa zarezom čije dimenzije i geometrija, ilustrovane na slici 3.1, odgovaraju uzorcima predstavljenim u radu Grifitsa i Ovena [27].



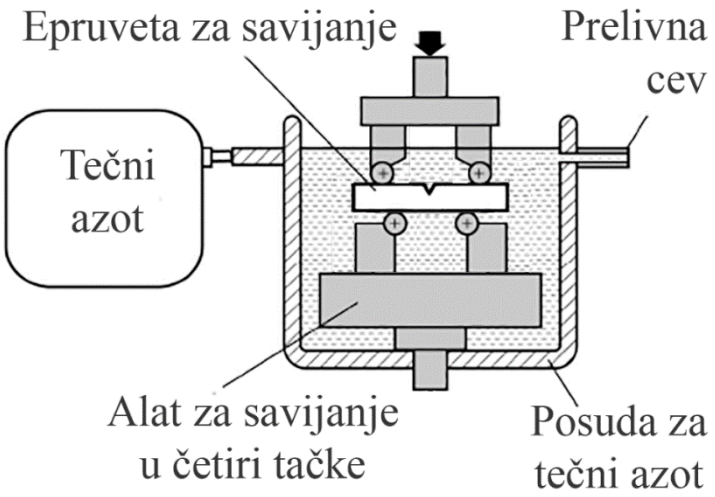
Slika 3.1. Uzorak za ispitivanje u četiri tačke po Grifitsu i Ovenu [27]:
T= 12,7 mm, W= 12,7 mm, a= 8,47 mm, D= 38,1 mm, L= 12,7 mm, r= 0,25 mm

Ispitivanje savijanjem u četiri tačke izvedeno je na temperaturi tečnog azota (-196 °C) koristeći hidrauličku kidalicu Instron u kompresionom režimu. Uzorak je ispitivan u posebnoj komori povezanoj sa bocom za tečni azot s regulacijom protoka tečnosti kako bi epruveta za savijanje stalno bila potopljena, čime se obezbeđuje konstantna temperatura.

Skica aparature data je na slici 3.2, brzina savijanja iznosila je 0,1 mm po minuti dok je nominalni napon savijanja izračunat prema sledećoj jednačini:

$$\sigma_{\text{nom}} = \frac{6 \cdot F \cdot L}{T \cdot a^2} \tag{3.1}$$

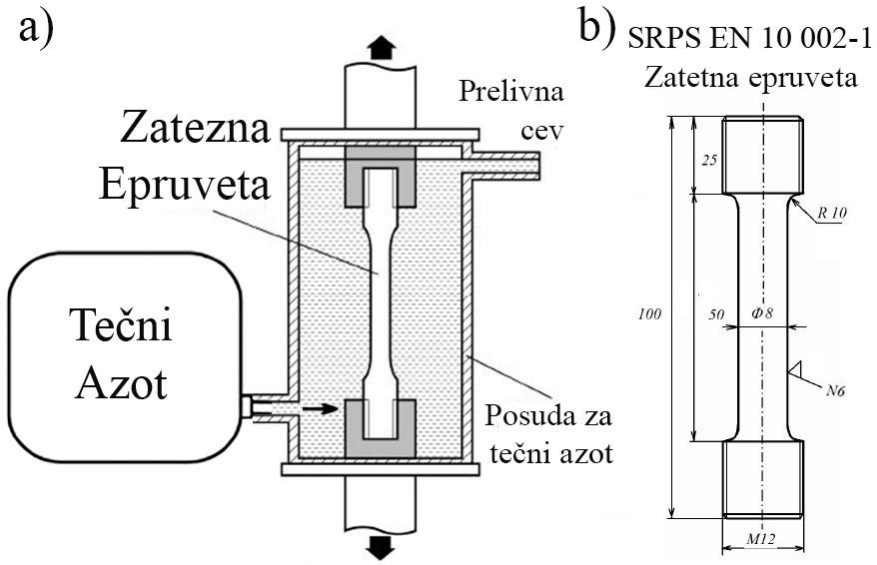
gde su veličine B, L i a dimenzije epruvete date na slici 3.1 dok je F sila savijanja zabeležena na uređaju za ispitivanje koja je posle korišćena za određivanje pomeraja/ugiba modela (poglavlje 4.4.2). Ispitivane su po četri epruvete za svaki čelik.



Slika 3.2. Prikaz aparature za savijenje u četri tačke na temperaturi tečnog azota.

3.5 Ispitivanje jednoosnim zatezanjem

Ispitivanje jednoosnim zatezanjem je takođe izvršeno na temperaturi tečnog azota u specijalnoj komori na hidrauličnoj mašini Instron (model 1332) kapaciteta 100 kN (Slika 3.3a). Epruvete korišćene za ispitivanje su proporcijalne kružnog preseka urađene prema standardu SRPS EN 10 002-1 (Slika 3.3b), merne dužine $L_0 = 40$ mm i prečnika $d = 8$ mm, kao i modifikovane proporcijalne epruvete merne dužine $L_0 = 30$ mm i prečnika $d = 6$ mm. Brzina zatezanja je konstantna i iznosila je 0,1 mm po minutu isto kao pri savijanju u četiri tačke.



Slika 3.3. Prikaz aparature za jednoosno zatezanje:
Komora za zatezanje na temperaturi tečnog azota (a); Standardna epruveta (b).

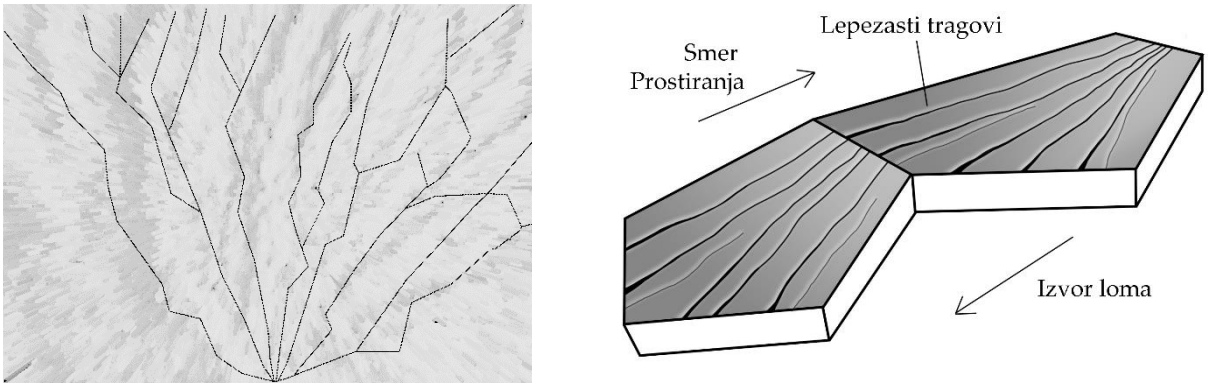
3.6 Fraktografija

Za fraktografsku analizu prelomnljenih epruveta savijanjem u četri tačke korišćen je Skenirajući elektronski mikroskop (SEM) tipa JEOL JSM-7001F opremljen sa uređajem za energetski disperzivnu rendgensku spektroskopiju (EDS) tipa Oxford Instruments Xplore 15. Vrednosti parametara pri ispitivanju na SEM su radni napon od 20eV, žižna daljina od 10 do 15 cm.

Urađena je EDS analiza na ukupno 16 uključaka od kojih su neki u poliranom a neki u nagriženom stanju. Za identifikaciju uključaka je najpogodnije polirano stanje, ali se tek nagrizanjem otkriva njihovo mesto i uloga u formiranju mikrostrukture.

Fraktografiji se pristupilo iz dva ugla. Prvi je detektovanje mesta inicijacije loma sa merenjem dimenzija polaznih faceta. Drugi je posmatranje kretanja prsline tako što su po jedna polovina eptuvete nakon preloma presečene uzduž po centru.

Lokacija zone nastanka loma cepanja vršena je vizuelno praćenjem makroskopski vidljivih Ševron (*Chevron*) linija ili linija V oblika. Pošto je u pitanju transkristalni krti lom, pri većim uvećanjima na SEM uočavaju se lepezasti tragovi na površini preloma, sa šarama nalik školjki, čiji luk ukazuje na izvorište loma [134,135]. Primeri makroskopskih tragova tipa Ševron linija, i tragova u obliku lepeze ilustrovane su u slici 3.4.



(a) (b)

Slika 3.4. Ilustracija usmerivanja na izvorište loma Ševronovih linija (a), lepezastih tragova (b).

Nakon lociranja potencijalnih lokacija inicijalne mikroprsline, izmerene su dimenzije prve ravni, koje su kasnije korišćene za proračun kritičnog napona za lom i efektivnu energiju površine (poglavlje 3.9). Pošto su ravni često nepravilnog oblika one se aproksimiraju elipsom tako da manja osa bude normalna na najveću dimenziju faceta koja predstavlja rastojanje između tangenti najudaljenijih tački okvira pljosni.

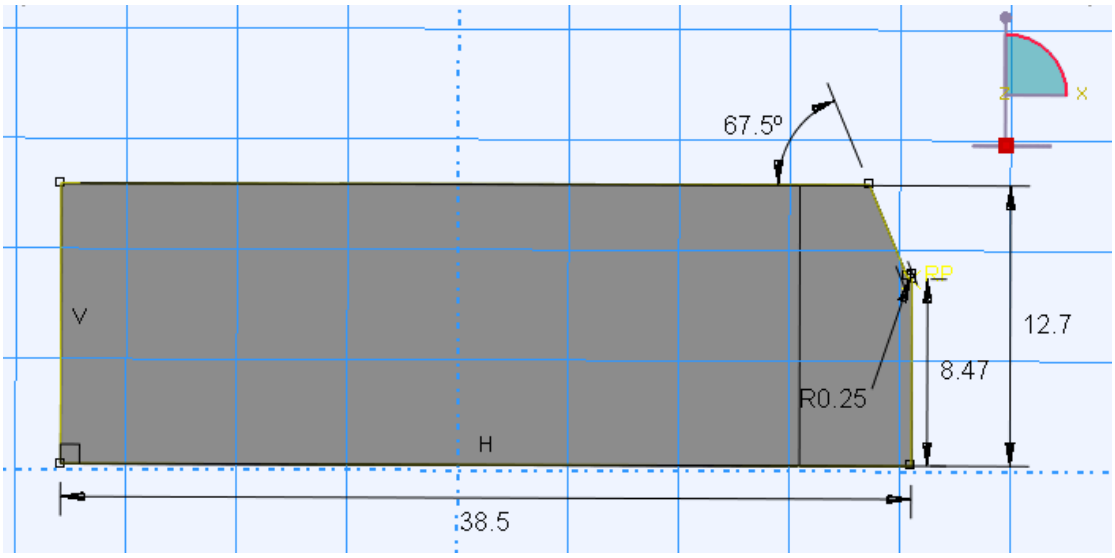
Prelomljene epruvete za savijanje (Slika 3.5) isečene su uzdužno normalno na mašinski zarez, a potom su zatopljene, brušene, polirane i nagrizane nitalom kako bi otkrili putanju prsline kroz mikrostrukturu. Takođe, kod ovako pripremljenih uzoraka moguće je detektovati i izmeriti dužinu mikroprslina čija je propagacija zaustavljena.

Slika 3.5. Prikaz sečenja epruvete za savijanje u četiri tačke za praćenje kretnja mikroprsline [136].

3.7 Modelovanje metodom konačnih elemenata

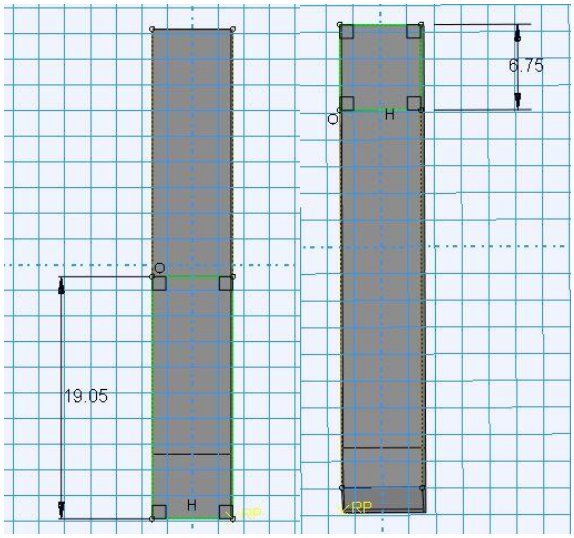
3.7.1 Kreiranje sklopa modela ispitivanja savijanjem u četiri tačke (*Parts & Assembly*)

Modelovanje metodom konačnih elemenata izvršeno je pomoću programskog paketa ABAQUS („Simulia Abaqus FEA“)[137]. Model je urađen za četvrtinu epruvete po skici prikazanoj na slici 3.6, koji je formiran sa **solid extrude** opcijom do debljine od 6,35 mm shodno dimenzijama prikazanim na slici 3.1 sa referentnom tačkom RP (*Reference Point*) stavljenom u centar epruvete.

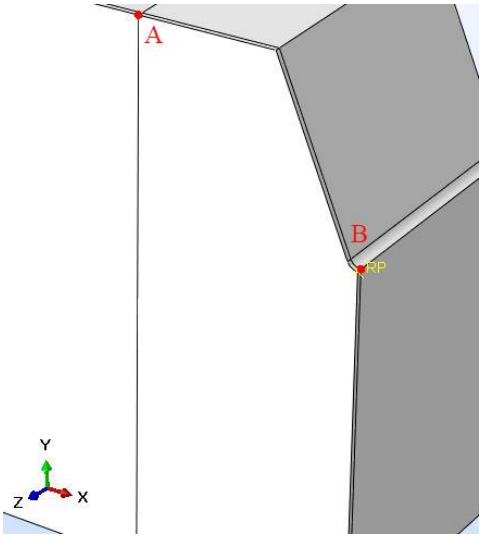


Slika 3.6. Skica modelova četvrtine epruvete u ABAQUS programu.

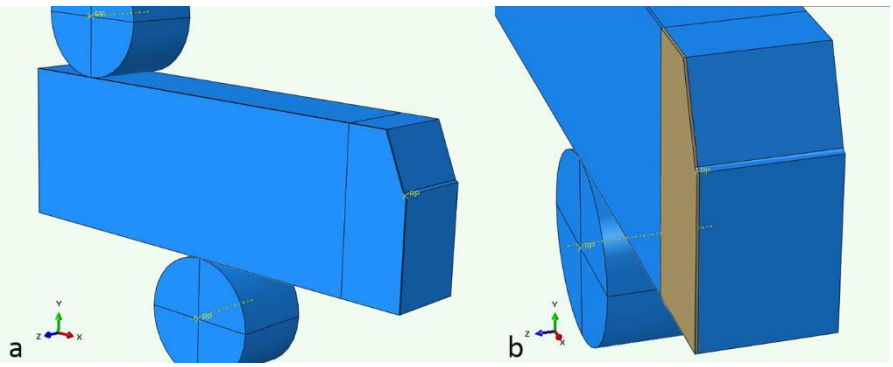
Četvrtina epruvete je dalje podeljena/particionisana (*Partition*) kako bi se lakše postavili oslonci za savijanje, kao što je prikazano na slici 3.7. Oslonci su modelovani kao kružnice prečnika 5 mm koji su takođe tipa *solid extrude* na debljinu od 6,35 mm i konvertovani u model tela tipa *analytical rigit body*. Po pitanju deljenja epruvete zarad postavljenja podmodela dodeljene su još dve podele ivica, koje su dalje prenesene na celu epruvetu, kao što je prikazano na slici 3.8. Prikaz globalnog modela i podmodela prikazani su na slici 3.9 kao deo sklopa (*Assembly*).



Slika 3.7. Prikaz deljenja gornje i donje površine epruvete za postavljanje oslonca.



Slika 3.8. Particionisanje ivica (0<t<1) zarad odvajanja podmodela,
podela A (0.894364632541) i podela B (0.98).



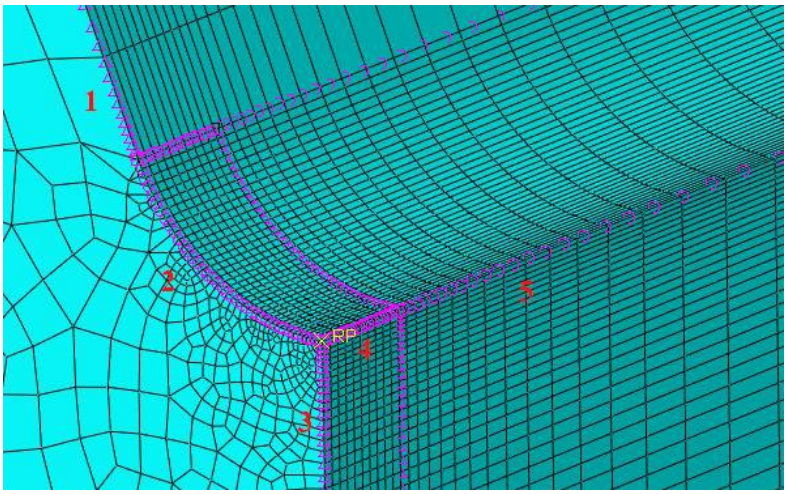
Slika 3.9. Sklop modela s osloncima za savijanje u četiri tačke: globalni model (a); podmodel (b) - narandžasto osenčen deo.

Kontaktne površine oslonaca i epruvete su podešene tako da oslonac bude tipa *Master Surface*, a epruveta *Slave Surfice*, sa zanemarljivim međusobnim pomerajem (*Finite sliging*), dok je diskretizacioni metod podešen na *Surface to Surface*. Kada je interakcia između tih površina u pitanju podešeno je tangentno ponašanje (*Tangential Behavior*) bez trenja (*Frictionless*). Materijal koji je korišćen za ispitivane čelike zasnovan je na zateznim krivama opisanim u odeljku 3.5 po pitanju plastičnih svojstava dok su elastična svojstva modelovana modulom elastičnosti E od 200 GPa i Poasonovim korficijentom ν od 0,28 kao standardnim vrednostima za čelike [27].

3.7.2 Konstruisanje mreže modela (*Meshing*)

Globalna veličina ćelija (*Global seeds*) je podešena na 0,5 kako za Globalni i podmodel tako i za oslonce. Međutim, kod globalnog modela veličine ćelija uz ivice, prikazane na slici 3.10, podešene su na sledeći način:

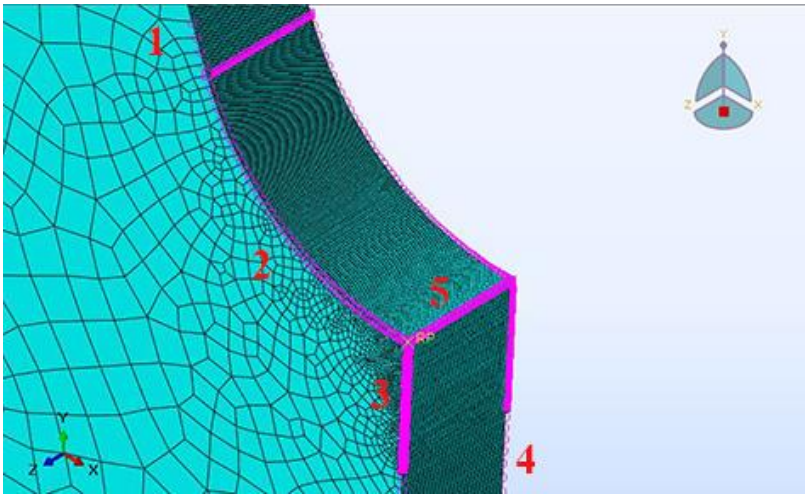
1. Ivica 1 - podela je usmerena ka referentnoj tački RP (*Single Bias*) prema veličini Min (0.005) do Max (0.5) sa dozvoljenim povećanjem broja elemenata.
2. Ivica 2 - podela je usmerena ka referentnoj tački RP (*Single Bias)* prema veličini Min (0.005) do Max (0.01) sa dozvoljenim povećanjem il smanjenjem broja elemenata.
3. Ivica 3 - podela je usmerena ka referentnoj tački RP (*Single Bias*) prema veličini Min (0.005) do Max (0.5) sa dozvoljenim povećanjem broja elemenata.
4. Ivica 4 - podela prema veličini od 0.005 (*None Bias*) sa dozvoljenim povećanjem ili smanjenjem broja elemenata.
5. Ivica 5 - podela je usmerena ka referentnoj tački RP (*Single Bias*) prema veličini Min (0.01) do Max (0.5) sa dozvoljenim povećanjem broja elemenata.



Slika 3.10. Prikaz podele mreže u centru globalnog modela oko referentne tačke RP (ivice su označene brojevima od 1 do 5).

Kada je u pitanju podmodel takođe je podešeno pet različitih particionisanja ivica, kao što je prikazano na slici 3.11, prema sledećim uslovima:

1. Ivica 1 - podela je usmerena ka referentnoj tački RP (*Single Bias*) prema veličini Min (0.01) do Max (0.5) sa dozvoljenim povećanjem ili smanjenjem broja elemenata.
2. Ivica 2 - podela je usmerena ka referentnoj tački RP (*Single Bias*) prema veličini Min (0.001) do Max (0.01) sa dozvoljenim povećanjem ili smanjenjem broja elemenata.
3. Ivica 3 - podela prema večičini (*None Bias*) od 0.001 sa dozvoljenim povećanjem broja elemenata.
4. Ivica 4 - podela je usmerena ka referentnoj tački RP (*Single Bias*) prema veličini Min (0.01) do Max (0.05) sa dozvoljenim povećanjem ili smanjenjem broja elemenata.
5. Ivica 5 - podela prema večičini (*None Bias*) od 0.001 sa dozvoljenim povećanjem il smanjenjem broja elemenata.



Slika 3.11. Prikaz podele mreže u centru podmodela oko referentne tačke RP (ivice su označene brojevima od 1 do 5).

Tip elemenata za globalni kao i podmodel podešen je na heksaedarski 8-čvorni linearni, sa redukovanom integracijom, i kontrolom efekta "peščanog sata" ("hourglass effect") - C3D8R. Kod globalnog modela broj čvorova je 164025 dok je broj elemenata/ćelija 152988, a kada je u pitanju podmodel broj čvorova je 427008 dok je broj elemenata/ćelija 401701.

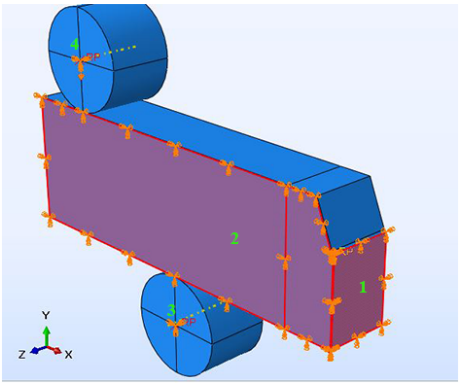
3.7.3 Granični uslovi modela

Granični uslovi (BC) postavljeni za globalni model prikazani su na slici 3.12.

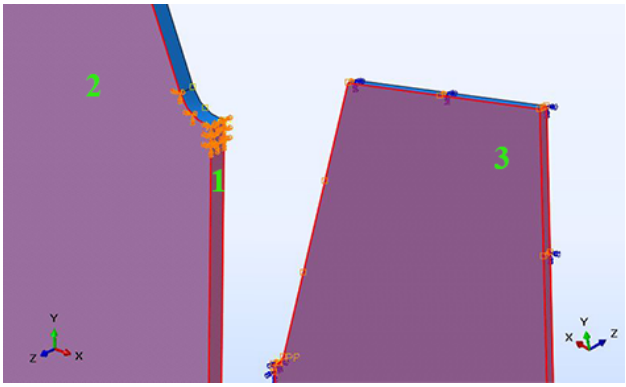
1. Za postavljanje graničnog uslova 1 simetrije po X pravcu (XSYMM) izabrane su dve površine podeljene pariticionisanjem ćelije B prikazanim na slici 3.8.
2. Za postavljanje graničnog uslova 2 simetrije po Z pravcu (ZSYMM) izabrane su dve površine podeljene pariticionisanjem ćelije A prikazanim na slici 3.8.
3. Za postavljanje graničnog uslova 3 nepomičnog oslonca (ENCASTRE) izabrana je referentna tačka u centru dodnjeg oslonca.
4. Za postavljanje graničnog uslova 4 pokretnog oslonca (Displacment/Rotation) izabrana je referentna tačka u centru gornjeg oslonca sa negativnim vrednostima pomeraja U2 dok su za ostale pravce zadate vrednosti 0.

Granični uslovi (BC) postavljeni za podmodel prikazani su na slici 3.13:

1. Za postavljanje graničnog uslova 1 simetrije po X pravcu (XSYMM) izabrane su dve površine ispod zareza. Prva koja je ispunjena sitnim elementima veličine 0,001 mm i druga ispod nje do dna epruvete
2. Za postavljanje graničnog uslova 2 simetrije po Z pravcu (ZSYMM) izabrana je manja površina dobijena particionisanjem ćelije A prikazanim na slici 3.8
3. Za postavljanje graničnog uslova 3 podmodela (Podmodel) izabrane su dodirne površine sa globalnim modelom sa stepenima slobode 1,2,3 sa skalom 1



Slika 3.12. Granični uslovi za globalni model.



Slika 3.13. Granični uslovi za podmodel.

3.7.4 Podešavanje koraka pomeraja modela savijanja u četiri tačke

Zarad lakšeg fukcionisanja podmodela svaka od četri ispitivane epruvete za svaki čelik je imala svoj globalni model i podmodel, tako da je broj koraka sveden na minimum, inicijalni i prvi korak. U inicijalnom koraku se kreiraju uslovi simetrije BC-1 i BC-2 kao i nepomičnost donjeg oslonca BC-3. U prvom koraku se kreira pomeraj gornjeg oslonca BC-4 dok se ostali uslovi zadržavaju. Inkrementi prvog koraka su podešeni inicijalno na 0.05, sa minimumom od $1 \cdot 10^{-12}$ i maksimumom od 1. Takođe je uzeta u obzir nelinearnost geometrije (*Nlgeom*) a vremenski period stavljen na 1.

Kao što je već napomenuto svaki uzorak za oba čelika ima svoj model i zaseban pomeraj koji je podešen tako da se reakciona sila podudara sa eksperimentalnom i pomeraji za BC-4 dati su u tabeli 3.2. Usled toga da se epruveta savija u četiri tačke (Slika 3.2) merena sila na uređaju je podeljena na dva pritisna trna. Dalje pošto je četvrtina epruvete modelovana simetrijom, pritisna sila jednog trna je opet podeljena na dva dela. Dakle reakciona sila gornjeg (pokretnog) trna iznosi četvrtinu očitane sile na uređaju. Ovo je vrlo bitan faktor jer ukoliko se modeluje simetrijom, a sila ne umanji prikladno, računaće se pogrešni kritični naponi u trenutku dostizanja loma shodno očitanoj sili.

Tabela 3.2. Pomeraji gornjeg oslonca modela epruveta savijanjem u četiri tačke.

Model/Uzorak	V-01	V-02	V-03	V-04	TiV-01	TiV-02	TiV-03	TiV-04
Pomeraj U2	-0.24	-0.262	-0.20225	-0.228	-0.1416	-0.1685	-0.1745	-0.177

3.8 Digitalna analiza slike i stereološka analiza mikrostrukture

Automatska kvantitativna analiza je urađena pomoću softverskog paketa MIPAR™ [138] koji je zasnovan na MATLAB softverskom okruženju. Kada je u pitanju mikrostuktura usled učestalog ponavljanja mikrostrukture AF, merenje cementnitnih pločica unutar feritnih iglica obavljeno je na 20 reprezentativnih svetlosnih mikrofotografija. Međutim za određivanje udela komponeniti i mikrokonstituenata uzet je uzorak od 200 svetlosnih mikrofotografija.

Recepti za merenje debljine cementitnih pločica dati su za svaki čelik u tabeli 3.3. Treba imati u vidu da se vrednosti korišćene za segmentaciju na osnovu boje (*Color Select*) razlikuju shodno ekspoziciji pri kojima su slike snimane, što se ogleda i u histogramima raspodele osvetljenosti tačaka slike (*pixel*), koja može biti korišćena umesto selektovanja boje (*Segmentation/Threshold*).

Merenje udela komponenti koji su podešeni kao slojevi slike (*Set Layer*) vršeno je preko *Measure Image* opcije dok je debljina cementita određena preko *Local Measurements* funkcije MIPAR softvera biranjem opcije *Measure Thickness*. Merenje mikrokonstituenata urađeno je na sličan način tako što su izolovani delovi ferita koji pripadaju graničnim feritima (GBF) od perlita (P), a ostatak je pripisan acikularnom feritu (AF). Pošto je segmentacija GBF gruba procena, koristi se samo zarad poređenja udela AF, jer recepti za merenje debljine cementita u AF prepoznaju samo ukupan ferit kao komponentu.

Tabla 3.3. Koraci u receptima MIPAR programa za formiranje separacije mikrokonsituenata.

Recept za V čelik	Recept za TiV čelik
START	START
1. Flatten Backround: 443 3. Set Memory Image #1 5. Highlight Lines: 1 1.0 Dark 7. Basic Threshold: 3 Bright Precentage 9. Set Companion Image 11. Call Memory Image #1 13. Range Threshold: 94 247 15. Merge Lighter Pixels 17. Recect Features: Area 50 px2 ORI* 19. Estend Features: 52 21. Smooth Features: 7 0.5 23. Recect Features: Roundness 0.8 OKI* **Set Layer** -Cementit 26. Set Companion Image 28. Call Memory Image#1 **30.** Basic Threshold: 42 Bright Precentage 31. Merge Darker Pixels 33. Minus 35. Set Memory Image #2 **Set Layer** -Ferit 38. Call Memory Image #1 40. Basic Threshold: 255 Dark Value 42. Minus **44.** Set Memory Image #3 45. Call Memory Image #2 47. Set Companion Image 49. Call Memory Image #3 **51.** Minus **52.** Recect Features: Roundness0.8 OKI* **Set Layer** -Perlit	2. Flatten Backround: 443 4. Set Memory Image #1 6. Color Select: 116 160 208 230 63 253 8. Smooth Features: 9 0.5 10. Set Memory Image #2 12. Retain Erosion: 4 14. Smooth Features: 5 1.0 16. Invert 18. Set Companion Image 20. Call Memory Image #1 22. Highlight Lines: 1 1.0 Dark 24. Adaptive Threshold: 200 Mean 0.00 Bright Precentage Difference Memory Image#2 Dinamic Direct 4.0 25. Smart Erosion 5 8 27. Recect Features: Roundness 0.88 OKI* 29. Minus **Set Layer** -Cementit 32. Set Companion Image 34. Call Memory Image #1 36. Color Select: 0 201 0 255 0 89 37. Set Memory Image #3 39. Invert 41. Recect Features: Area 0.5µm2 ORI* 43. Minus **Set Layer** -Ferit 46. Call Memory Image #3 48. Minus 50. Recect Features: Area 0.5µm2 ORI* **Set Layer** -Perlit
END	END
	*OKI (Object Keep Include) *ORI (Object Reject Include)

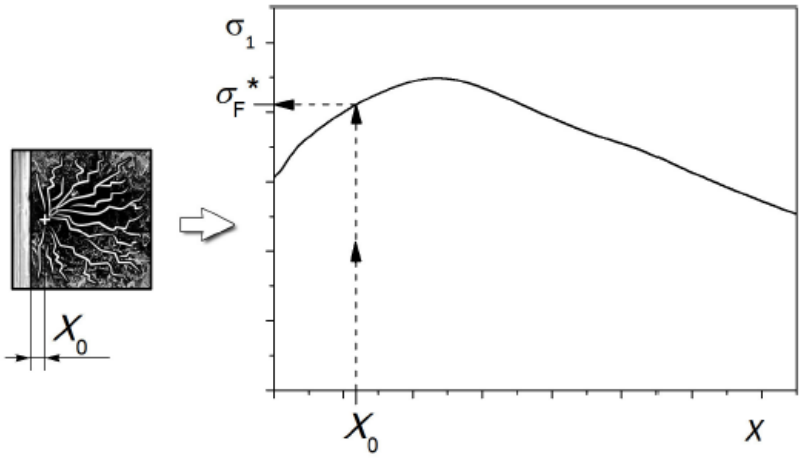
3.9 Određivanje napona loma i efektivne energije površine

Kao što je već napomenuto nominalni napon loma σ_{nom} izračunava se prema jedačini (3.1) za vrednost sile detektovane pri lomu epruvete F_{max}. Kritični napon krtog loma $\sigma_F{}^*$ definisan je Grifitovom jednačinom:

$$\sigma_F{}^* = \sqrt{\frac{\pi \cdot E \cdot \gamma}{(1-\nu^2) \cdot D}} \tag{3.2}$$

gde su E modul elastičnosti, ν Poasonov koeficijent, γ energija stvaranja slobodne površine, i D kritični prečnik kružne mikroprsline.

Kritični napon u datoj jednačini eksperimentalno je utvrđen na osnovu ispitivanja savijanjem u četiri tačke korišćenjem metode konačnih elemenata i fraktografske analize merenja odstojanja polazne pljosni od ivice mašniskog zareza. Kada se odredi udaljenost inicijacije loma od vrha mašinskog zareza na epruveti za savijanje u četiri tačke, na osnovu te udaljenosti, X_0, onda se na osnovu modelovanih vrednosti napona očitava kritični napon za lom. Ovaj postupak je ilustrovan na slici 3.14.



Slika 3.14. Šematski prikaz određivanja kritičnog napona loma [105].

Pošto oblik Grifitove jednačine (3.2) važi za kružnu prslinu, kao što je ranije napomenuto (odeljak 3.6), polazna pljosan cepanja, sa koje je iniciran lom merenjem je aproksimirana u elipsu tako da se efektivni prečnik računa prema sledećoj jednačini [8]:

$$D = D_{eff} = \frac{D_{min}}{\phi^2} \cdot \frac{\pi^2}{4} \;\middle|\; \phi = \frac{3\pi}{8} + \frac{\pi}{8}\left(\frac{D_{min}}{D_{max}}\right)^2 \tag{3.3}$$

Kako bi se izračunala efektivna energija stvaranja nove površine iz jednačine (3.2) ona se predstavlja na grafiku kao zavisnost kritičnog napona loma $\sigma_F{}^*$ u odnosu na recipročnu vrednost korena efektivnog prečnika $D_{eff}{}^{-1/2}$, koji predstavlja pravu, iz čijeg nagiba se može izračunati γ prema izrazu:

$$\gamma = \frac{1-\nu^2}{E \cdot \pi} \cdot k^2 \tag{3.4}$$

gde k predstavlja nagib prave.

Grifitova jednačina takođe nalazi upotrebu pri proračunu napona loma čestica sekundarnih faza ili krtih cementitnih mikrokonstituenata.

Napon za lom cementitnih pločica unutar AF izračunava se pomoću Grifitove jednačine oblika [111]:

$$\sigma_F^* = \sqrt{\frac{4E\gamma}{\pi(1-\nu)C}} \tag{3.5}$$

Ukoliko se uzmu poznate vrednosti efektivne energije cementita γ, od 9 Jm^{-2} [120] Jangovog modula elastičnosti za cementit, E, od 189 GPa i Poasonovog koeficijenta cementita, ν, od 0,301 [139], naponi za lom cementitne pločice debljine C izračunavaju se pomoću Grifitove jednačine (3.5).

Ukoliko se primeni sličan pristup kao za lom cementitnih pločica u AF na čestice TiN i upotrebi Grifitova jenačina za sferne čestice [10,22,120]:

$$\sigma_{p/m} = \sqrt{\frac{\pi\, E\, \gamma_{p/m}}{(1-\nu^2)\, d}} \tag{3.6}$$

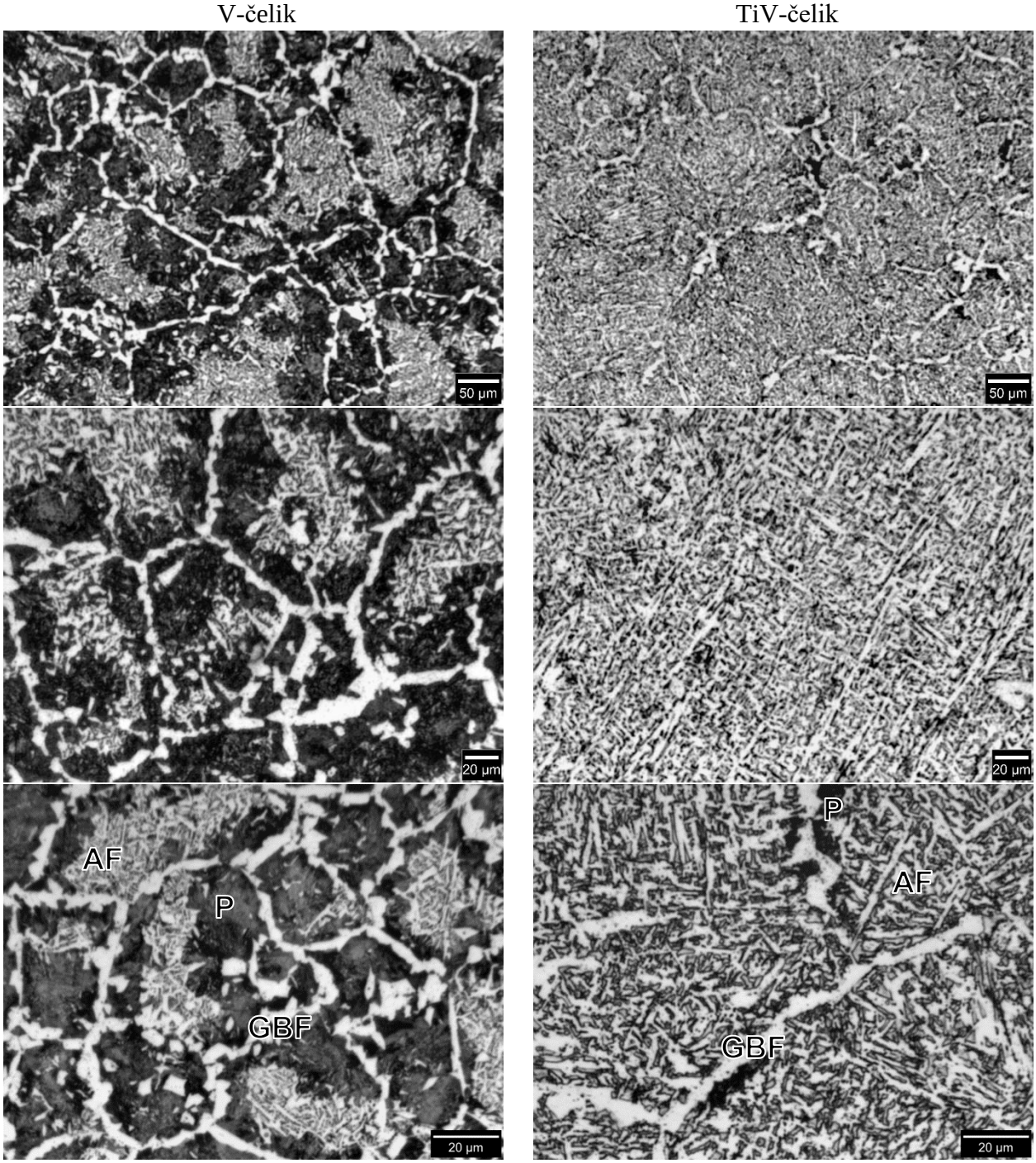
korišćenjem modelovanih napon duž prelomne površine i vrednosti efektivne energije površine TiN od 7 Jm^{-2} [86,120], moguće je odrediti debljinu čestica TiN, d, koje bi se prelomile na datim naponima, σ.

4 REZULTATI

4.1 Mikrostruktura uzoraka V- i TiV-čelika

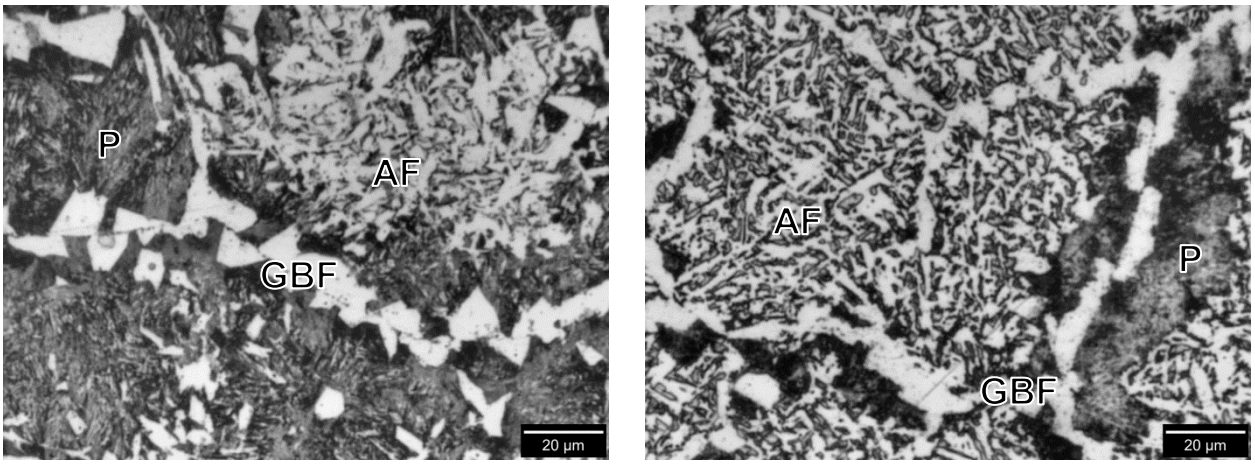
4.1.1 Svetlosna mikroskopija uzoraka V- i TiV-čelika

Na slici 4.1 uporedno su prikazane mikrostrukture V- i TiV-čelika pri različitim uvećanjima gde se pri najvećem prikazanom uvećanju mogu videti naznačeni mikrokonstituenti poput perlita, ferita po granicama zrna i acikularnog ferita. Mikrostrukture se razlikuju po udelu perlita (tamno nagriženi delovi). Polazna austenitna zrna ocrtana su nizom zrna proeutektoidnog ferita koji formira mrežu ferita, što se najlakše uočava pri najmanjim uvećanjima na SM.



Slika 4.1. Mikrostruktura V- i TiV- mikrolegiranih čelika pri različitim uvećanjima (AF – acikularni ferit; P – perlit; GBF – ferit po granicama zrna). Svetlosna mikroskopija (SM).

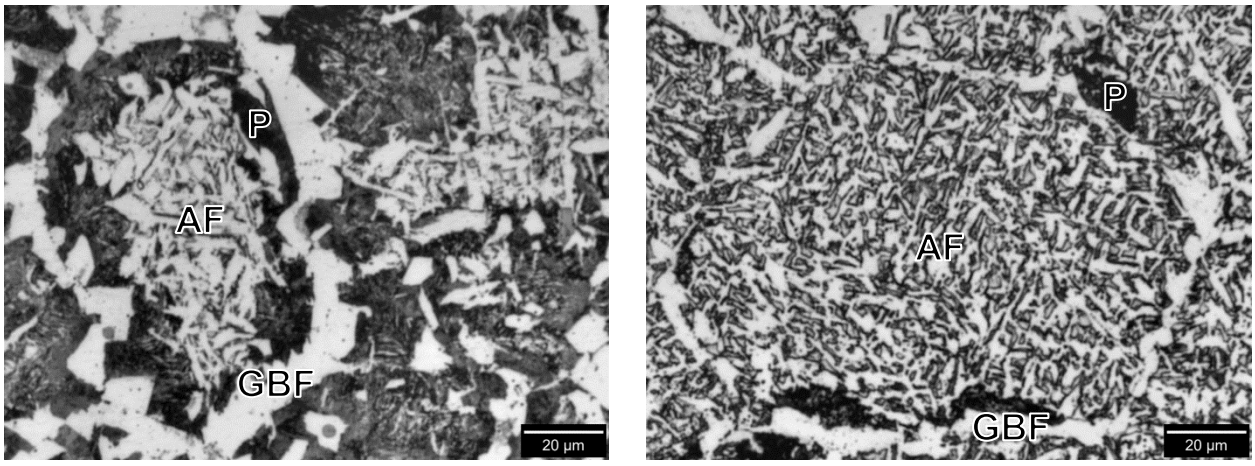
Na slici 4.2 uporedno su prikazana zrna proeutektoidnog ferita, koja su rasla sa granica austenitnih zrna, i koja su međusobno odvojena perlitom koji je nastao unutar polaznog austenitnog zrna. Na taj način, GBF jasno ocrtava granicu polaznih austenitnih zrna.



(a) (b)

Slika 4.2. Prikaz rasta feritnih graničnih alotrimorfa na granici austenitnog zrna:
V čelik (a); TiV čelik (b).

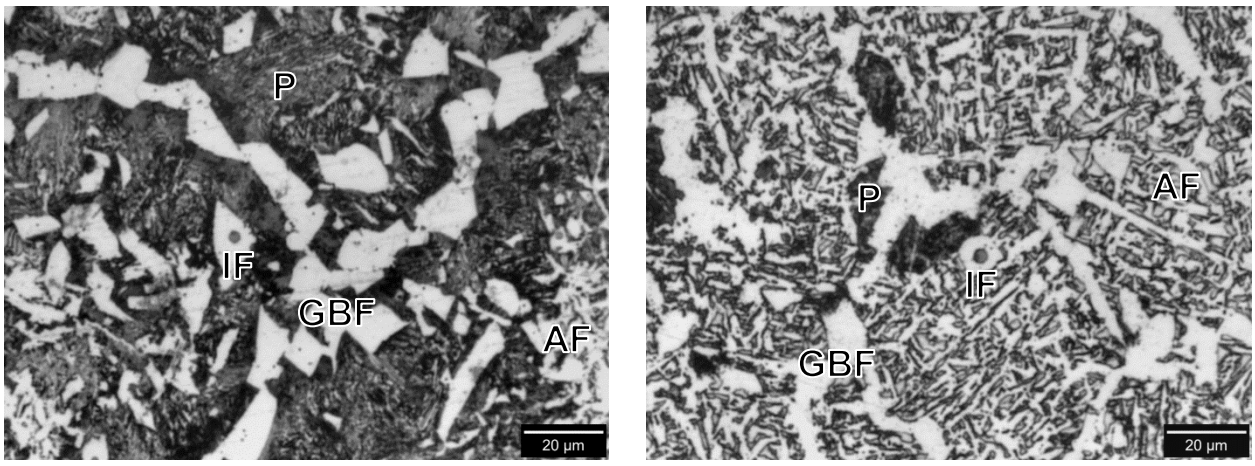
Na slici 4.3 prikazano je kako proeutektoidni ferit obuhvata čitavu granicu polaznog austenitnog zrna unutar kog je rastao acikularni ferit. Kao i na ostalim slikama i ovde je primetna razlika u količini perlita između dva ispitivana čelika.



(a) (b)

Slika 4.3. Prikaz acikularnog ferita unutar celog prethodnog austenitnog zrna:
V čelik (a); TiV čelik (b).

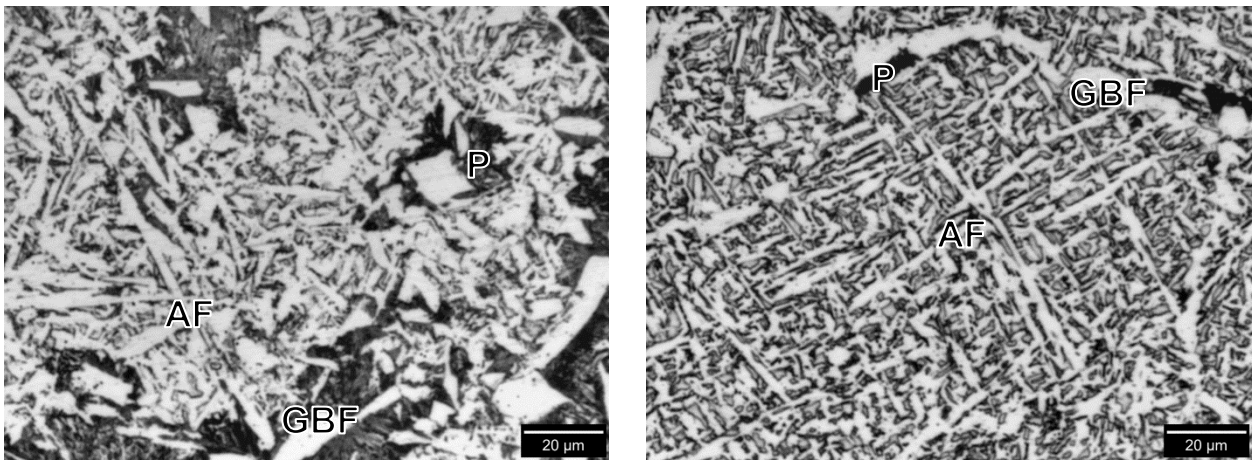
Na slici 4.4 prikazane su uporedo intragranularni feritni idiomorfi koji su nukleirani na česticama sekundarnih faza MnS. U mikrostrukturi V-čelika uočava se da je intragranularni ferit nastao na čestici mangan sulfida okružen perlitom, dok se kod TiV-čelika intragranularni ferit sa jedne strane graniči i sa acikularnim feritom.



(a) (b)

Slika 4.4. Ferit izdvojen po granicama polaznog austenitnog zrna (GBF) i intragranularni ferit (IF; oko čestice MnS) u mikrostrukturi: V čelika (a), TiV čelika (b).

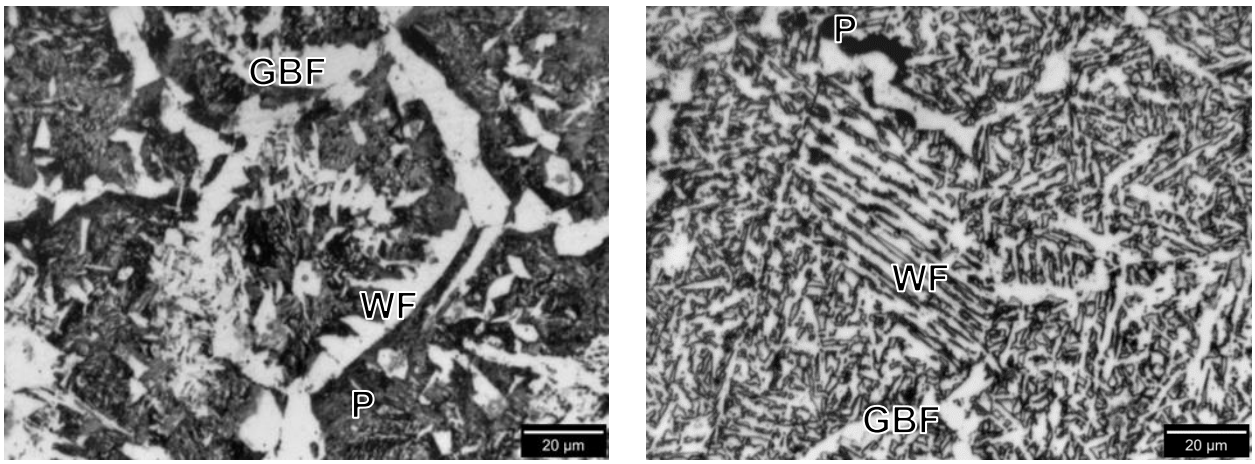
Na slici 4.5 uporedo su prikazane karakteristične morfologije isprepletanih pločica acikularnog ferita prisutne u ispitivanim čelicima. U mikrostrukturi oba čelika, pored umreženih isprepletanih iglica AF, primetno je i prisustvo poligonalnih zrna ferita, kako po granicama polaznog austenitnog zrna, tako i u unutrašnjosti. Struktura AF kod TiV čelika ima izrazito isprepletane individualne pločice, tako da je lakše razaznati sekundarne pločice ferita, koje rastu sa već postojećih – primarnih pločica unutar acikularnog ferita.



(a) (b)

Slika 4.5. Acikularni ferit u mikrostrukturi: V čelika (a), TiV čelika (b).

Na slici 4.6 a za V-čelik uočava se prisustvo Vidmanštetenovog ferita u obliku testerastih pločica (testerasti WF). U slučaju TiV-čelika vide se Vidmanštetenove bočne pločice, koje rastu sa graničnog alotriomorfa, i koje je ponekad teško razlikovati od pločica acikularnog ferita.

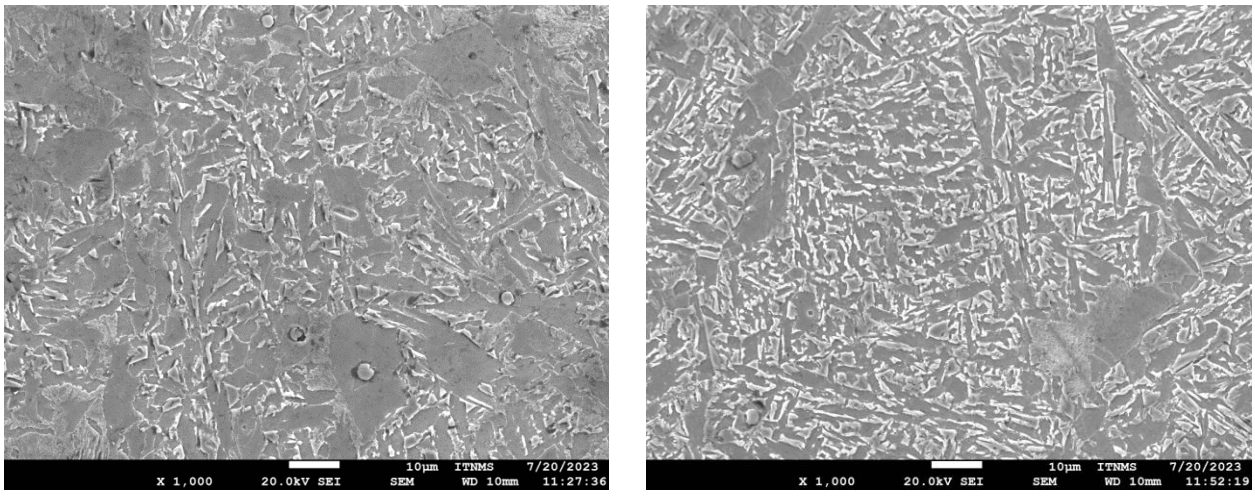


(a) (b)

Slika 4.6. Vidmanštenenov ferit (WF) u mikrostrukturi: V čelika (a), TiV čelika (b).

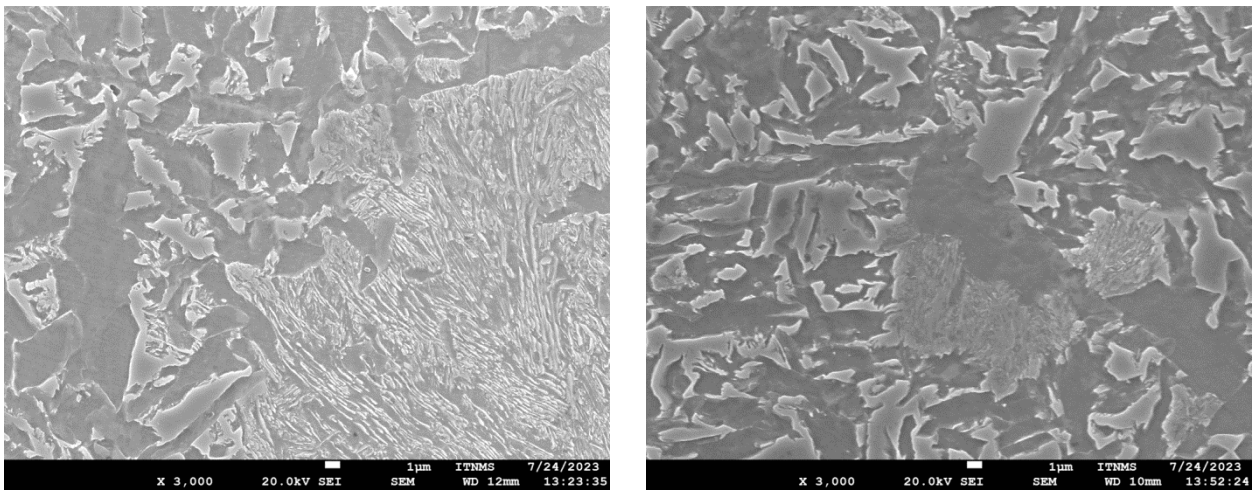
4.1.2 Skenirajuća elektronska mikroskopija uzoraka V- i TiV-čelika

Na slici 4.7 prikazana je mikrostruktura uzoraka oba čelika ispitivanih pomoću SEM. Vidi se razlika kako u udelu pojedinih mikrokonstituenata tako i prisustvu čestica taloga sekundarnih faza. Čini se da je međulamelarni prostor unutar perlita nešto veći kod V- nego kod TiV-čelika, kao što se vidi sa slike 4.8.



(a) (b)

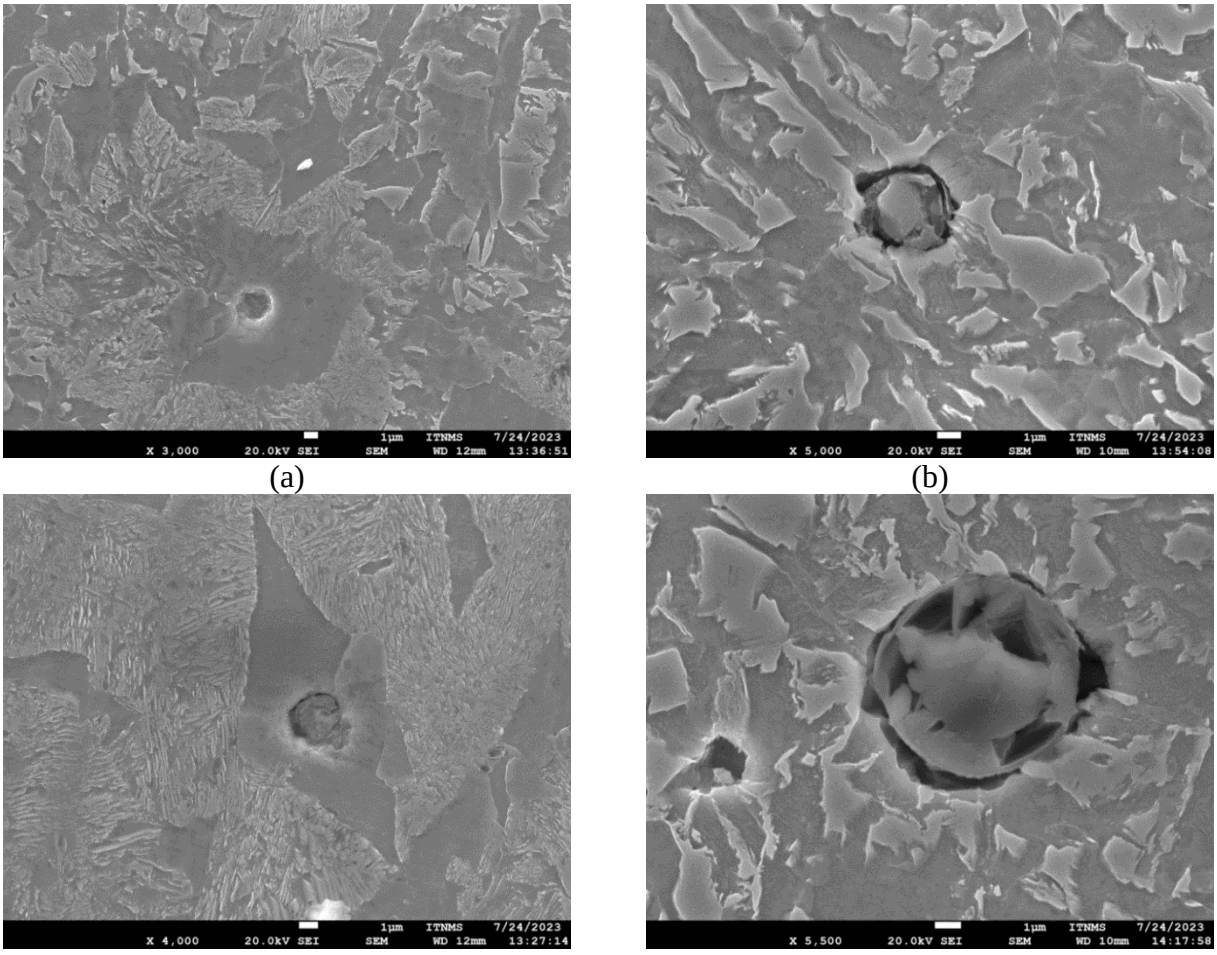
Slika 4.7. SEM mikrofotografije uzoraka nagrizanih pikralom, a potom nitalom:
V čelik (a), TiV čelik (b).



(a) (b)

Slika 4.8. SEM mikrofotografije prikaza perlita u uzoracima nakon nagrizanja nitalom: V čelik (a); TiV čelik (b).

Na slici 4.9 (b-c) prikazane su čestice sekundarnih faza, koje su zapažene pri ispitivanju pomoću SEM. Rezultati EDS analize ovih čestica prikazani su na slikama 4.10 - 4.12. U slučaju V-čelika vidi se da je u pitanju čestica MnS, na kojoj je nukleisao feritni idiomorf, dok su u slučaju TiV-čelika otkrivene kompozitne čestice koje se sastoje iz agregata MnS i Al_2O_3 uz prisustvo kalcijuma.



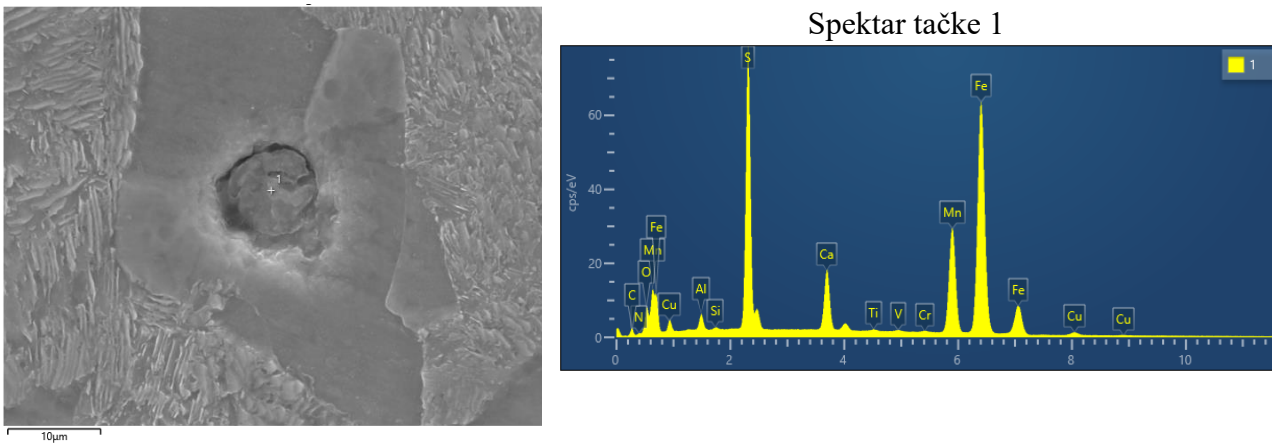
(a) (b)

(c) (d)

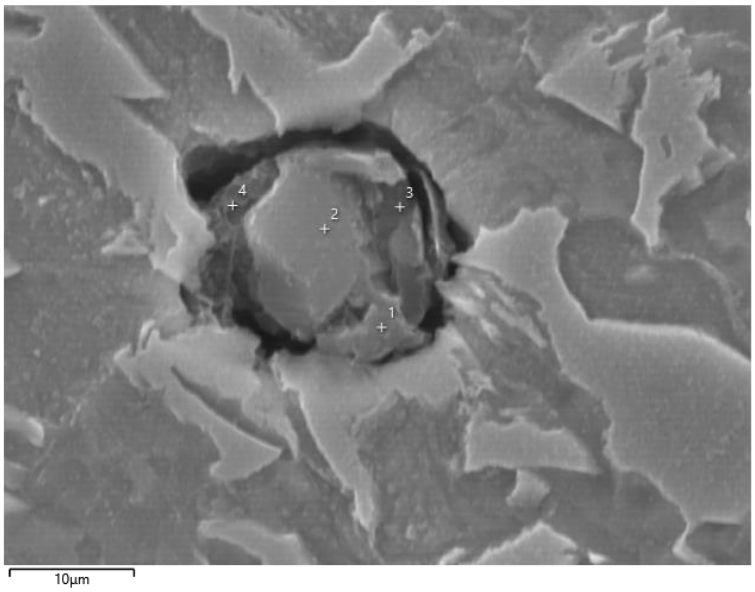
Slika 4.9. SEM mikrofotografije čestice taloga nagrizanih nitalom: V čelik (a) (c); TiV čelik (b) (d).

Identifikacija uključaka i čestica sekundarnih faza je najpogodnija u poliranom stanju, ali se tek nagrizanjem otkriva njihova uloga u formiranju mikrostrukture. Nakon nagrizanja moguće je da se određeni slojevi uključaka uklone ili da cela čestica ispadne sa površine i ostavi udubljenje. Za većinu ćestica bilo u nagriženom ili poliranom stanju moguće je detektovati V i Ti u tragovima kao i elemente poput Ca, Cr, Mg, Cu, Si koji su prisutni u osnovi u skladu sa hemijskim sastavom ispitivanih čelika (Tabela 3.1). Međutim u nekim slučajevima direktno ili posredno potvrđeno je prisustvo čestiva V (C,N) i TiN.

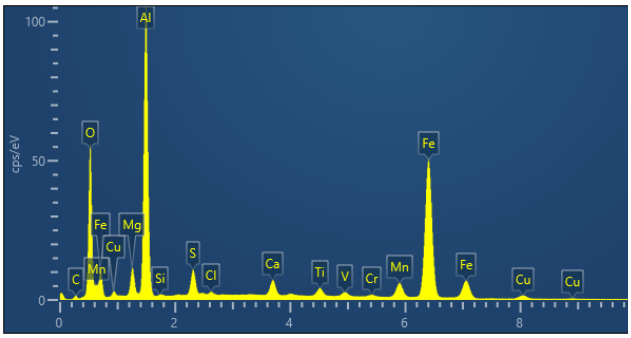
Sa spektra slike 4.10 jasno je da se radi o čestici MnS, dok su ostali elementi prisutni u tragovima očekivanim za hemijski sastav V-čelika. Na slici 4.11 se takođe radi o aglomeratu čestica MnS i Al_2O_3. Spektri 1 i 2 pokazuju prisustvo Al što ukazuje na Al_2O_3. Spektri 3 i 4, pokazuju nešto manje prisustvo Al, ali takođe ukauzju na prisustvo istih čestica - MnS/Al_2O_3.



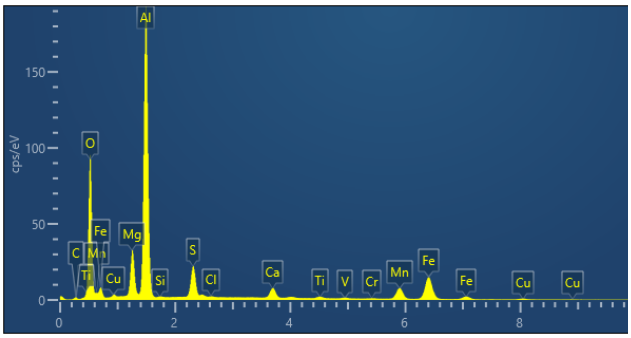
Slika 4.10. SEM mikrofotografija čestica mangan sulfida nagrizana nitalom u V čeliku, sa odgovarajićim EDS tačkastim spektrom.



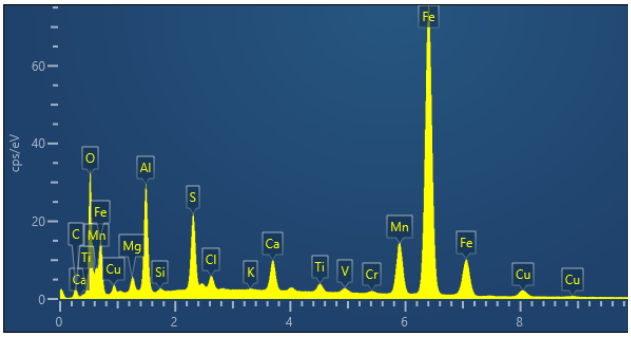
Spektar tačke 1



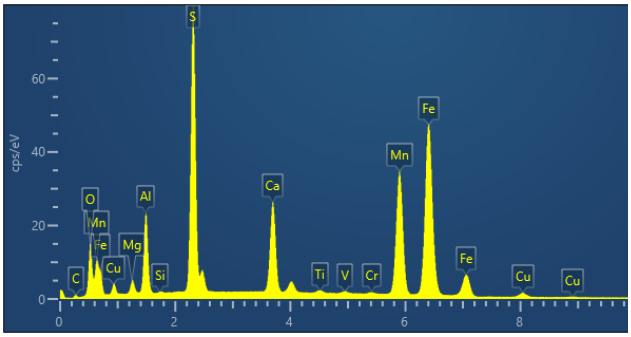
Spektar tačke 2



Spektar tačke 3

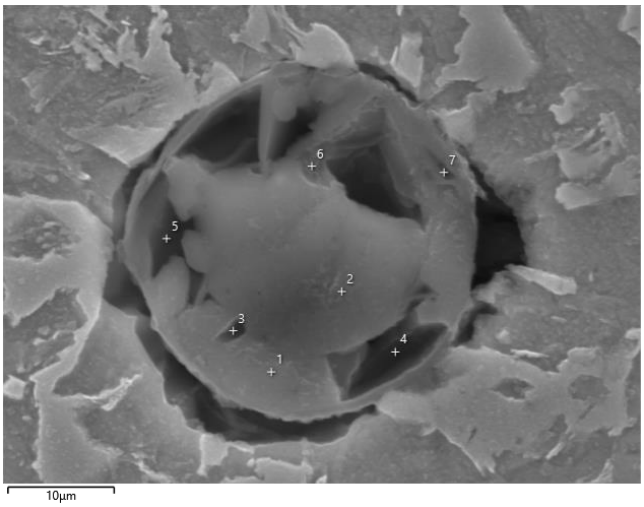


Spektar tačke 4

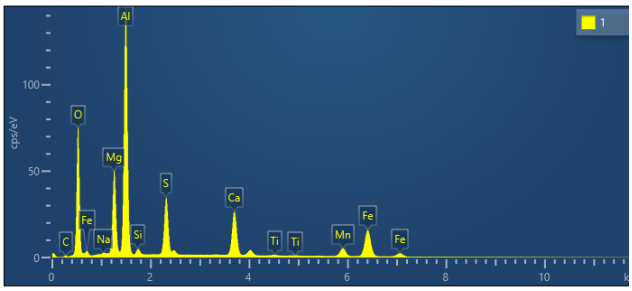


Slika 4.11. SEM mikrofotografija multifazne čestice aluminijum oksida i mangan sulfida nagrizana nitalom u TiV čeliku, sa odgovarajićim EDS tačkastim spektrima.

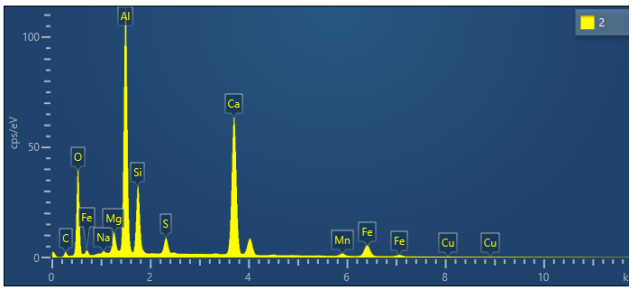
Čestica na slici 4.12 i spektri 4 i 5 pokazuju izražen pik za železo, koji potiče od osnove, te ukazuje da je taj deo uključka rastvoren tokom nagrizanja, dok spektar 3 ukazuje na česticu MnS naraslu preko čestice Al_2O_3 i prisustvo Ca. Kiseonik koji ukazuje da se radi o oksidima je generealno između 50 i 60 at.%, osim na pikovima za tačke 4 i 5 (22 i 36 at. %). Kod spektara 2 i 6 koji su bliže centru uključka primetan je povećan sadržaj Si (5,8 i 4,5 at%) dok spektar tačke 4 pokazuje najizraženjije pikove za Ti (2,1 at. %) i V (0,7 at. %).



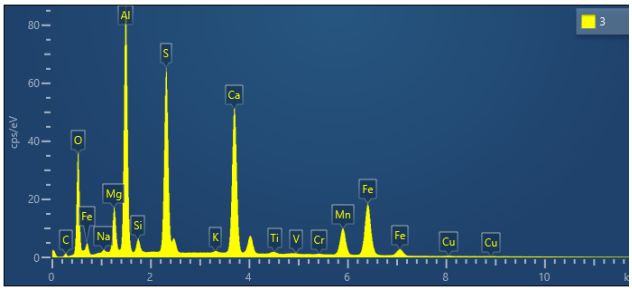
Spektar tačke 1



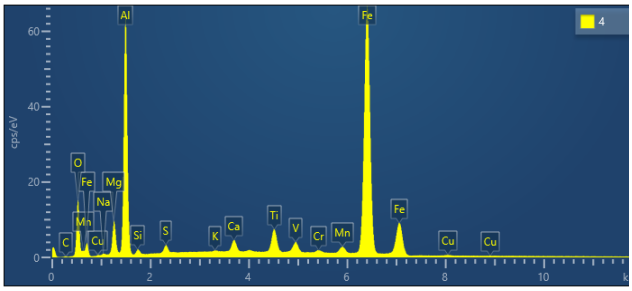
Spektar tačke 2



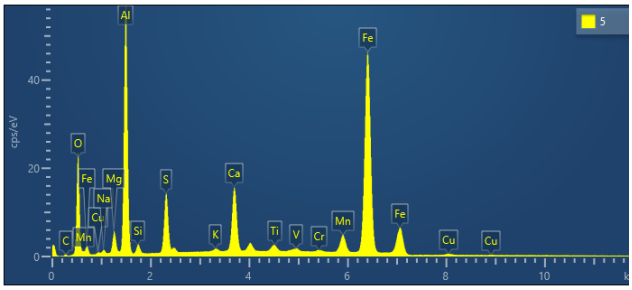
Spektar tačke 3



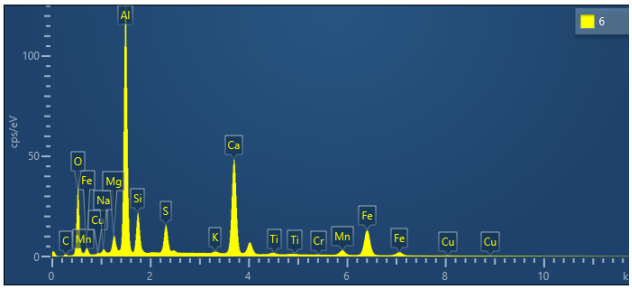
Spektar tačke 4



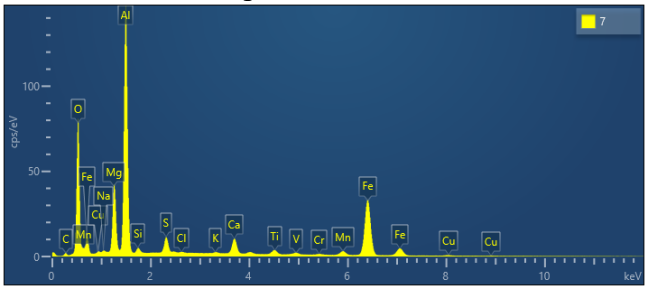
Spektar tačke 5



Spektar tačke 6

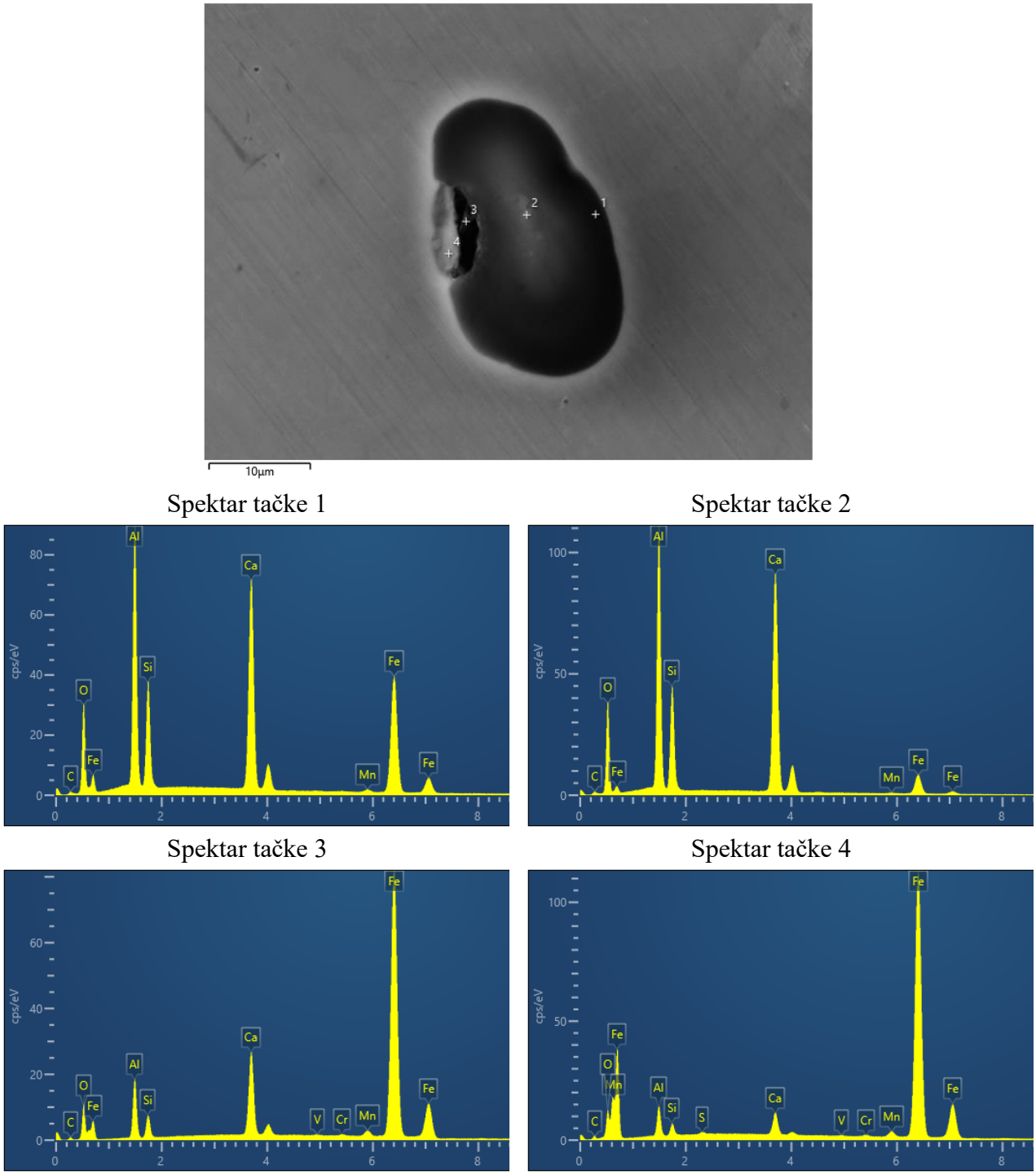


Spektar tačke 7



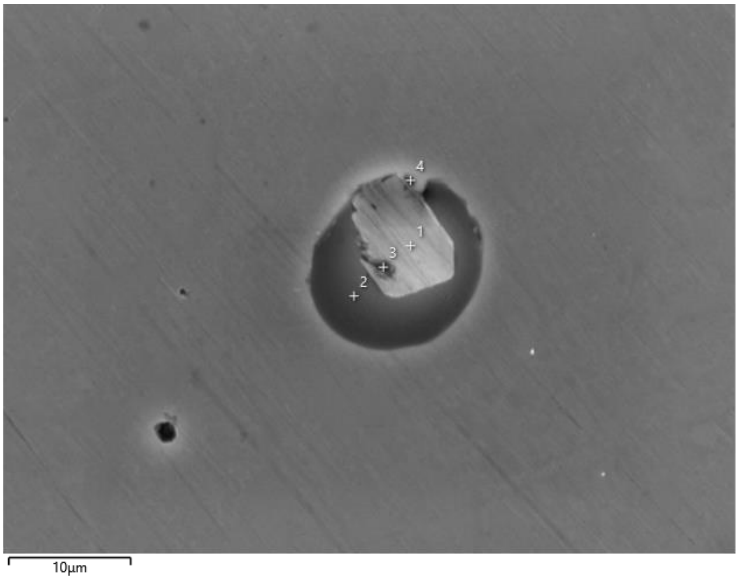
Slika 4.12. SEM mikrofotografija velike multifazne čestice aluminijum oksida i mangan sulfida nagrizene nitalom u TiV čeliku, sa odgovarajićim EDS tačkastim spektrima.

Za česticu sa slike 4.13 EDS spektri 1 i 4 pokazuju povećan sadržaj željeza, koji potiče od osnove, jer je obim EDS snopa oko jedan mikrometar. Ako se spektar tačke 2 uzme kao jedinstven za posmatranu česticu jasno je da su primarni sastavni elementi oksidi aluminijuma kalcijuma i silicijuma (38,9 mas. % O; 18,8 mas. % Al; 8,5 mas. % Si; 25,6 mas. % Ca). Prema njihovom približnom težinskom odnosu 40% Al_2O_3, 20% SiO_2 40% CaO unutar trokomponentnog dijagrama [140] reč je o gehlenitu $Ca_2Al[AlSiO_7]$ dok se mangan i železo mogu računati u rastvorene elemente.

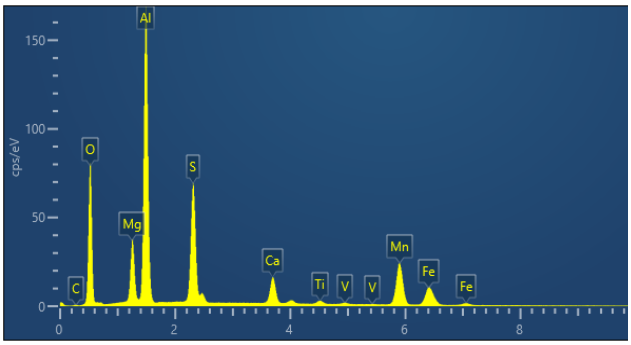


Slika 4.13. SEM mikrofotografija čestice kalcijum aluminijum oksida u poliranom TiV čeliku, sa odgovarajićim EDS tačkastim spektrima.

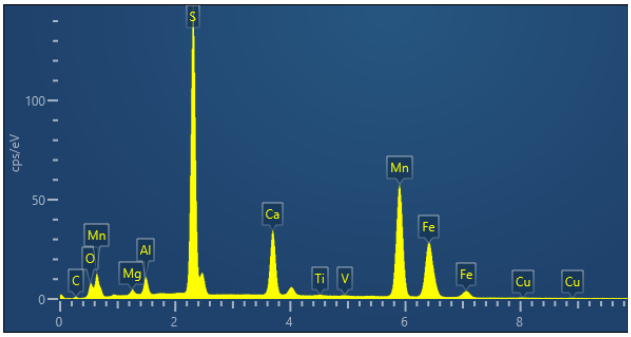
Sa slike 4.14 jasno se vidi kako MnS prikazan spektrom 2 raste sa aluminijum oksida, što se može videti na manjim česticama sa slike 4.15 za V-čelik i sa slike 4.16 za TiV-čelik. Ono što je specifično za česticu sa slike 4.14 u poligonalnoj čestici Al_2O_3 je povećan je udeo Mg na oko mas. 5% (spektar 1 i 3). Sličan slučaj se može videti i na primeru uključka sa slike 4.12 (spektar 1, 3, i 7).



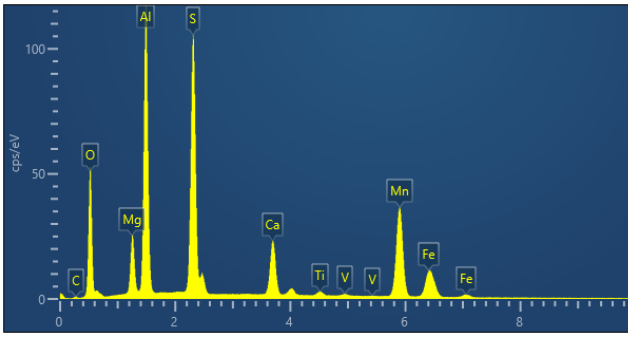
Spektar tačke 1



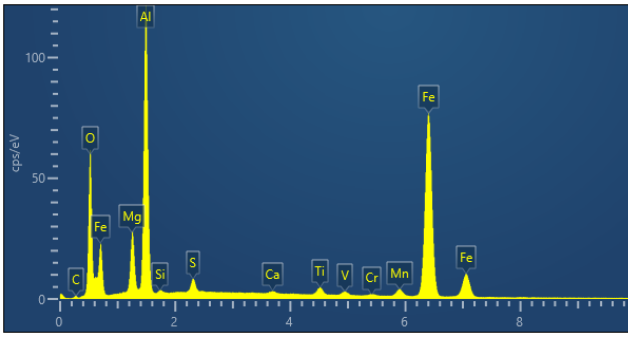
Spektar tačke 2



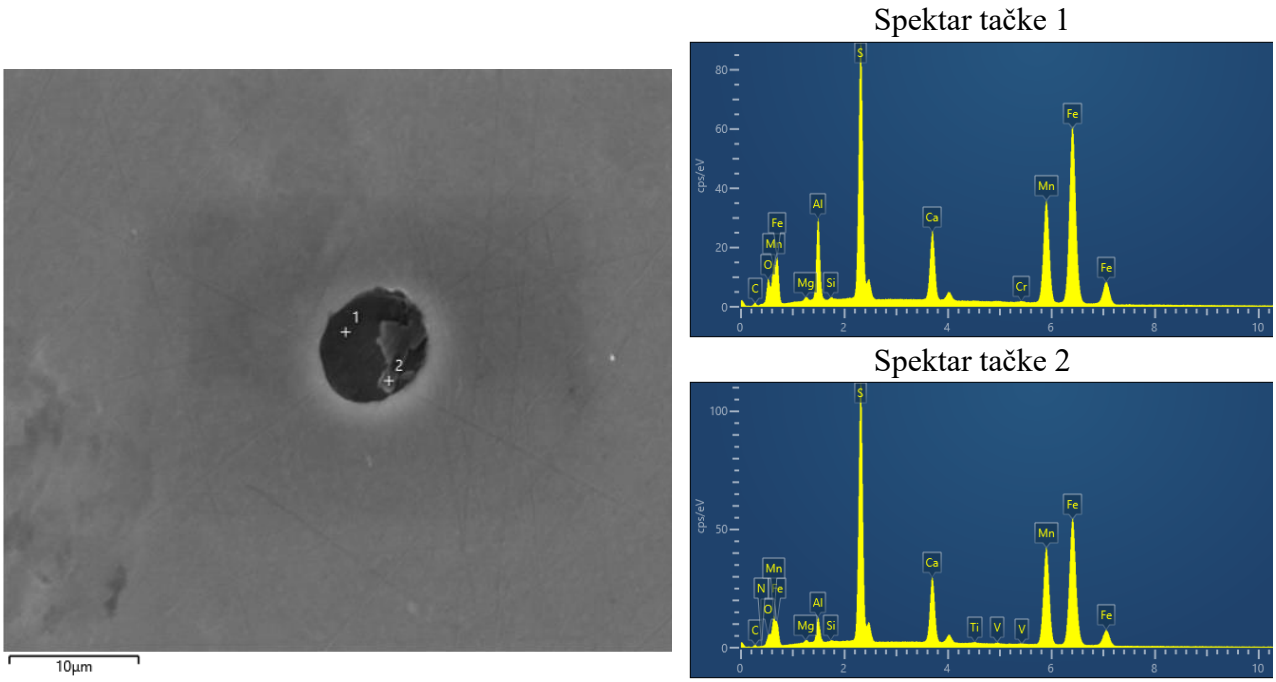
Spektar tačke 3



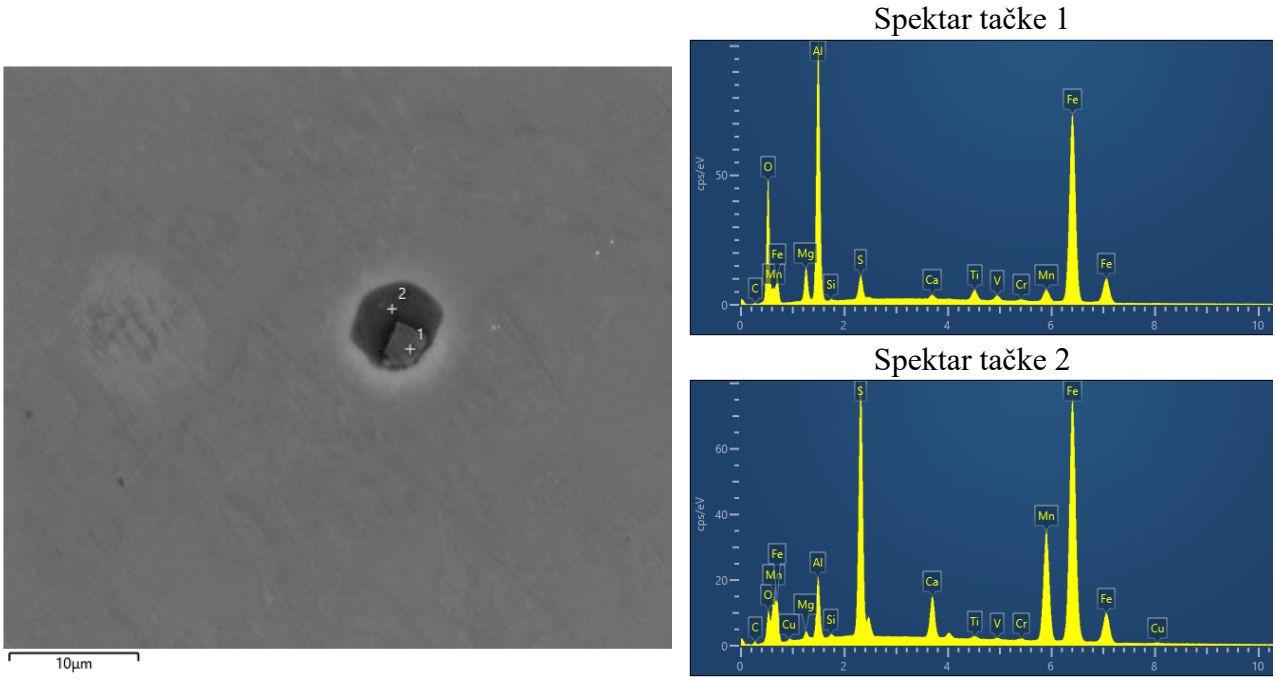
Spektar tačke 4



Slika 4.14. SEM mikrofotografija veće multifazne čestice mangan sulfida i aluminijum oksida u poliranom TiV čeliku, sa odgovarajićim EDS tačkastim spektrima.

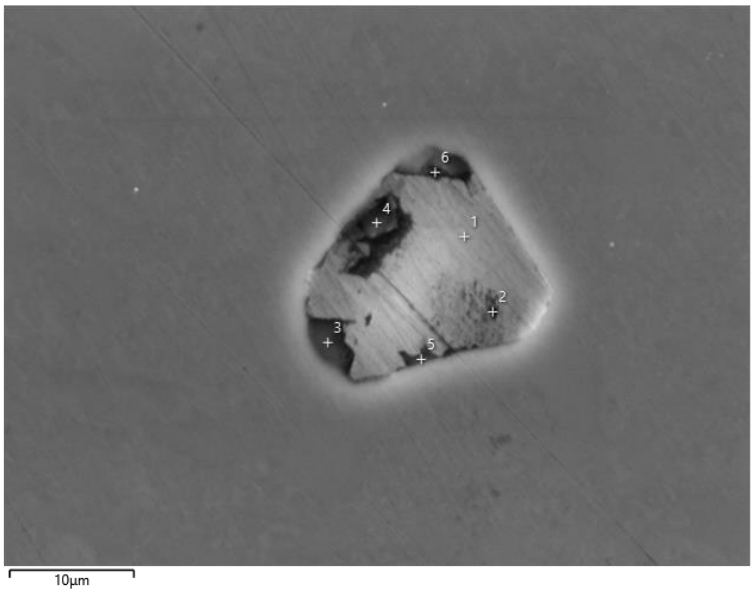


Slika 4.15. SEM mikrofotografija manje čestice mangan sulfida sa tragovima aluminijum oksida u poliranom V čeliku, sa odgovarajićim EDS tačkastim spektrima.

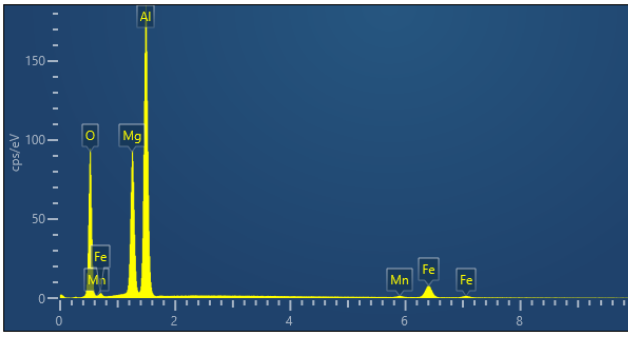


Slika 4.16. SEM mikrofotografija manje multifazne čestice mangan sulfida i aluminijum oksida u poliranom TiV čeliku, sa odgovarajićim EDS tačkastim spektrima.

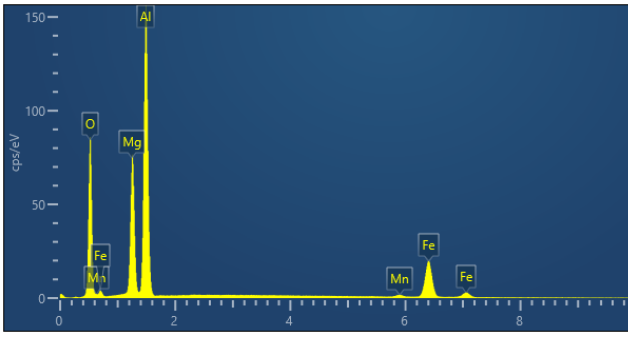
Na slici 4.17 se sa spektra 1 (41,4 mas. % O; 36,2 mas. % Al; 16,0 mas. % Mg) i spektra 2 (36,9 mas. % O; 32,3 mas. % Al; 14,8 mas. % Mg) na osnovu masenih udela vidi da je reč o poligonalnoj čestici Al_2O_3 obogaćenoj Mg. Takođe na osnovu razlike u sadržaju željeza i kalcijuma između spektara 3 i 5 evidentno je da je MnS izmešan sa CaS i sulfidima željeza.



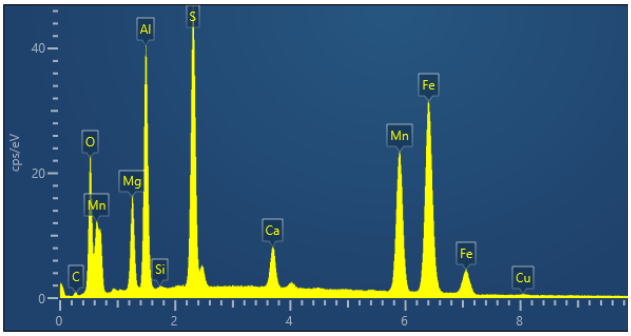
Spektar tačke 1



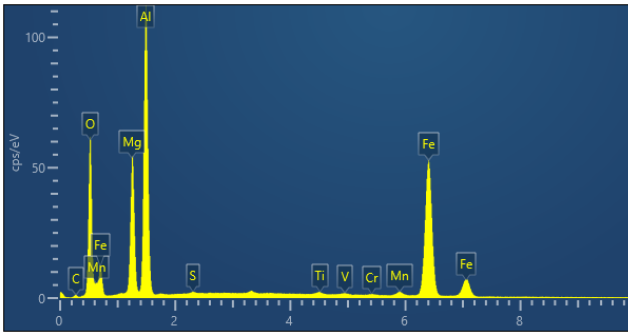
Spektar tačke 2



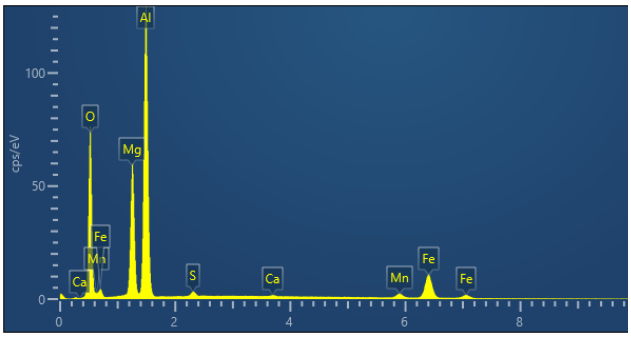
Spektar tačke 3



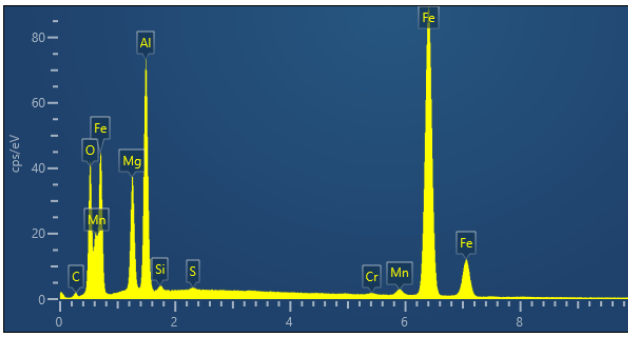
Spektar tačke 4



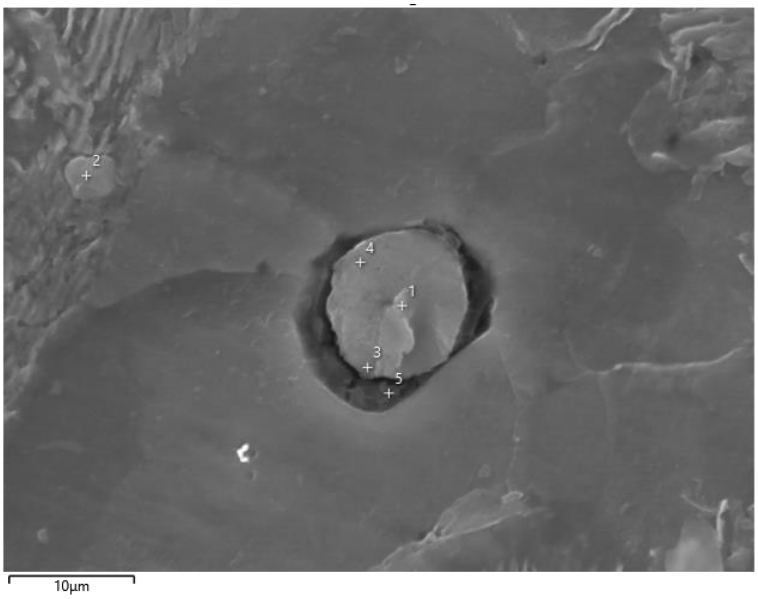
Spektar tačke 5



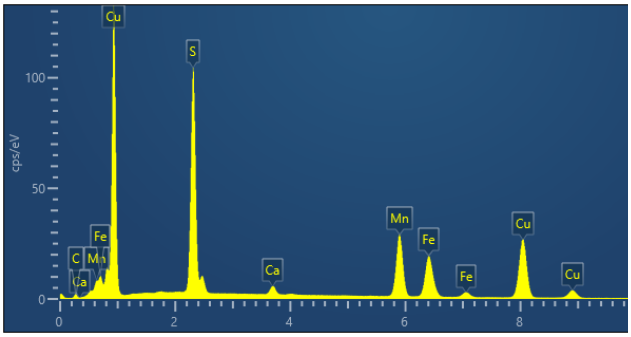
Spektar tačke 6



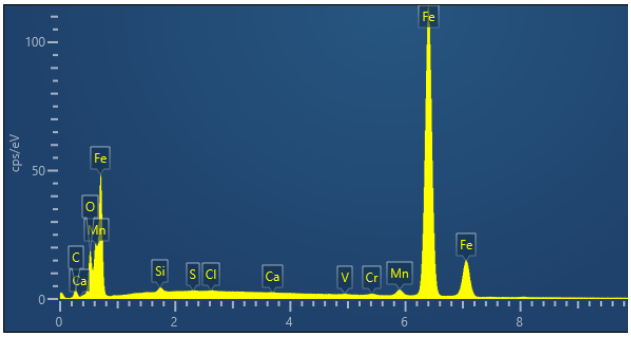
Slika 4.17. SEM mikrofotografija veće čestica aluminijum oksida i magnezijum oksida sa koje raste više mangan sulfida u poliranom TiV čeliku, sa odgovarajićim EDS tačkastim spektrima.



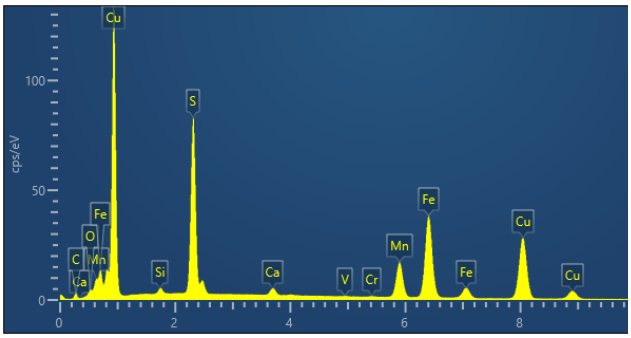
Spektar tačke 1



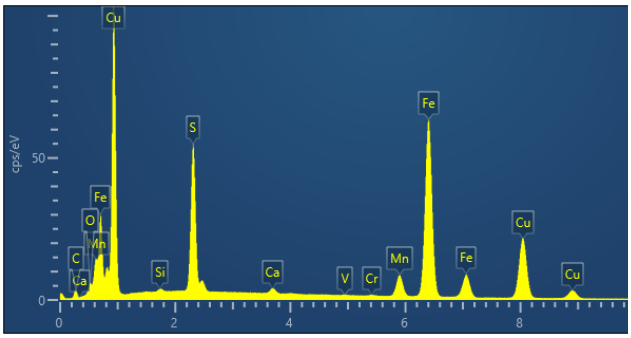
Spektar tačke 2



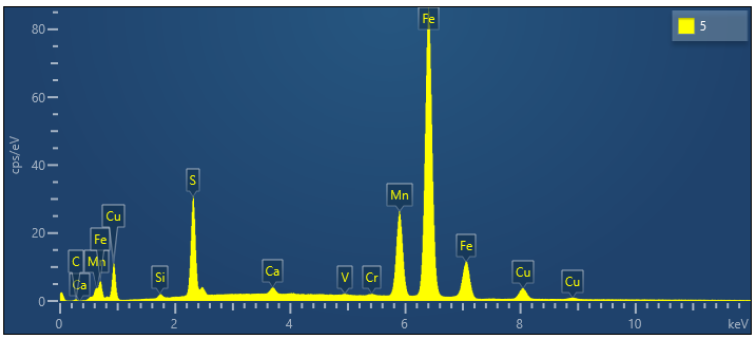
Spektar tačke 3



Spektar tačke 4

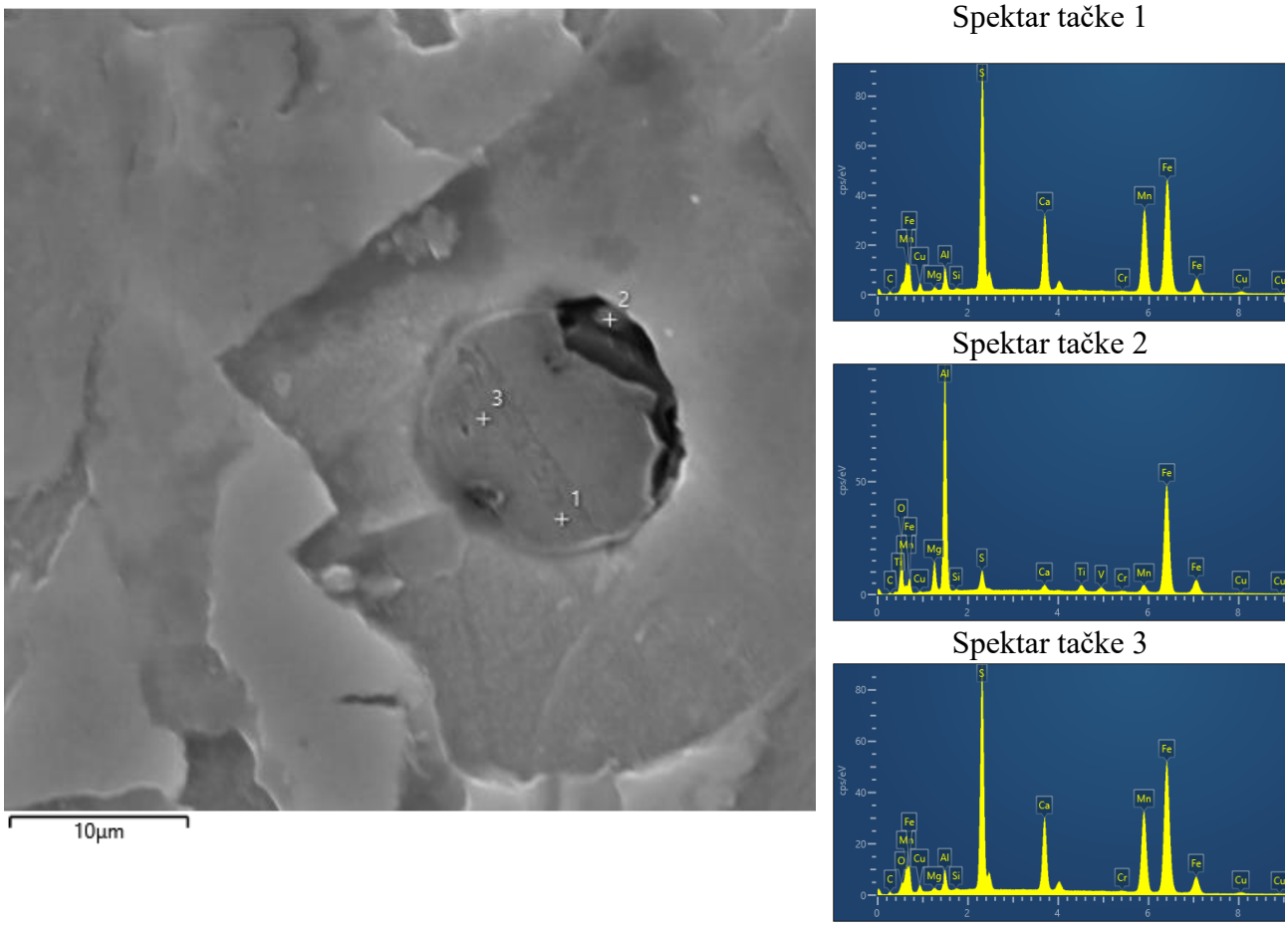


Spektar tačke 5



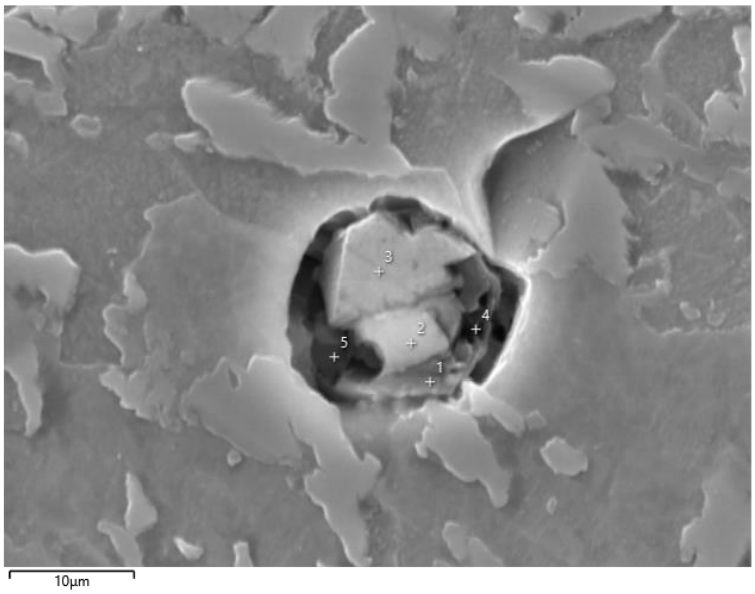
Slika 4.18. SEM mikrofotografija čestica bakar sulfida nagrizana nitalom u V čeliku, sa odgovarajićim EDS tačkastim spektrima

Slika 4.18 jasno pokazuje uključak bakar sulfida ukoliko se posmatra spektar tačaka 1, 3 i 4, dok spektar 5 može ukazivati na mešavinu MnS i CuS. Maseni udeo V sa spektara je između 0,07 do 0,13 % što može da ukazuje na prisustvo nekih VC koji su bili nagriženi.

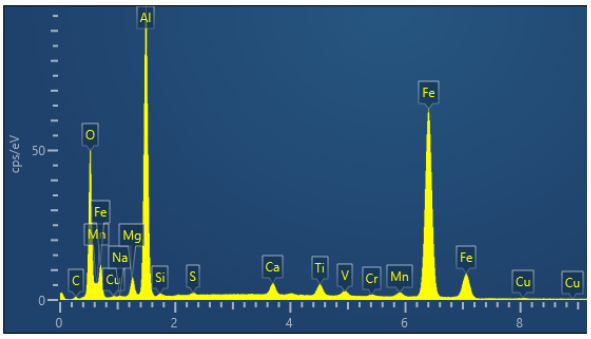


Slika 4.19. SEM mikrofotografija multifazne čestice mangan sulfida naraslog na aluminijum oksidu koja je nagrizana nitalom u TiV čeliku, sa odgovarajućim EDS tačkastim spektrima.

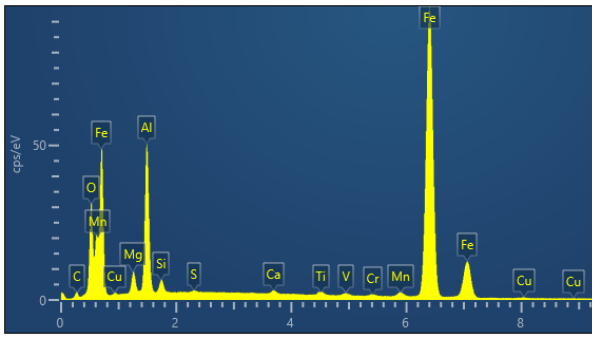
Na slikama 4.19, 4.20, i 4.21 su nekoliko primera kako višefazni uključci nalik onim u poliranom stanju sa slika 4.14 i 4.17 deluju nakon nagrizanja nitalom. Slika 4.19 prema spektrima 1 i 3 jasno pokazuje da je u pitanju mangan sulfid koji je narastao sa Al_2O_3 opisan spektrom 2, dok 4.21 prikazuje isključivo spektre za Al_2O_3. Slika 4.21 takođe predstavlja MnS narastao na Al_2O_3 ali je poligonalnijeg oblika i više podseća na uključke sa slike 4.14. Prema sadržaju legirajućih elemenata Ti i V čestice sa slika 4.19, 4.20 može se predpostaviti da pikovi ovih elemenata ukazuju na prisustvo Ti i V nitrida ili karbida koji su uklonjeni nagrizanjem.



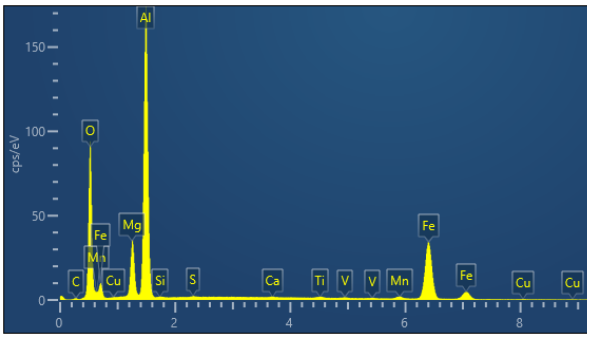
Spektar tačke 1



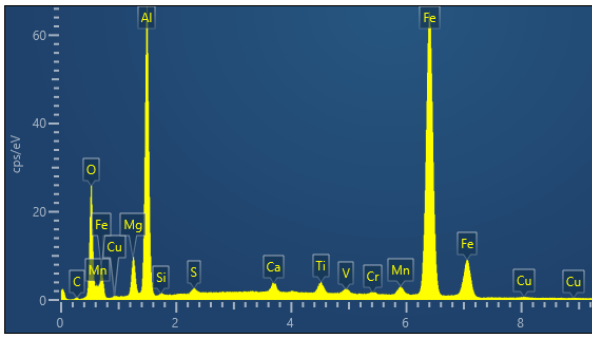
Spektar tačke 2



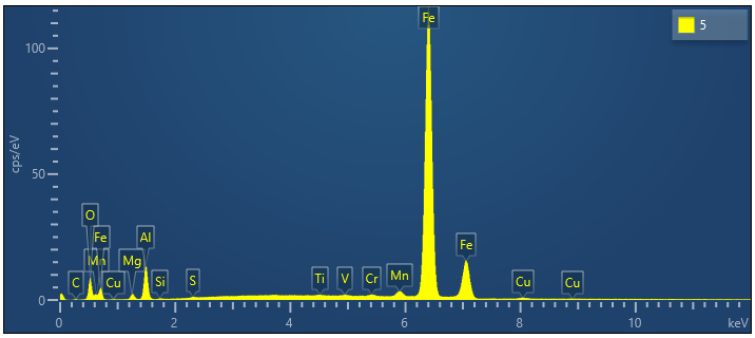
Spektar tačke 3



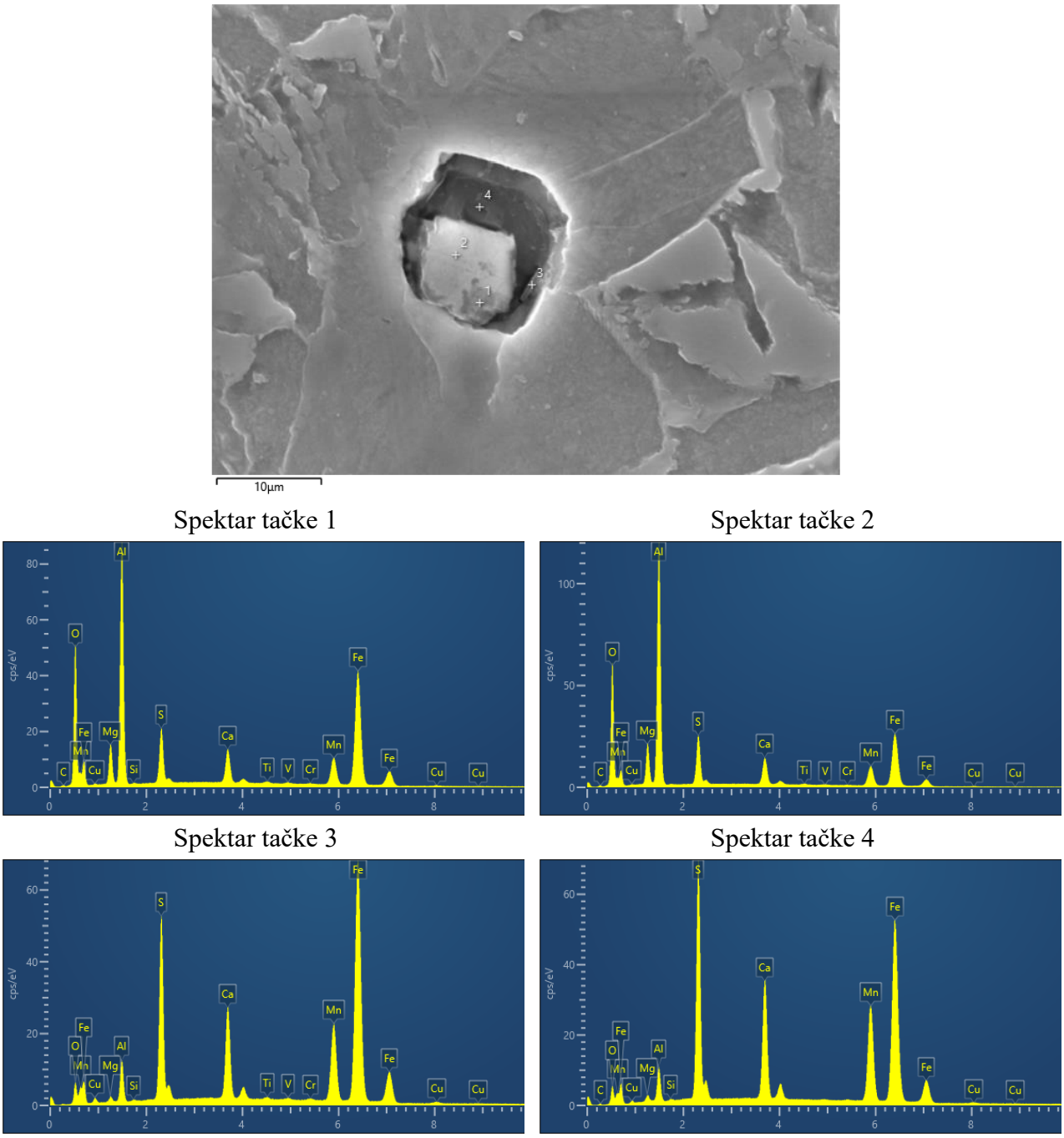
Spektar tačke 4



Spektar tačke 5

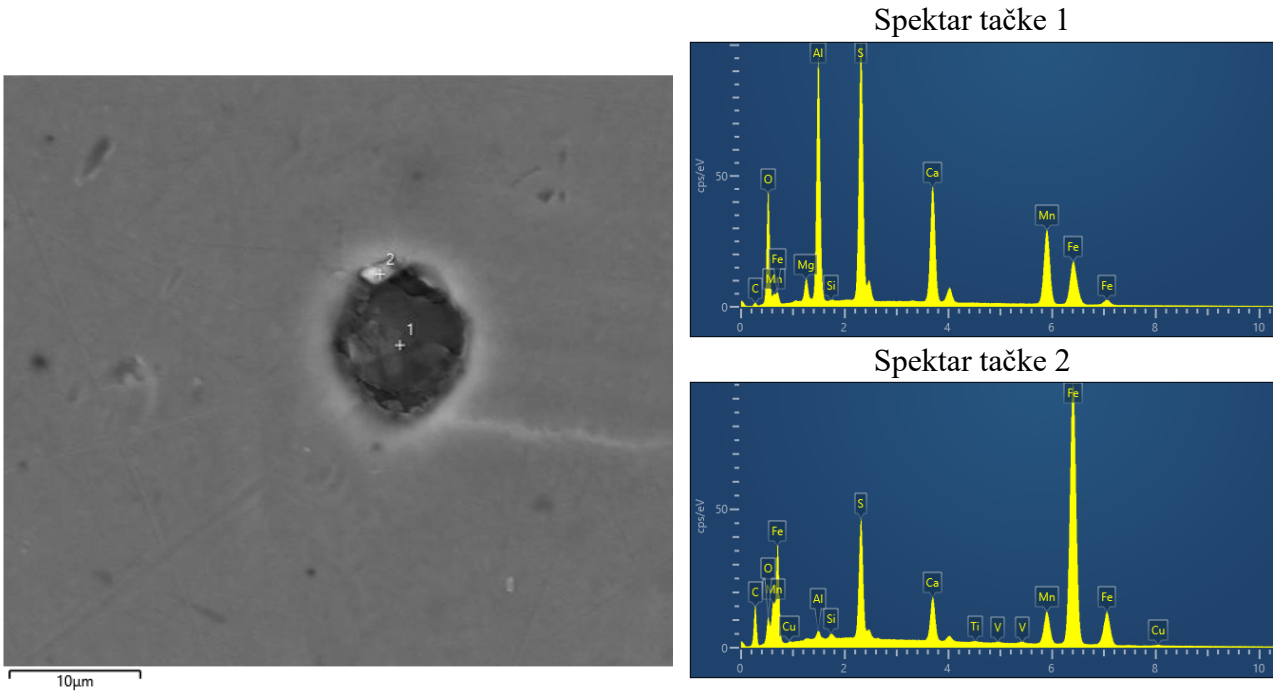


Slika 4.20. SEM mikrofotografija čestice aluminijum oksida nagrizana nitalom u TiV čeliku, sa odgovarajićim EDS tačkastim spektrima.

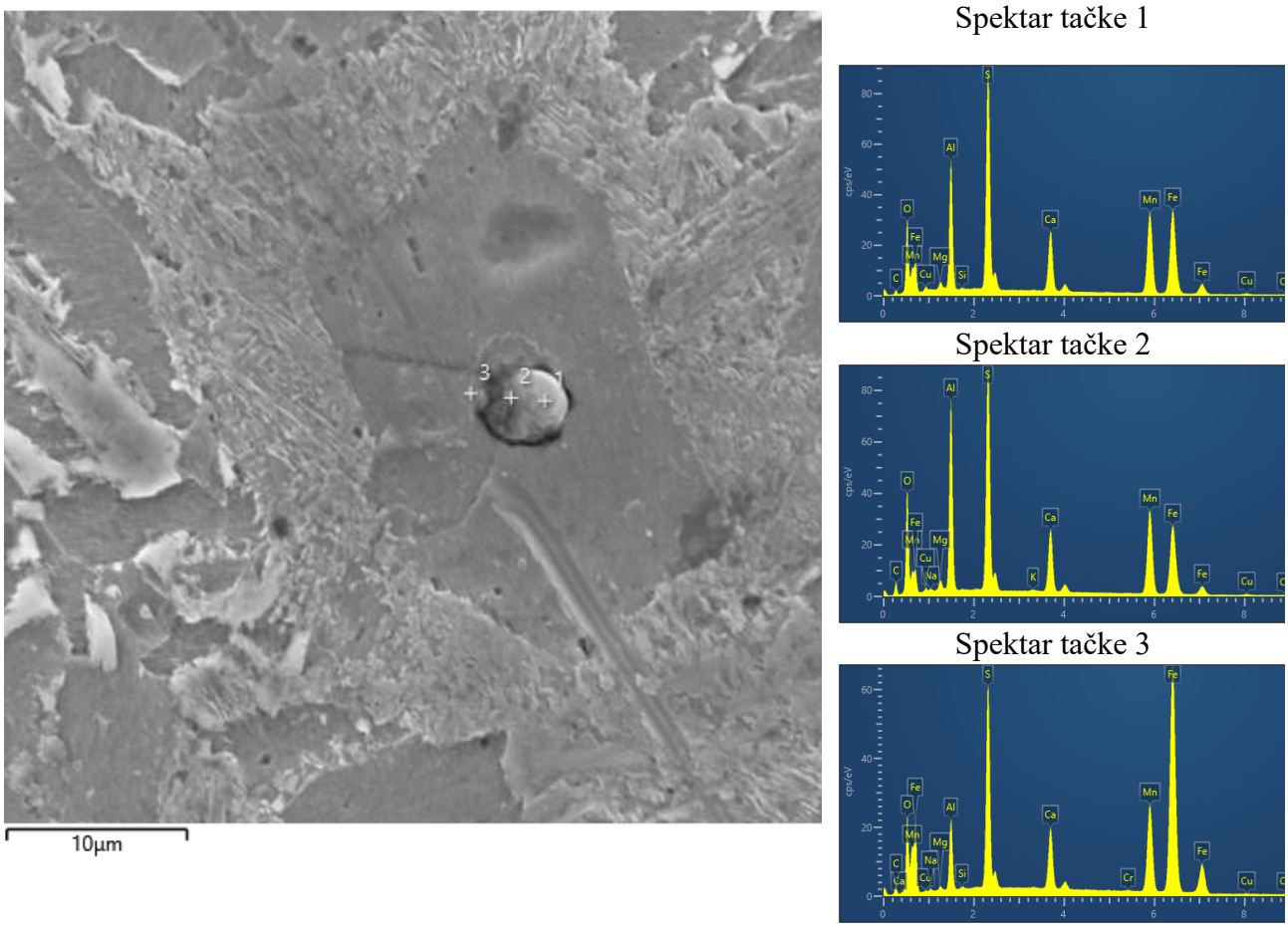


Slika 4.21. SEM mikrofotografija čestice mangan sulfida naraslog na aluminijum oksidu nagrizana nitalom u TiV čeliku, sa odgovarajićim EDS tačkastim spektrima.

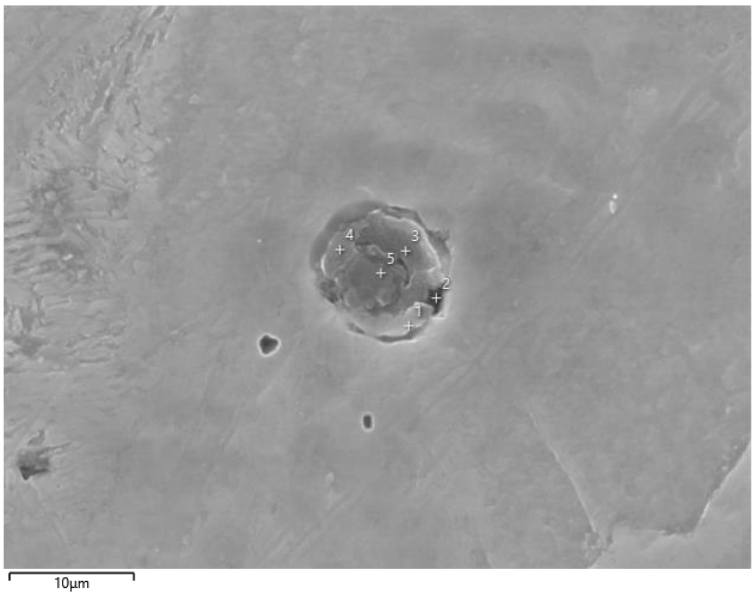
Na slikama 4.22 i 4.23 prikazana je čestica MnS i Al_2O_3 u poliranom i nagrizenom stanju unutar V čelika. Pri nagrizenom stanju primetno je da je čestica centar nuklecije idiomorfnog ferita. Za obe čestice spektri koji nisu na obodu skoro su identični i istovremeno podjednako ukazuju i na MnS i na Al_2O_3, što nije bio slučaj sa predhodnim EDS analizama. Na slici 4.24 vidi se čestica Al_2O_3 i prema prisustvu železa u svim spektrima vrlo je slabo nagrižena. Najistaknutiji spektar za Al je u tački 3 koja pride pokazuje i prisustvo Ti i V iako se radi o V-čeliku (koji po tabeli 3.1 ima 0,099 % V i 0,002% Ti). Na svim spektrima primetni su i pikovi za Mn i S ali su malog intenziteta tako da mogu ukazivati na mangan sulfid u tragovima.



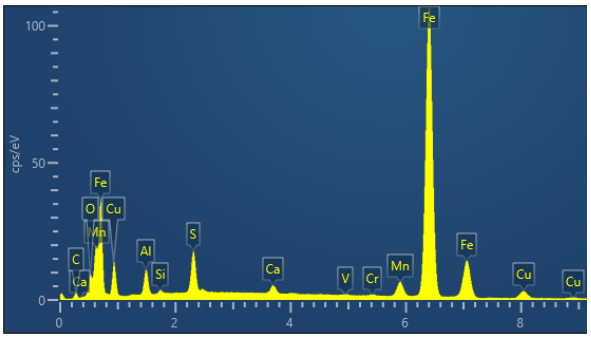
Slika 4.22. SEM mikrofotografija multifazne čestice mangan sulfida i aluminijum oksida u poliranom V čeliku, sa odgovarajićim EDS tačkastim spektrima.



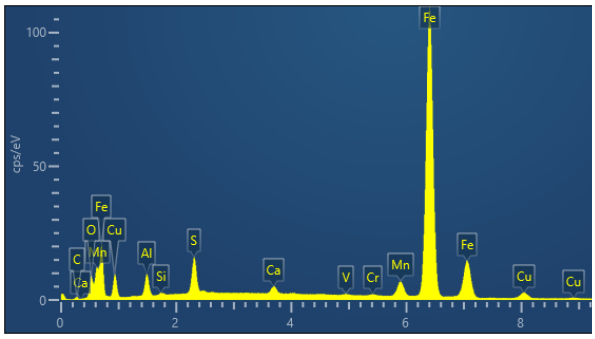
Slika 4.23. SEM mikrofotografija multifazne čestice mangan sulfida i aluminijum oksida nagrizena pikralom u V čeliku, sa odgovarajićim EDS tačkastim spektrima.



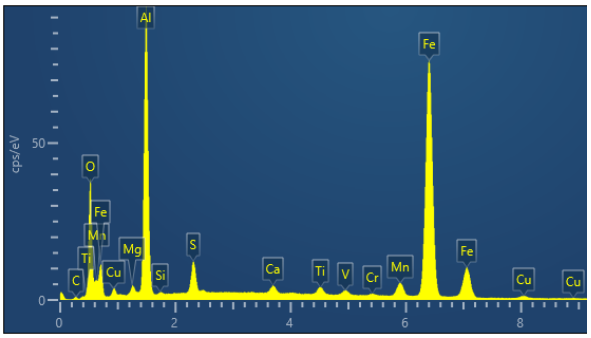
Spektar tačke 1



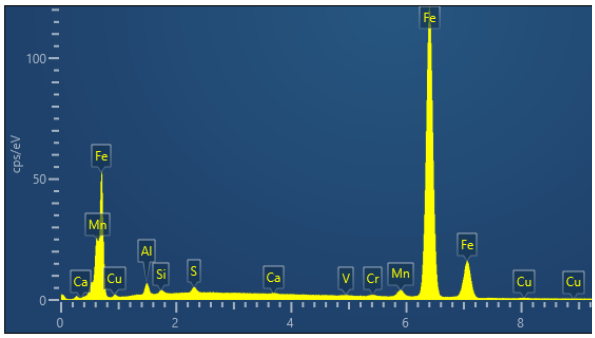
Spektar tačke 2



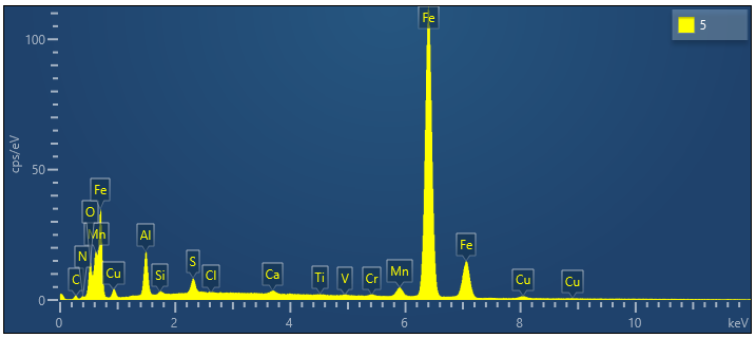
Spektar tačke 3



Spektar tačke 4

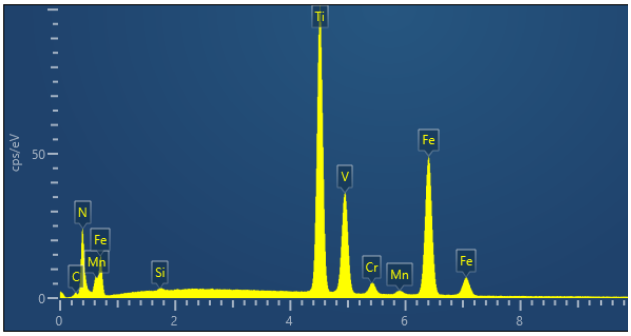


Spektar tačke 5

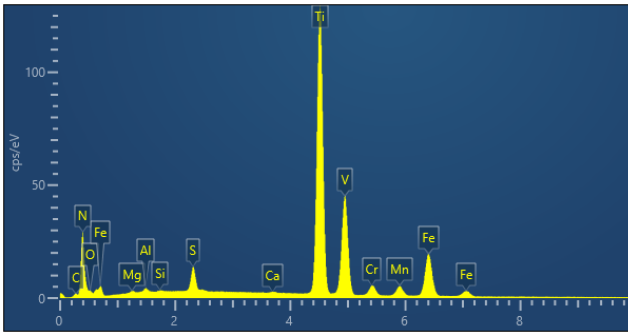


Slika 4.24. SEM mikrofotografija čestice aluminijum oksida nagrizana nitalom u V čeliku, sa odgovarajićim EDS tačkastim spektrima.

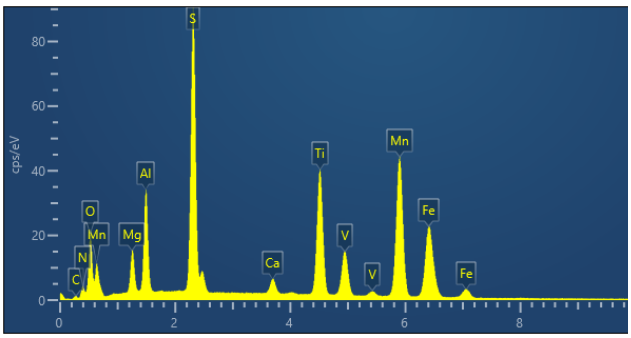
Spektar tačke 1



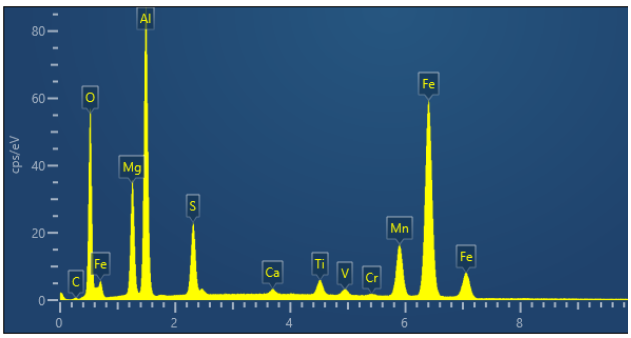
Spektar tačke 2



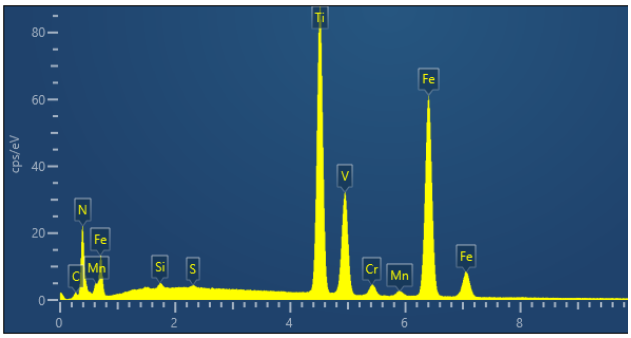
Spektar tačke 3



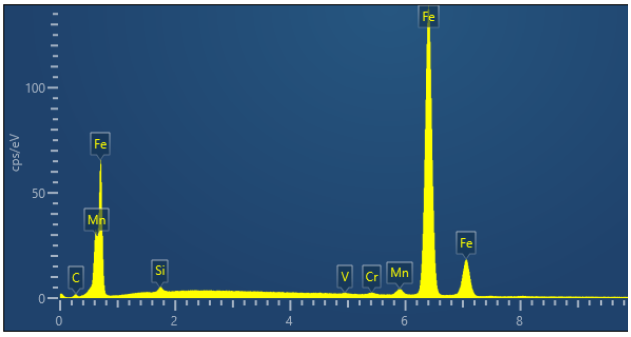
Spektar tačke 4



Spektar tačke 5



Spektar tačke 6



Slika 4.25. SEM mikrofotografija zasebnih čestica TiN i VN, naraslih na multifaznoj čestici mangan sulfida i aluminijum oksida u poliranom TiV čeliku, sa odgovarajićim EDS tačkastim spektrima.

Na slici 4.25 prikazani su uključci kako TiN i VN zasebno tako i kao dela višefazne čestice sa MnS i Al_2O_3. U tabeli 4.1 prikazani su maseni udeli pojedinih elemenata od značaja. Prema masenim udelima jasno je da se spektri 1 i 5 odnose na zasebne čestice TiN sa VN, dok se spektar 2 odnosi na iste nastale na fišefaznoj čestici MnS i Al_2O_3. Veličina identifikovanih čestica je oko 5 μm za spektar 1, i oko 10 μm za spektar 2.

Tabla 4.1. Rezultati EDS analize spektara prikazanih na slici Slika 4.25 za pojedine elemente.

	Element (mas. %)							
	Ti	V	N	O	Al	Mn	S	Fe
Spektar 1	34,93	9,65	17,97	n.d.	n.d.	0,79	n.d.	36,01
Spektar 2	45,41	11,82	19,71	3,41	0,31	2,72	1,76	14,00
Spektar 3	12,94	3,52	4,20	14,77	5,98	25,40	14,31	13,55
Spektar 4	1,40	0,47	n.d.	22,23	17,40	8,71	3,83	37,57
Spektar 5	29,52	8,12	17,49	n.d.	n.d.	0,91	0,12	42,99
Spektar 6	n.d.	0,14	n.d.	n.d.	n.d.	1,61	n.d.	97,45

Ukoliko se pogleda udeo Ti i V za MnS (Spektar 3) i Al_2O_3 (Spektar 4) iz tabele 4.1 može se povući paralela sa spektrima sličnih uključaka koji su nagrizani nitalom ili pikralom čiji je maseni udeo dat u tabeli 4.2. Ukoliko se pogledaju vrednosti legirajućih elemenata Ti i V za slike 4.10 i 4.22 (Tabela 4.2) koje ukazuju na čestice MnS i uporede sa vrednostima iz tabele 4.1 može se zaključiti da te nagrižene čestice nisu bile prekrivene sa nitridima ovih elemenata. Ostali spektri iz tabele 4.2 pripadaju česticama Al_2O_3 bilo u nagriženom ili poliranom stanju i na osnovu njih može se inditektno potvrditi prisustvo čestica TiN i VN kako u TiV- tako i u V-čeliku.

Tabela 4.2. Maseni udeo Ti i V za pojedine EDS spektre prikazane na slikama 4.10 - 4.24.

Slika (spektar)	Slika 4.10(1)	Slika 4.11(1)	Slika 4.11(2)	Slika 4.11(3)	Slika 4.12(4)	Slika 4.12(5)	Slika 4.12(7)	Slika 4.14(3)	Slika 4.14(4)
Ti (mas. %)	0,01	1,04	0,38	0,80	2,74	0,69	0,87	0,55	0,90
V (mas. %)	0,01	0,48	0,18	0,36	0,94	0,21	0,26	0,17	0,38
Slika (spektar)	Slika 4.15(1)	Slika 4.16(1)	Slika 4.17(4)	Slika 4.19(2)	Slika 4.20(1)	Slika 4.20(4)	Slika 4.21(1)	Slika 4.22(2)	Slika 4.24(3)
Ti (mas. %)	0,13	1,28	0,26	1,30	1,42	1,09	0,26	0,13	0,82
V (mas. %)	0,16	0,54	0,16	0,84	0,46	0,37	0,17	0,13	0,47

4.2 Kvantitativna analiza mikrostrukture

4.2.1 Zapreminski udeo mikrostrukturnih komponenti

Rezultati kvantitativne mikrostrukturne analize prikazani su u tabelama 4.3 i 4.4. Prema rezultatima iz tabele 4.3 V-čelik ima prosečan udeo perlita oko 54%, sveukupnog ferita 42% i cementitnih pločica u AF oko 4%, dok TiV čelik ima prosečan udeo perlita oko 11%, sveukupnog ferita 70% i cementitnih pločica u AF oko 19%. Sa povećanjem udela cementitnih pločica u AF proporcionalno raste i broj merenja njihovih debljina koji se obrađuje u narednom pogavlju (Slika 4.29).

Tabela 4.3. Rezultati merenja udela komponenta na osnovu analize 200 mikrofotografija.

Čelik	Komponente	Srednja vrednost udela (%)	Minimalna vrednost (%)	Maksimalna vrednost udela (%)	Medijana vrednost udela (%)	Std. dev. vrednosti udela (%)
V	Ferit	41,83	29,24	63,85	41,67	5,26
	Perlit	54,16	28,51	69,14	54,29	6,44
	AF cementit	3,78	1,06	9,21	3,66	1,34
TiV	Ferit	69,93	62,15	74,76	70,28	2,27
	Perlit	10,56	3,36	23,32	9,81	3,66
	AF cementit	18,30	11,95	22,38	18,43	1,81

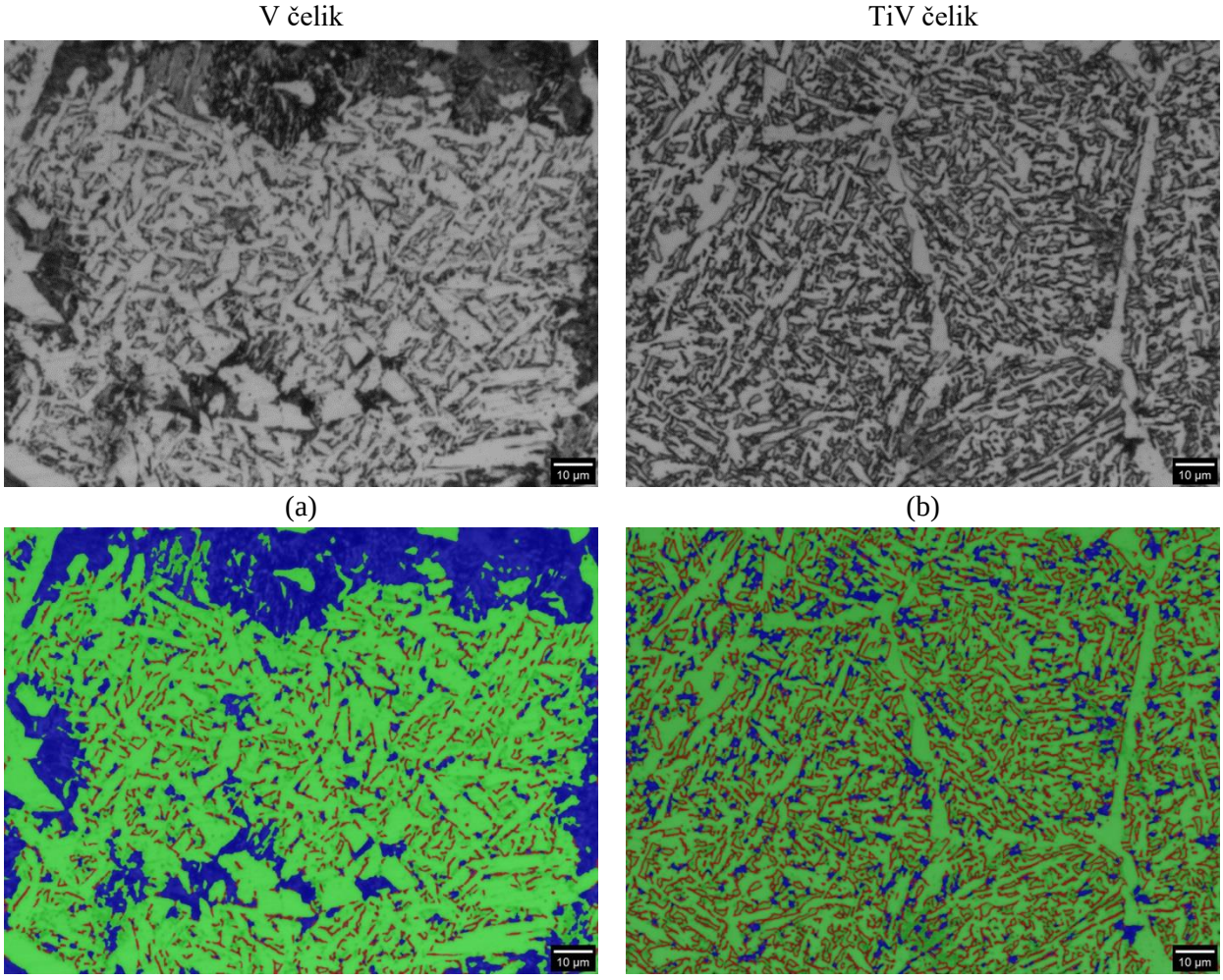
U tabeli 4.4 dati su podaci udela mikrokonstituenata preračunatih na osnovu podataka iz tabele 4.3 što omogućava poređenje udela AF u dva ispitivana čelika. Ona je sastavjena s obzirom da recepti za merenje debljine cementita u korišćenom softveru (Tabla 3.3) nisu u programirani prema receptu da izdvoje AF od ukupnog ferita. Kao što se vidi iz tabele 4.4 V-čelik ima prosečan udeo perlita (P) oko 52,4%, proeutektoidnog ferita ferita (GBF) 12,3% i acikularnog ferita (AF) oko 35,2%, dok TiV-čelik ima prosečan udeo perlita oko 3,4%, proeutektoidnog ferita 14,0% i acikularnog ferita oko 82,6%.

Tabela 4.4. Udeo mikrokonstituenata na osnovu analize 200 mikrofotografija.

Čelik	Mikro-konstituenti	Srednja vrednost udela (%)	Minimalna vrednost udela (%)	Maksimalna vrednost udela (%)
V	GBF	12,3	2,5	25,3
	P	52,4	23,5	71,3
	AF	35,2	21,6	53,3
TiV	GBF	14,0	4,0	24,1
	P	3,4	0,2	13,7
	AF	82,6	65,1	92,6

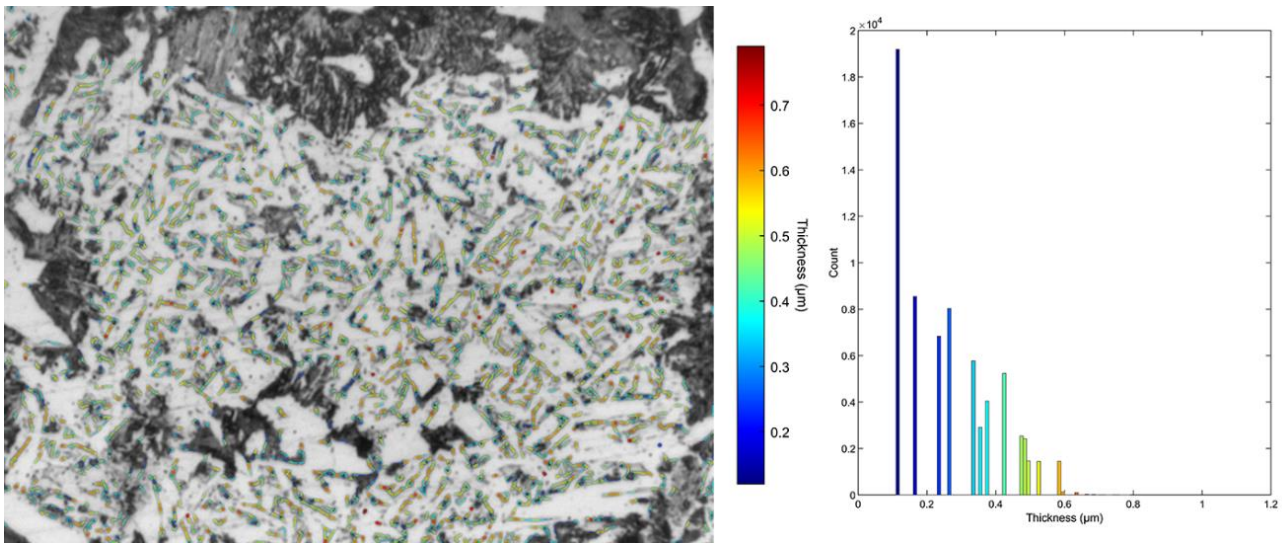
4.2.2 Debljina cementitnih pločica

Pri merenju debljine cementitnih pločica unutar AF izabrano je 20 reprezentativnih fotografija za svaki čelik, koje su pogodne za merenje. Primer obrade tih fotografija dat je na slici 4.26 gde su crvenom bojom obeležene cementitne pločice unutar AF, plavom perlit a zelenom sveukupan ferit. Kod V čelika usled preklapanja nijansi perlita i cementitnih pločica do izražaja dolaze merenja počica najmanjih debljina. Svaka od 20 mikrofotografija merena je zasebno i proizvela je jedinstvenu mapu sa histogramom debljina cementitnih pločica unutar AF koje su prikazane na slikama 4.27 za V-čelik i 4.28 za TiV-čelik.



Slika 4.26. Mikrofotografija raspodele komponenti za V- i TiV- čeliik obrađene MIPAR softverom po receptima iz tebele **3.3**.
(50% prozirnost slojeva gde je crvena cementit, zelena ferit i plava perlit),
(a), (b) crno-bele fotografije originala; (c), (d) RGB slojevi za merenje.

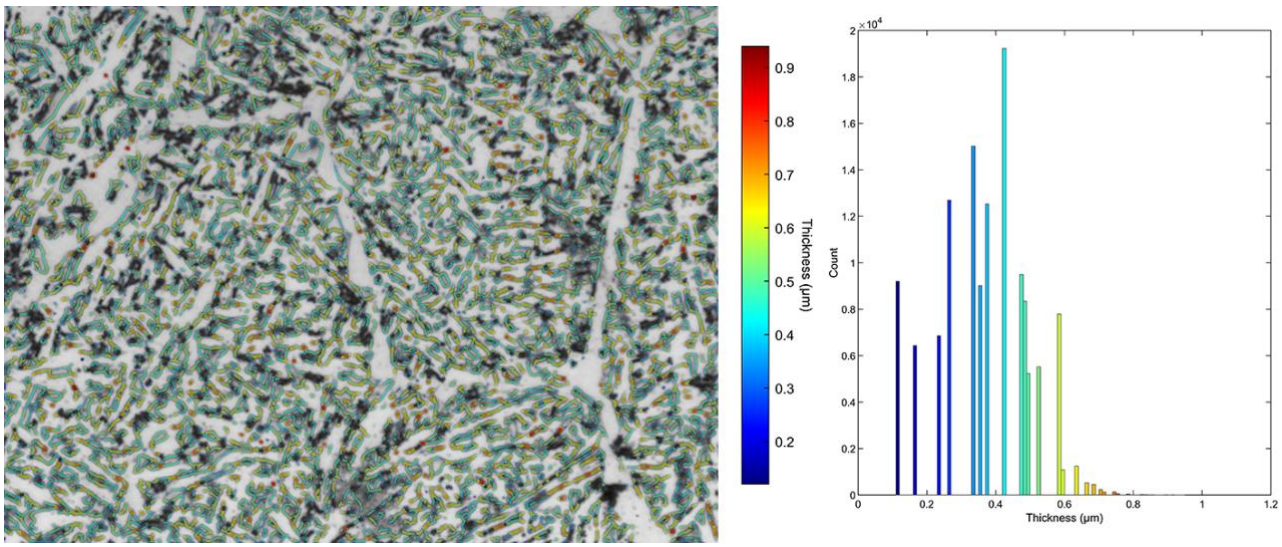
Pošto su merenja vršena zasebno za svaku sliku, rezultat analize pomoću softvera za po dvadeset slika po čeliku daje dvadeset histograma, čije su statističke analize merenja date u tabeli 4.5 za V i tabeli 4.6 za TiV čelik. Kako bi se sastavio zbrini histogram za debljine cementitnih pločica unutar AF preuzete su tabele podataka za svaki od 20 histograma po čeliku i sastavljenr u jedinstvenu respodelu, čija je statistika za svaki od čelika data na kraju tabela 4.5 i 4.6. Zbirni histogrami prikazani su jedan uz drugi na slici 4.29.



Slika 4.27. Rezultat lokalnog merenja debljine cementita prema receptu za V-čelik iz tabele 3.3.

Tabela 4.5. Izlazna statistička merenja debljine cementita za 20 mikrofotografija V-čelika kao i za histogram sa slike 4.29.

Srednja vrednost lokalne debljine (µm)	Minimalna vrednost lokalne debljine (µm)	Maksimalna vrednost lokalne debljine (µm)	Medijana vrednost lokalne debljine (µm)	Std. dev. vrednosti lokalne debljine (µm)
0,2701	0,1176	0,8313	0,2629	0,1373
0,2464	0,1176	0,7527	0,2351	0,1289
0,2722	0,1176	0,8229	0,2629	0,1390
0,2474	0,1176	0,7886	0,2351	0,1296
0,2514	0,1176	0,7435	0,2351	0,1297
0,2574	0,1176	0,7527	0,2351	0,1356
0,2702	0,1176	0,7886	0,2629	0,1375
0,2710	0,1176	0,7527	0,2629	0,1383
0,2641	0,1176	0,7886	0,2351	0,1371
0,2717	0,1176	0,7527	0,2629	0,1414
0,2602	0,1176	0,7886	0,2351	0,1367
0,2748	0,1176	0,8953	0,2629	0,1417
0,2805	0,1176	0,7886	0,2629	0,1384
0,2640	0,1176	0,7886	0,2351	0,1319
0,2829	0,1176	0,8313	0,2629	0,1420
0,2624	0,1176	0,8229	0,2351	0,1362
0,2517	0,1176	0,7886	0,2351	0,1324
0,2550	0,1176	0,7886	0,2351	0,1317
0,2746	0,1176	0,9478	0,2629	0,1423
0,2594	0,1176	0,7527	0,2351	0,1343
0,26566	0,11756	0,94778	0,23512	0,13696

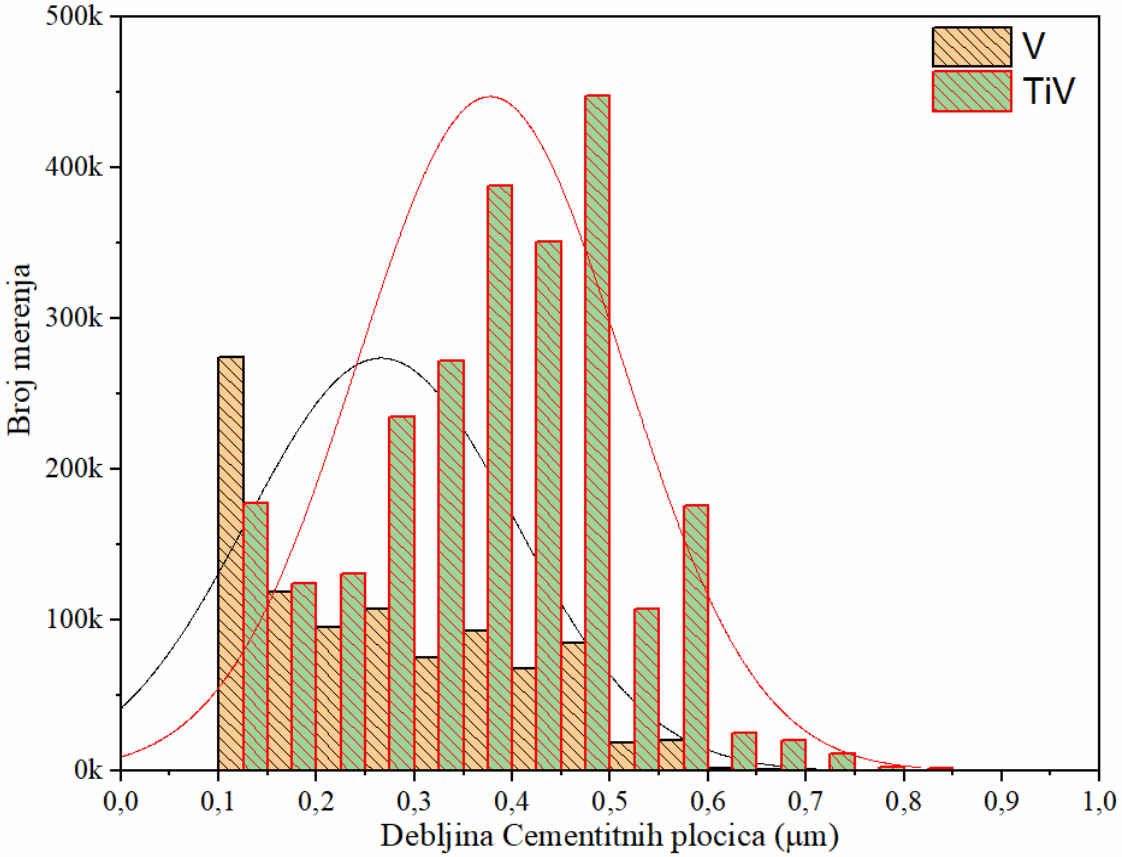


Slika 4.28. Rezultat lokalnog merenja debljine cementita prema receptu za TiV-čelik iz tabele 3.3.

Tabela 4.6. Izlazna statistička merenja debljine cementita za 20 mikrofotografija TiV-čelika kao i za histogram sa slike 4.29.

Srednja vrednost lokalne debljine (µm)	Minimalna vrednost lokalne debljine (µm)	Maksimalna vrednost lokalne debljine (µm)	Medijana vrednost lokalne debljine (µm)	Std. dev. vrednosti lokalne debljine (µm)
0,3872	0,1176	0,9478	0,3718	0,1324
0,3870	0,1176	0,9478	0,3718	0,1302
0,4124	0,1176	1,0838	0,4239	0,1408
0,3578	0,1176	0,9694	0,3718	0,1373
0,3897	0,1176	1,0515	0,3718	0,1320
0,3750	0,1176	0,9405	0,3718	0,1327
0,3806	0,1176	0,9405	0,3718	0,1325
0,3611	0,1176	0,8953	0,3718	0,1399
0,3694	0,1176	0,9694	0,3718	0,1364
0,3850	0,1176	0,9405	0,3718	0,1367
0,3866	0,1176	0,9975	0,3718	0,1321
0,3723	0,1176	0,9478	0,3718	0,1399
0,3897	0,1176	0,9478	0,3718	0,1312
0,3644	0,1176	0,9405	0,3718	0,1346
0,3665	0,1176	0,9405	0,3718	0,1358
0,3566	0,1176	1,0580	0,3527	0,1403
0,3455	0,1176	0,9182	0,3527	0,1456
0,3967	0,1176	1,1090	0,4239	0,1296
0,3556	0,1176	0,8477	0,3718	0,1410
0,3369	0,1176	0,9182	0,3527	0,1437
0,37707	0,11756	1,10904	0,37175	0,1356

Usled načina markiranja i merenja cementitnih pločica unutar acikularnog ferita minimalna vrednost je ista za oba čelika u svih 20 mikrofotografija i iznosi 0,1176 μm. Kada se gleda zbirni histogram za merenje debljine cementitnih pločica AF kada je u pitanju V čelik srednja debljina iznosi 0,2657 μm a maksimalna debljina 0,9478 μm dok za TiV čelik srednja debljina iznosi 0,3771 μm a maksimalna debljina 1,1090 μm.



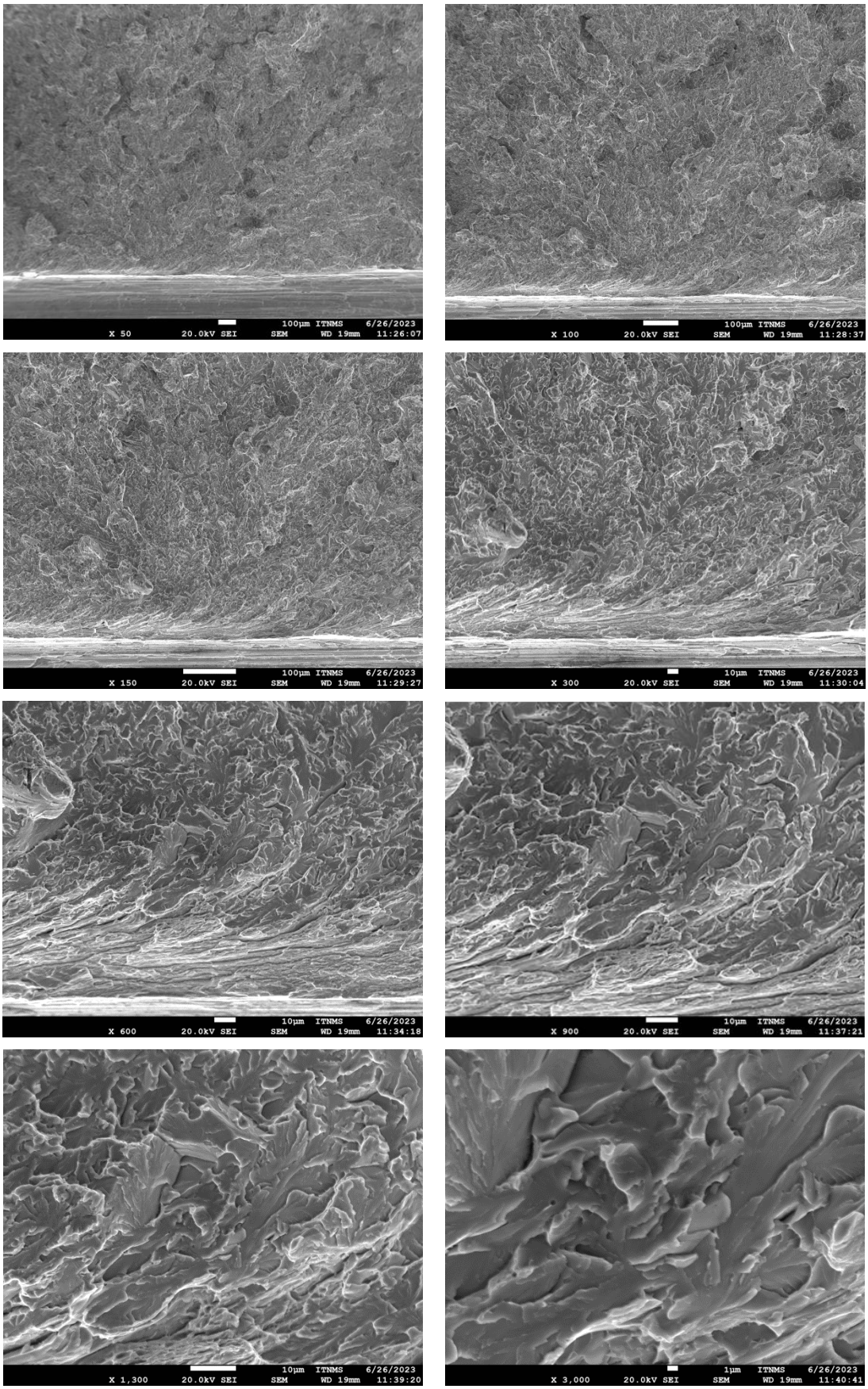
Slika 4.29. Zbirni histogrami merenja debljine cementitnih pločica AF za V- i TiV-čelik.

4.3 Fraktografija uzoraka V- i TiV-čelika

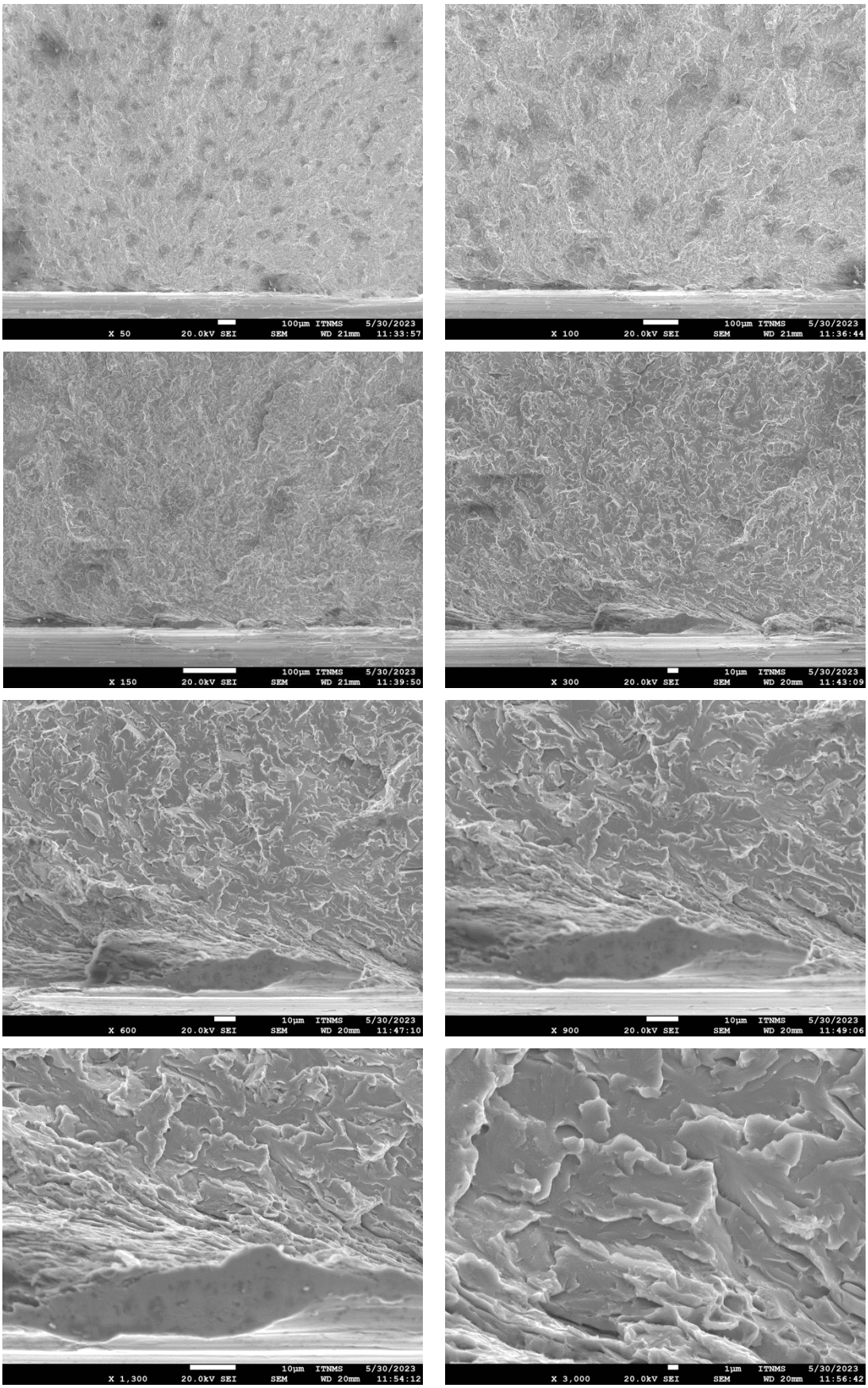
Primer lociranja mesta inicijacije loma može se videti na slici 4.30 za V-čelik na primeru uzorka V-04 i na slici 4.31 za TiV-čelik na primeru uzorka TiV-02. Potencijalna mesta inicijacije loma gde su merene dimenzije inicijalne pljosni prikazana su na slici 4.32 za V-čelik i na slici 4.33 za TiV-čelik. Sve epruvete su jasno deformisane pri vrhu mašinskog zareza, a na uzdužnom preseku po centru epruvete prikazanim na slici 4.38 za V-čelik i slici 4.39 za TiV-čelik može se videti izgled prelomne površine sa sekundarnim prslinama. Rastojanja potencijalnih mesta inicijacije loma za V-čelik iznosila su između 26,6 μm i 51,5 μm, dok su kod TiV-čelika bila su između 33,0 μm i 75,3 μm u odnosu na vrh mašinskog zareza.

Na slici 4.31 prikazano je pri uvećanju od 50x da se po dužini ivice zareza mogu uočiti nekoliko izvorišta rečnih linija mada su za mesto inicijacije primarne prsline birani oni biži centaru epruvete jer on trpi najveći napon i deformaciju što potvrđuju i rezultati FEA analize (Slika 4.41). Potraga za mestom inicijacije loma je višestruko otežana velikom deformacijom pri vrhu zareza kao i haotičnom morfologijom acikularnog ferita. Usled nasumične orijentacije iglica cepanje zrna unutar AF stvara mnoštvo malih nepravilnih pljosni, dok krupne i često izolovane pljosni nastaju kretanjem prsline kroz mikrokonstituente približne kristolografske orijentacije, što je karakteristično za lom mehanizmom cepanja u perlitu i poligonalnim feritnim zrnima. Ovakav uticaj udela mikrokonstituenata može se videti na slici 4.32(e) gde se dalje od vrha zareza može uočiti nakupina krupnih pljosni slične kristolografske orijentacije.

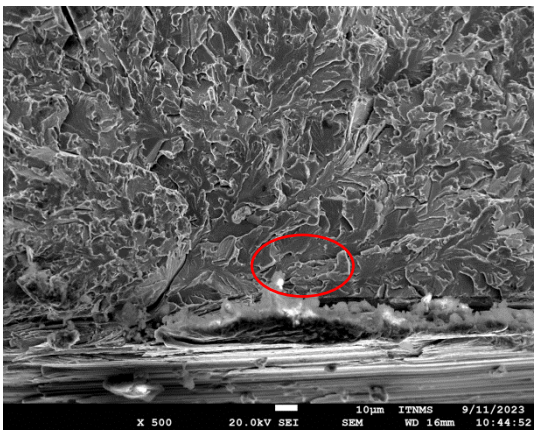
Na slici 4.33 (a) blizu mesta inicijacije loma može se uočiti uključak MnS, koji nije povezan s mestom inicijacije kao i par mesta gde su se nalazile čestice. Primer odsustva čestica sekundarnih faza prikazani su na slici 4.34 za potencijalno mesto inicijacije loma uzoraka V-02 kada je u pitanju V-čelik i potencijalno mesto inicijacije loma uzoraka TiV-02 za TiV-čelik.



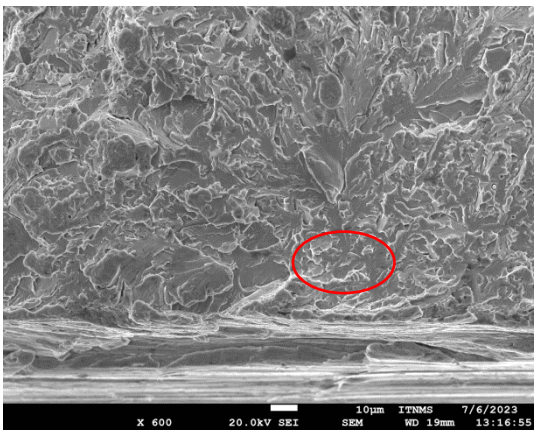
Slika 4.30. Prikaz lokacije mesta inicijacije loma za uzorak V-04 pri različitim uvećanjima.



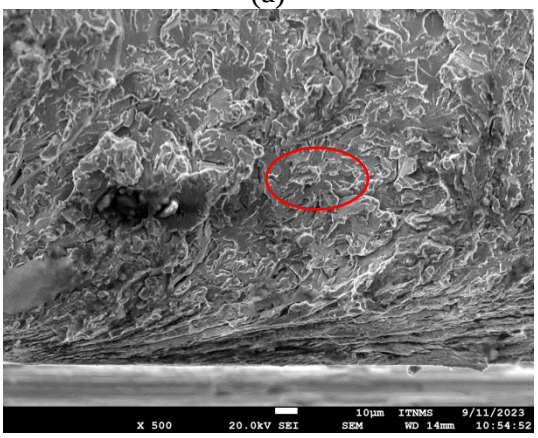
Slika 4.31. Prikaz lokacije mesta inicijacije loma za uzorak TiV-02 pri različitim uveranjima.



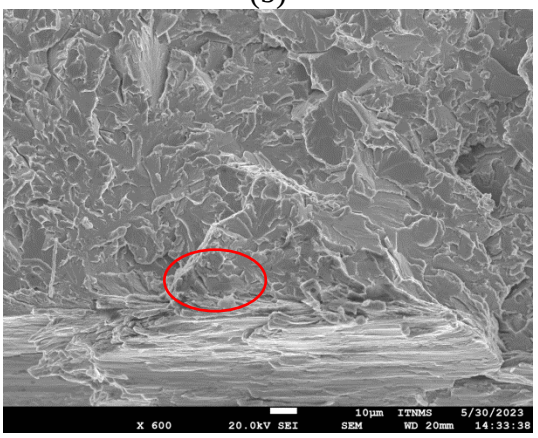
(a)



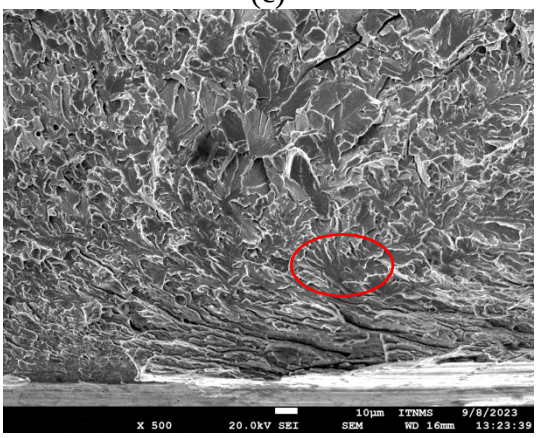
(b)



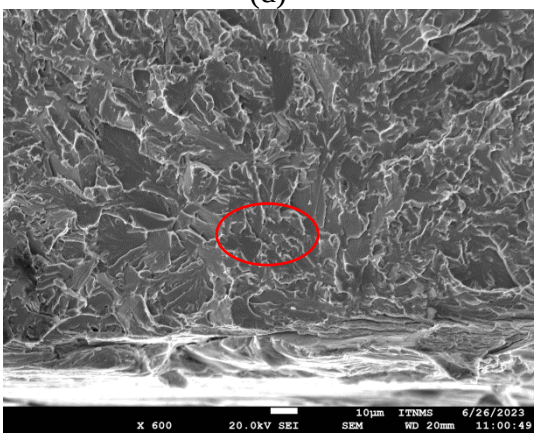
(c)



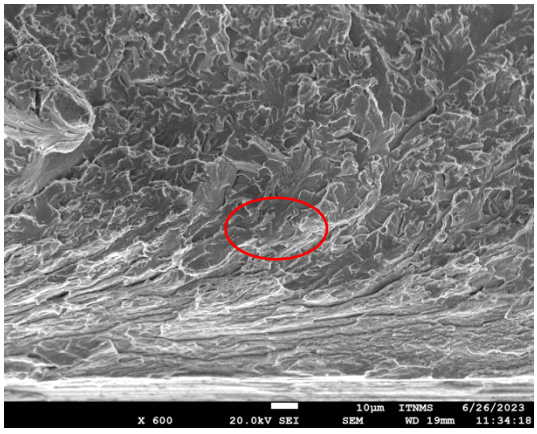
(d)



(e)

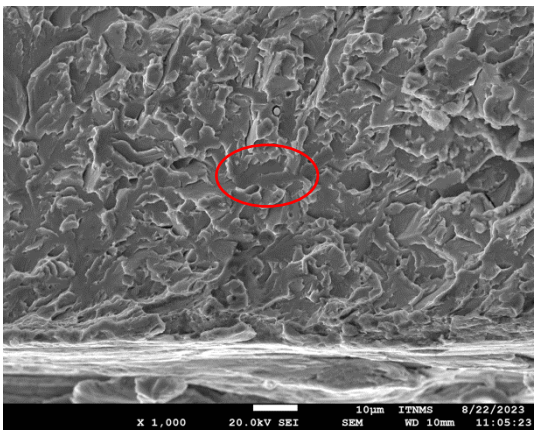


(f)

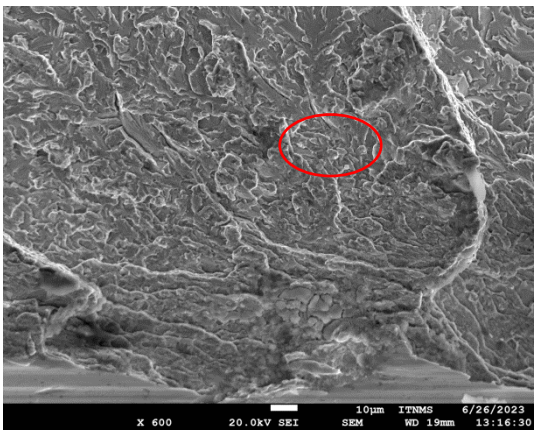


(g)

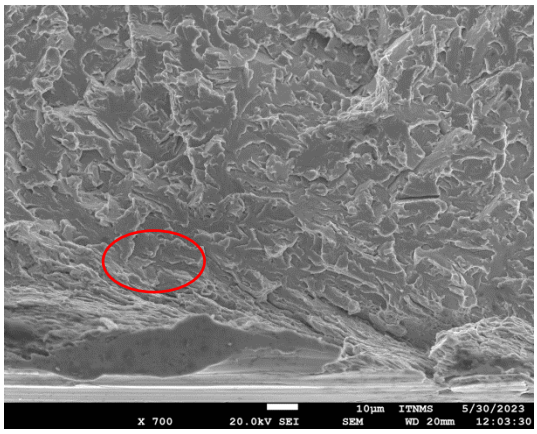
Slika 4.32. Prikazi potencijanih mesta inicijacije loma za uzorke V čelika: V-01(a) (b); V-02 (c) (d); V- 03 (e) (f); V- 04 (g).



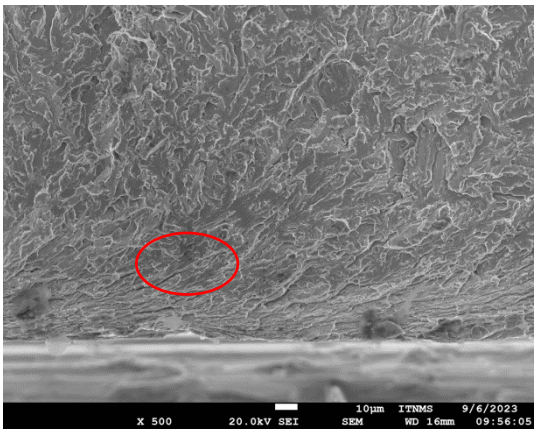
(a)



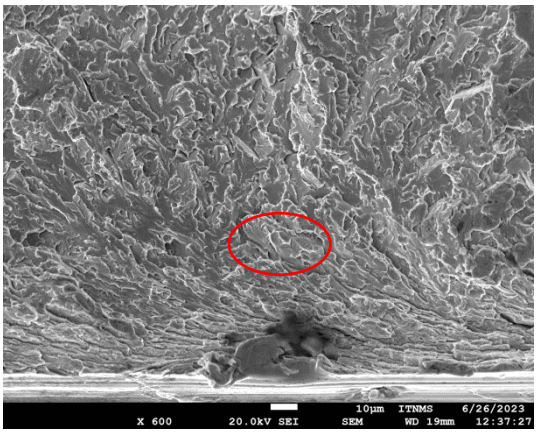
(b)



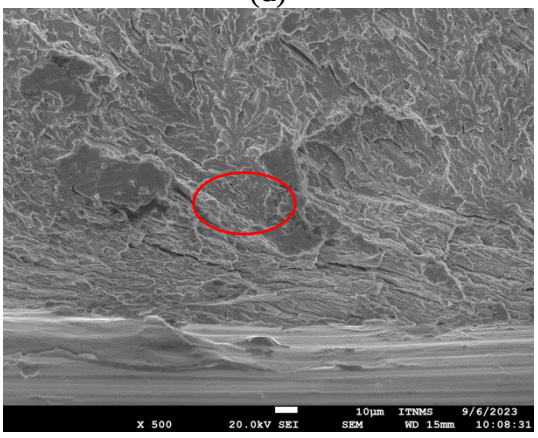
(c)



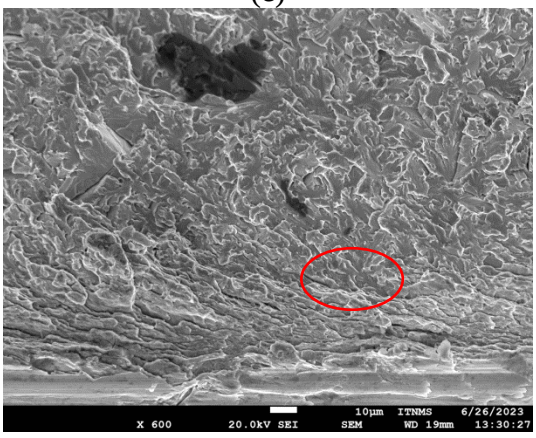
(d)



(e)

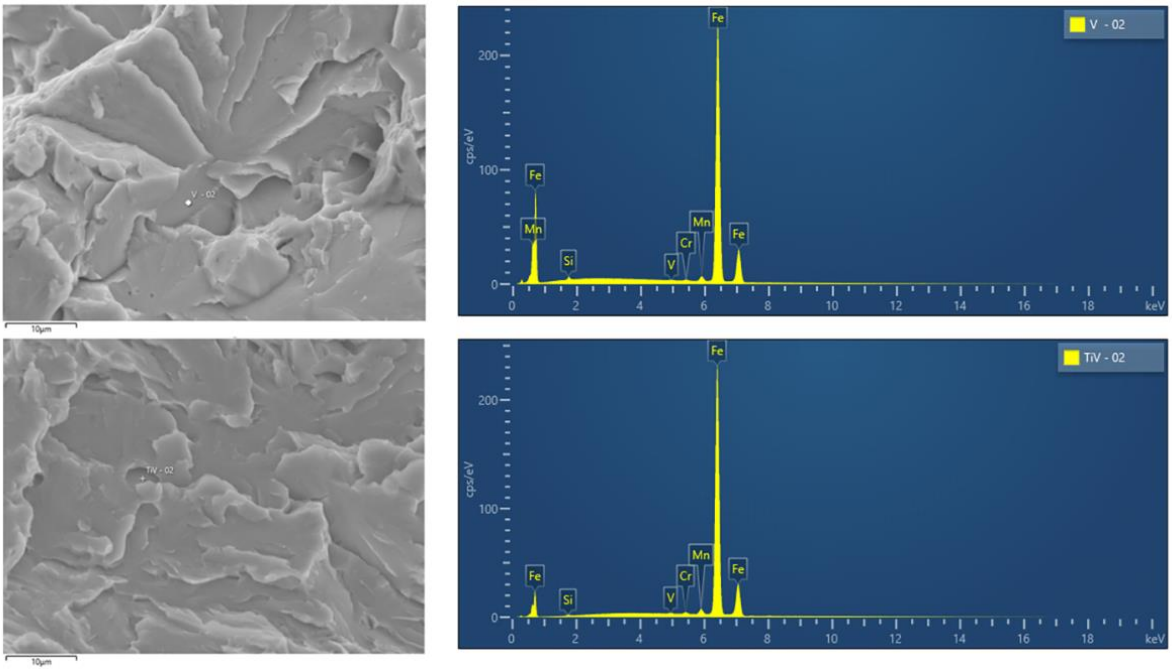


(f)



(g)

Slika 4.33. Prikazi potencijanih mesta inicijacije loma za uzorke TiV čelika: TiV-01 (a) (b); TiV-02 (c) TiV-03 (d) (e); TiV-04 (f) (g).



Slika 4.34. EDS spektri za potencijalna mesta inicijacije loma uzoraka V-02 i TiV-02

U okviru tabela 4.7 i 4.8 prizane su izmerene vrednosti udaljenosti potencijalnih mesta inicijacije prikazanih na slikama 4.32 i 4.33, zajedno sa vrednostima dimenzija početnih pljosni vezanih za ova mesta inicijacije. Udaljenost mesta inicijacije loma koristi se za određivanje kritičnog napona za lom koji se zajedno sa dimenzijama pljosni koristi za izračunavanje efektivne energije površine. Srednje vrednosti efektivnog prečnika prvih pljosni su približno iste i za V-čelik iznose 17,9 μm, a za TiV-čelik 18,5 μm.

Tabela 4.7. Vrednosti odstojanja inicijacije loma X_0 i dimenzija početne pljosni potencijalnih mesta loma uzoraka V-čelika prikazanih na slici 4.32.

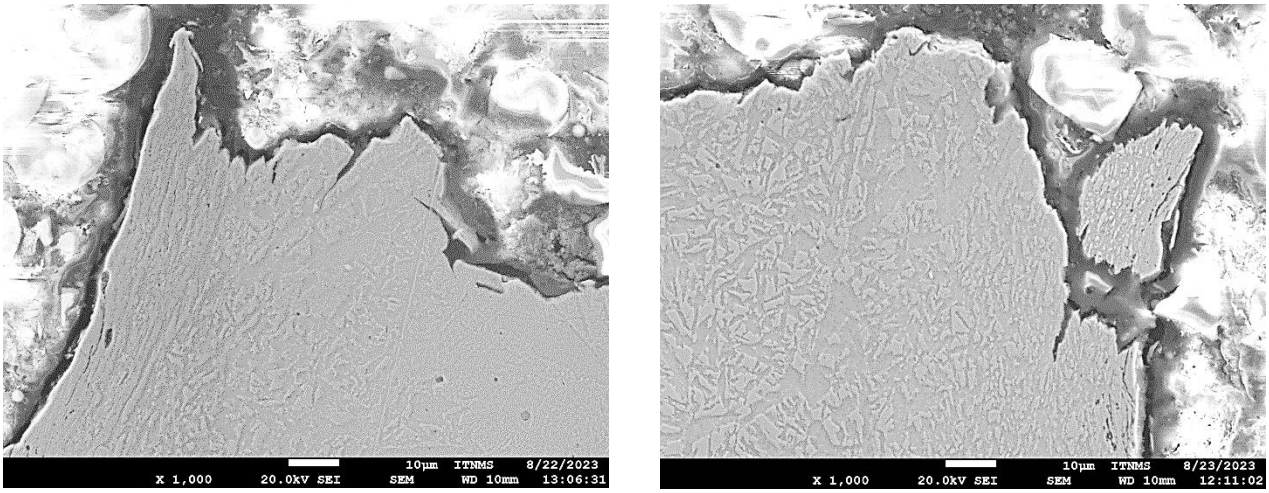
Uzorak	**X_0 (μm)**	**D_{max} (μm)**	**D_{min} (μm)**	**D_{eff} (μm)**
V - 01	30,7	26,1	12,3	18,9
	26,6	27,8	15,0	22,2
V - 02	49,8	43,1	11,3	19,6
	33,1	21,0	8,5	13,5
V - 03	31,9	31,9	7,3	12,6
	51,5	29,3	10,9	17,7
V - 04	41,7	48,4	12,0	20,5

Tabela 4.8. Vrednosti odstojanja inicijacije loma X_0 i dimenzija početne pljosni potencijalnih mesta loma uzoraka TiV-čelika prikazanih na slici 4.33.

Uzorak	X0 (µm)	D_{max} (µm)	D_{min} (µm)	D_{eff} (µm)
TiV - 01	75,3	29,1	13,8	21,3
	50,4	34,9	9,8	16,5
TiV - 02	46,4	23,8	20,3	23,4
TiV - 03	25,1	28,9	10,6	17,2
	39,4	29,4	11,1	18,0
TiV - 04	36,8	27,4	12,3	19,2
	33,0	26,2	8,5	14,1

Uzdužni presek prelomljene epruvete za savijanje u četiri tačke prikazan je na slikama 4.35 i 4.39 za uzorke V-04 i TiV-04. Pošto prelomne površine nisu niklovane, ivica se jasno razaznaje pri posmatranju na SEM, dok svetlosnom mikroskopijom nije moguće razaznati mikrokonstituente kod TiV usled velike razlike u refleksiji ferita i sredstva za zatapanje (bakelita). Jedino se kod V čelika zbog većeg udela perlita, što je prikazano na slici 4.36, mogu nazreti sve prsline koje se vide i na SEM. Tako se može uočiti kako sekundarna mikroprslina kreće uz proeutektoidni ferit, zatim prolazi kroz njega i nastavlja kroz perlit i zaustavlja u acikularnom feritu (Slika 4.36).

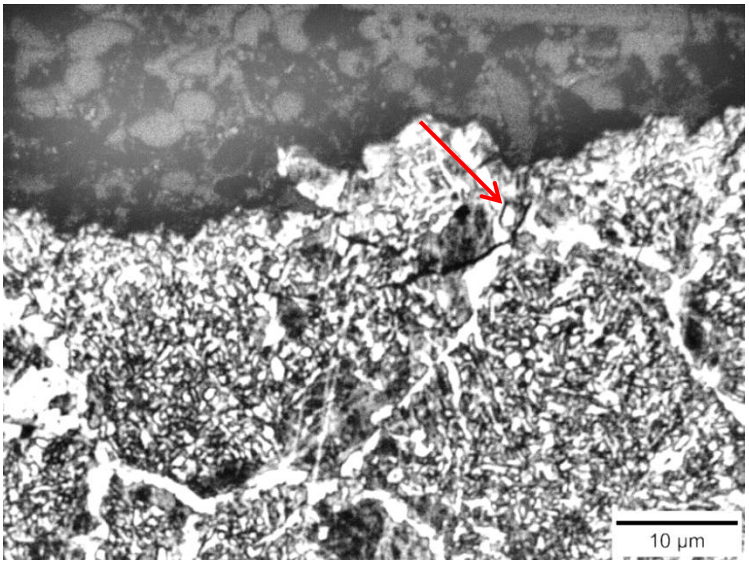
Na slici 4.35 prikazani su uzdužni preseci vrhova zareza za uzorke V-04 i TiV-04 gde se vidi uticaj zone plastične deformacije koja iznosi 0,8813 µm i 0,46738 µm za ta dva uzorka. Takođe prema tabelama 4.7 i 4.8 unutar SEM mikrofotografija sa slike 4.35 vidljiva su i potencijalna mesta inicijacije loma. SEM mikrofotografije otkrivaju da je uz obod mašinskog zareza vidljivo izduženje unutar mikrostrukture, koje se poklapa sa zonom plastične deformacije dobijene FEA modelovanjem podmodela (Slika 4.47).



(a) (b)

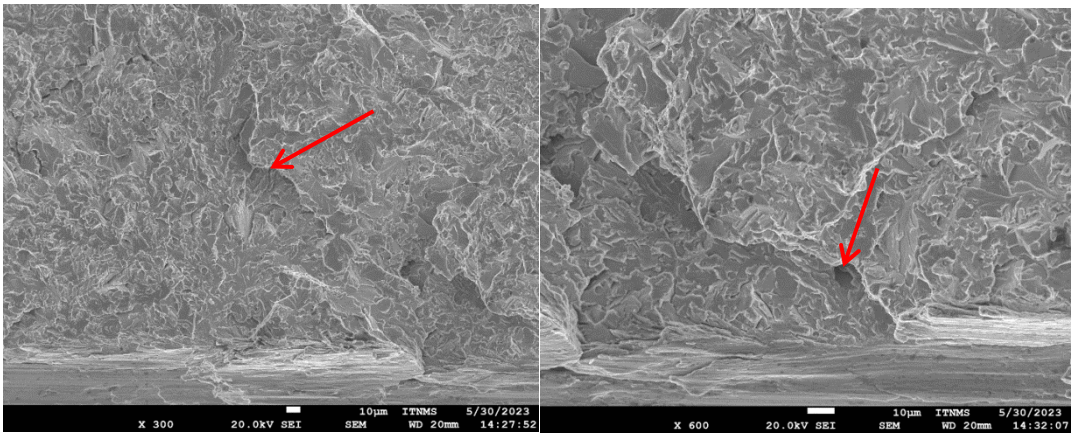
Slika 4.35. SEM uzdužnog preseka pri vrhu zareza prelomljenih uzoraka: V-04 (a); TiV-04 (b).

Na slikama 4.38 i 4.39 prikazan je primer učestale promene pravca pri prostiranju prsline kroz mikrostrukturu sa dominantnim udelom acikularnog ferita, vidljivo na uzdužnom preseku prelomljenih epruveta za savijanje u četiri tačke. U oba primera se na preseku primećuje kako je došlo i do odvajanja pojedinih komada od uzorka. U slučaju V čelika to je „ostrvo“ na početku druge trećine prelomne površine od vrha zareza (Slika 4.38), dok je u slučaju TiV čelika to na samom vrhu zareza (Slika 4.35b). Ovakva pojava nastaje usled prostiranja primarne mikropsline i njenog spajanja sa sekundarnim prslinama.



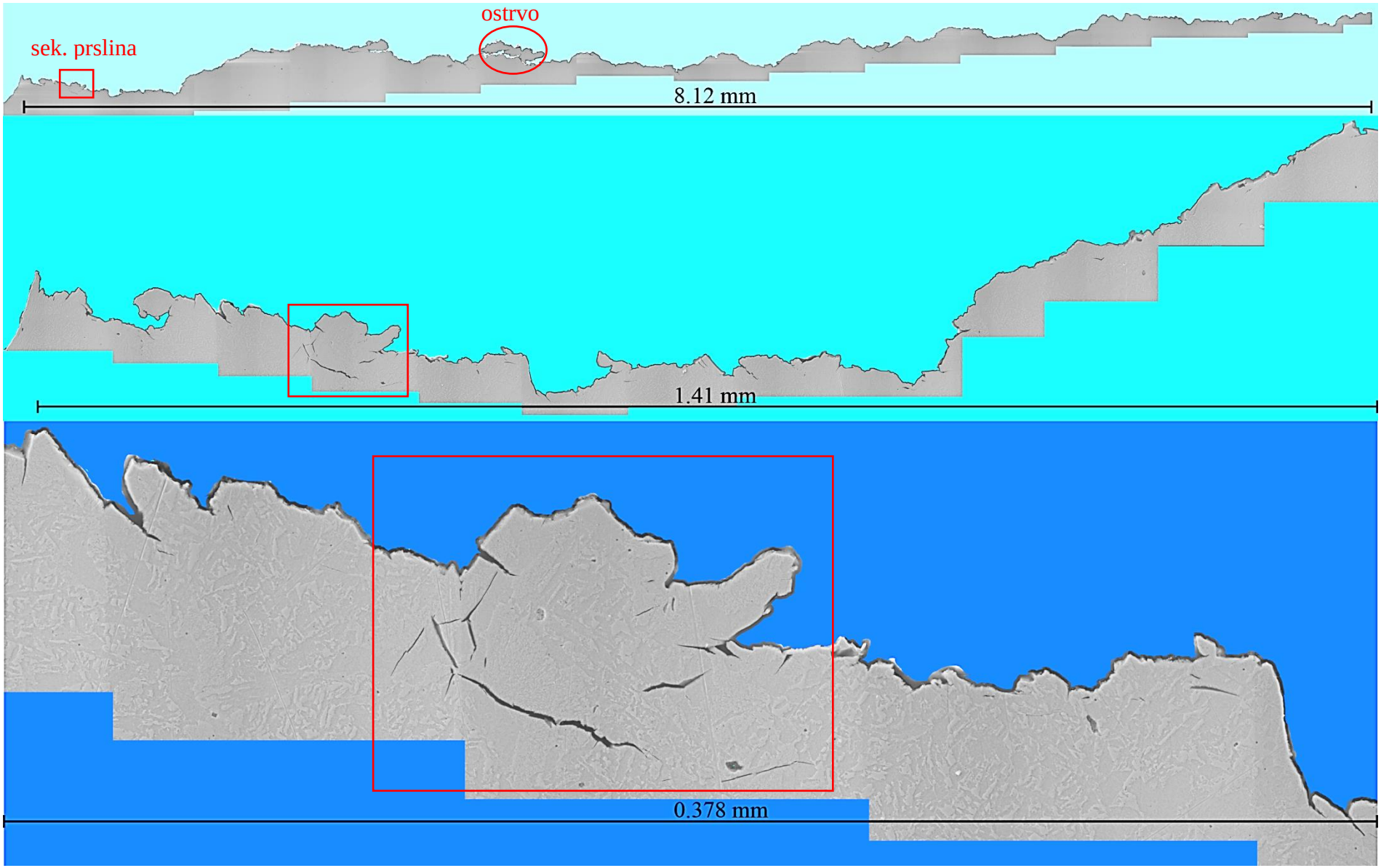
Slika 4.36. Detalj sa slike 4.38 – putanja sekundarnih prslina kroz mikrostrukturu.

Iako to nije centralni deo uzorka epruvete jedan ovakav slučaj pri vrhu zareza gde ima razlike u visinama prelomne površine pri spajanju primarne i sekundarnih prslina prikazan je na slici 4.37, gde se lako može uvideti kako bi nastalo „ostrvo“ tokom sečenja po centru. Pride kada se posmatra prelomna površina dalje od vrha zareza teže je razaznati da li je u pitanju promena kretanja prsline pod oštrim uglom ili greben koji se izdiže iznad sekundarne prsline. Međutim kada se posmatra presek prelomne površine jasno je da li se radi o nagloj promeni kretanja prsline ili grebenu. Slika 4.37 je pogodan primer za prikaz sa stanovišta fraktografske analize, pošto blizina ivice olakšava uočavanje dubinske razlike u poziciji površina kada se posmatraju pljosni cepanja.

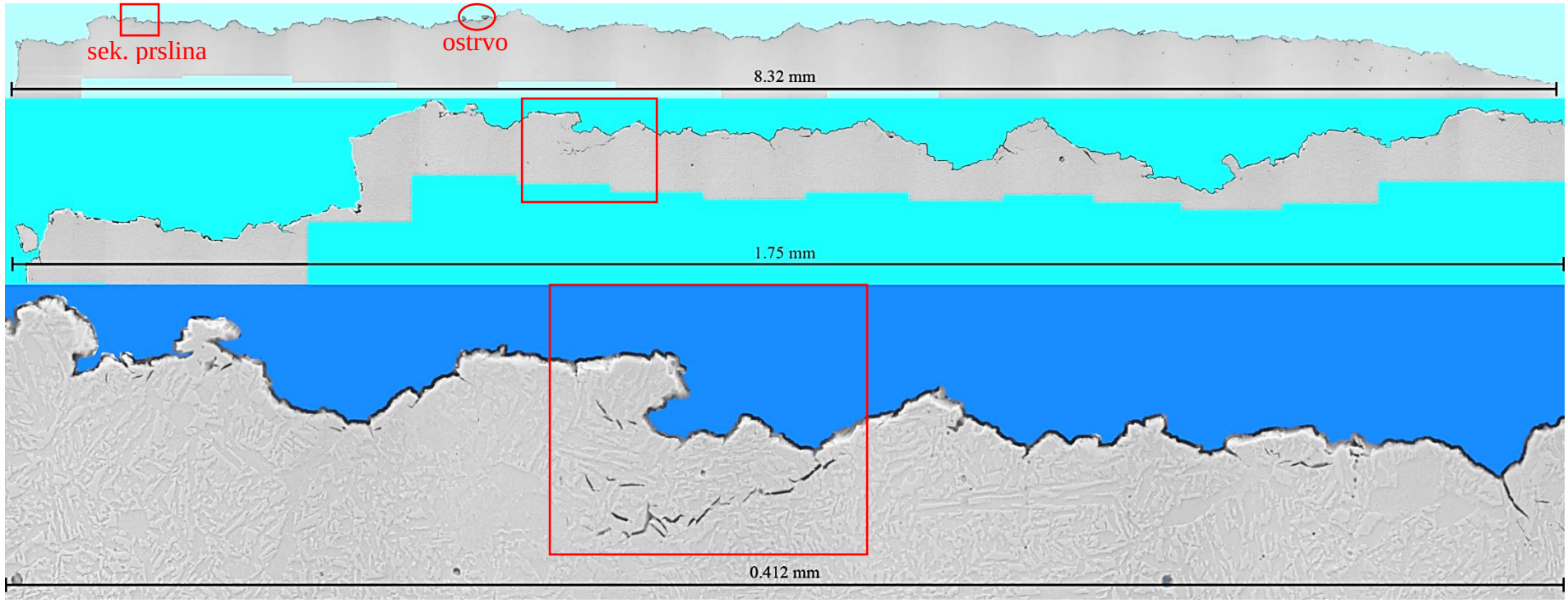


Slika 4.37. Prikaz udubljenja nastalog od sekundarne prsline pri vrhu zareza za uzork V-02.

Pri posmatranju uzdužnog preseka prelomne površine V-čelika (Slika 4.38) primetne su sekundarne mikroprsline veće učestalosti i dužine u odnosu na prelomnu površnu TiV-čelika (Slika 4.39) gde ima manje sekundarnih mikroprslina koje su znatno kraće. Kretanje mirkoprsline i izgled preseka prelomne površine se takođe razliikuje između dva čelika. Kod V-čelika mikroprslina putuje duže uz povremene i nagle promene pravca, dok je površina preloma kod TiV-čelika dosta rebrastija jer mikroprslina ima učestale i kratke promene pravca. U odnosu na poziciju deformisanog vrha zareza prslina svoj put završava na +0,374 mm za uzorak V-04, a za uzorak TiV-04 prslina svoj put završava na -0,241 mm. Reljef obe prelomne površine je vrlo grub mada u slučaju TiV-čelika ona deluje ravnija zbog kratkog kretanja mikroprsline pre skretanja. Oba prikaza uzdužnih preseka prelomnih površina na slikama 4.38 i 4.39 dobijena su nadovezivanjem SEM mikrofotografija pri uvećanju od 200×, dok su uvećani delovi ispod njih dobijeni pri uvećanju od 1000× kao što se može videti sa slika vrha prslina (Slika 4.35).



Slika 4.38. Uzdužni profil prelomnljene površine po centru uzorka V-04.



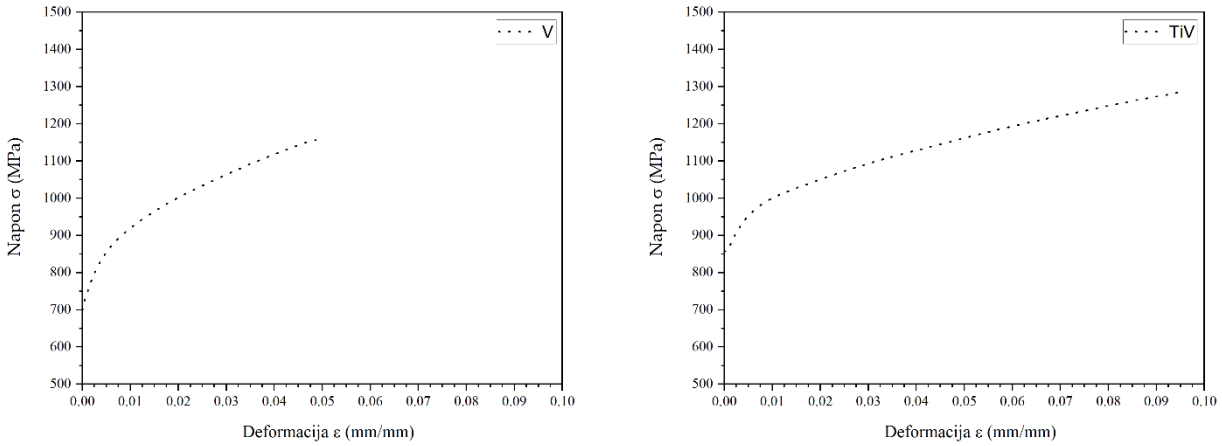
Slika 4.39. Uzdužni profil prelomnljene površine po centru uzorka TiV-04.

4.4 Rezultati mehaničkih ispitivanja

4.4.1 Krive zatezanja na -196°C

Jedna od najbitnijih stavki pri modelovanju metodom konačnih elemenata je ispravan unos karakteristika materijala. Mehanička svojstva i deformaciono ponašanje materijala u toku ispitivanja savijanjem u četiri tačke, opisuju se deformacionim krivama dobijenim ispitivanjem jednoosnim zatezanjem (Slika 4.40), i to na istoj temperaturi koja je korišćena i za ispitivanje savijanjem u četiri tačke (-196 °C).

Na tako niskoj temperaturi do prekida zatezne epruvete dolazi pri dostizanju napona za lom (prelomne čvrstoće), koji za V-čelik iznosi 1156,6 MPa, a za TiV-čelik 1288,0 MPa. Ispitivanja su pokazala da je granica tečenja određena za 0,2% deformacije za V čelik 702,2 MPa a za TiV-čelik 850,8 MPa, dok su vrednosti nominalnog izduženja od 5% za V-, odnosno 10% za TiV-čelik.



(a) (b)

Slika 4.40. Zavisnost napona i deformacije dobijena jednoosnim zatetanjem na -196 °C: V čelik (a); TiV čelik (b).

4.4.2 Sile i nominalni naponi loma pri savijanju u četiri tačke na -196°C

Eksperimentalne vrednosti maksimalne sile pri savijanju u četriti tačke date su u tabeli 4.9, zajedno sa silom otpora na oslonacima, koja se očitava u referentnoj tački u okrivu modela konačnih elemenata, kao što je opisano u poglavlju 3.7.4. Uzorci epruveta V-čelika lome se pri većoj sili, tačnije većem nominalnom naponu savijanja nego uzorci TiV-čelika. Reakcione sile pokretnog trna zavisne su od modelovanog pomeraja i predstavljaju četvrtinu eksperimentalne sile loma.

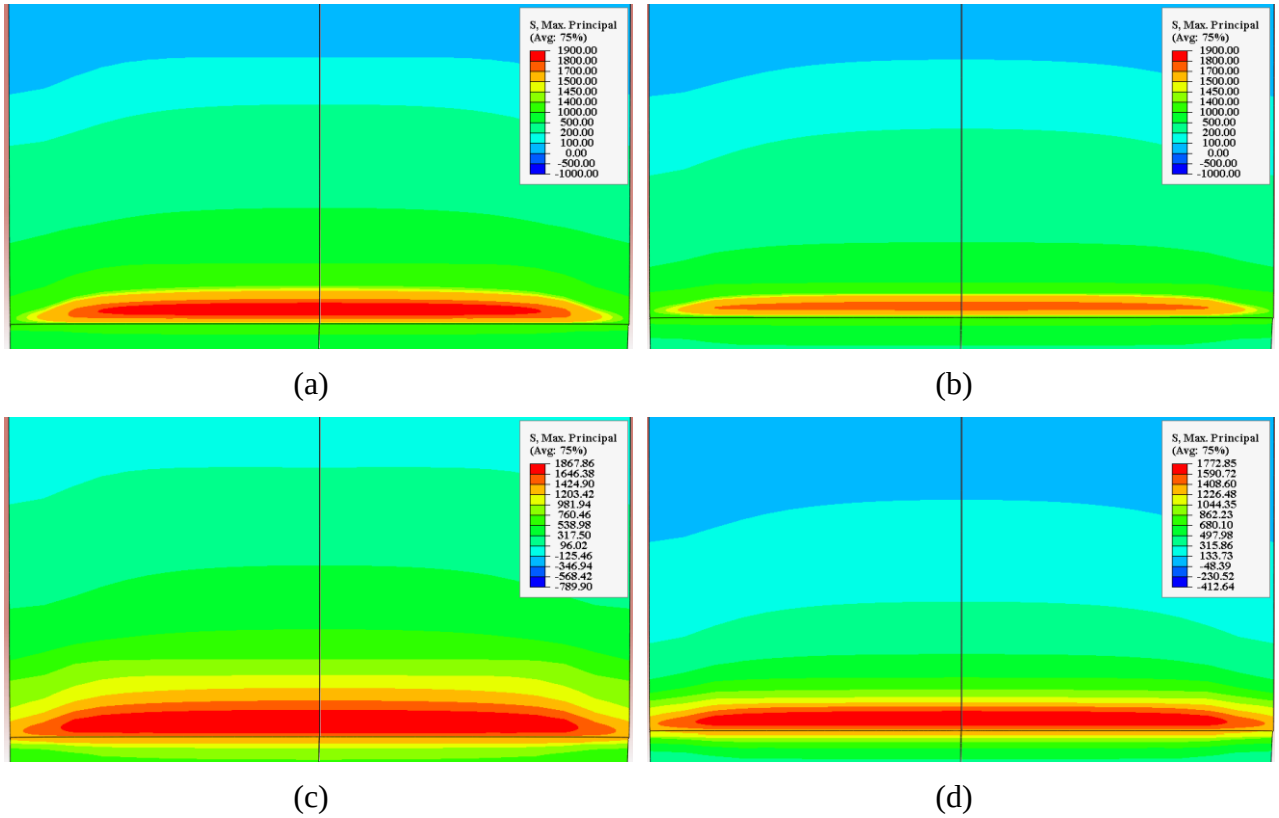
Tabela 4.9. Eksperimentalne vrednosti sile i napona savijanja u četiri tačke ispitivanih čelika na -196 °C sa modelovanim vrednostima sile i pomeraja pri lomu.

Uzorak	Eksperimentalna sila loma F_{max} (N)	Reakciona sila trna RF (N)	Modelovan pomeraj U (mm)	Napon savijanja σ_{nom} (MPa)	Granica tečenja σ_0 (MPa)	σ_{nom} / σ_0
V-01	28425,8	7106	0,2234	1188,7	702,2	1,69
V-02	30320,0	7580	0,2390	1268,1		1,81
V-03	25083,6	6186	0,1952	1049,0		1,49
V-04	27652,4	6913	0,2167	1156,3		1,65
TiV-01	18152,2	4538	0,1382	1193,3	850,8	1,40
TiV-02	22335,2	5584	0,1699	1267,7		1,49
TiV-03	21659,1	5415	0,1647	1050,6		1,23
TiV-04	22755,6	5689	0,1732	1154,0		1,36

4.5 Modelovanje savijanja u četiri tačke metodom konačnih elemenata

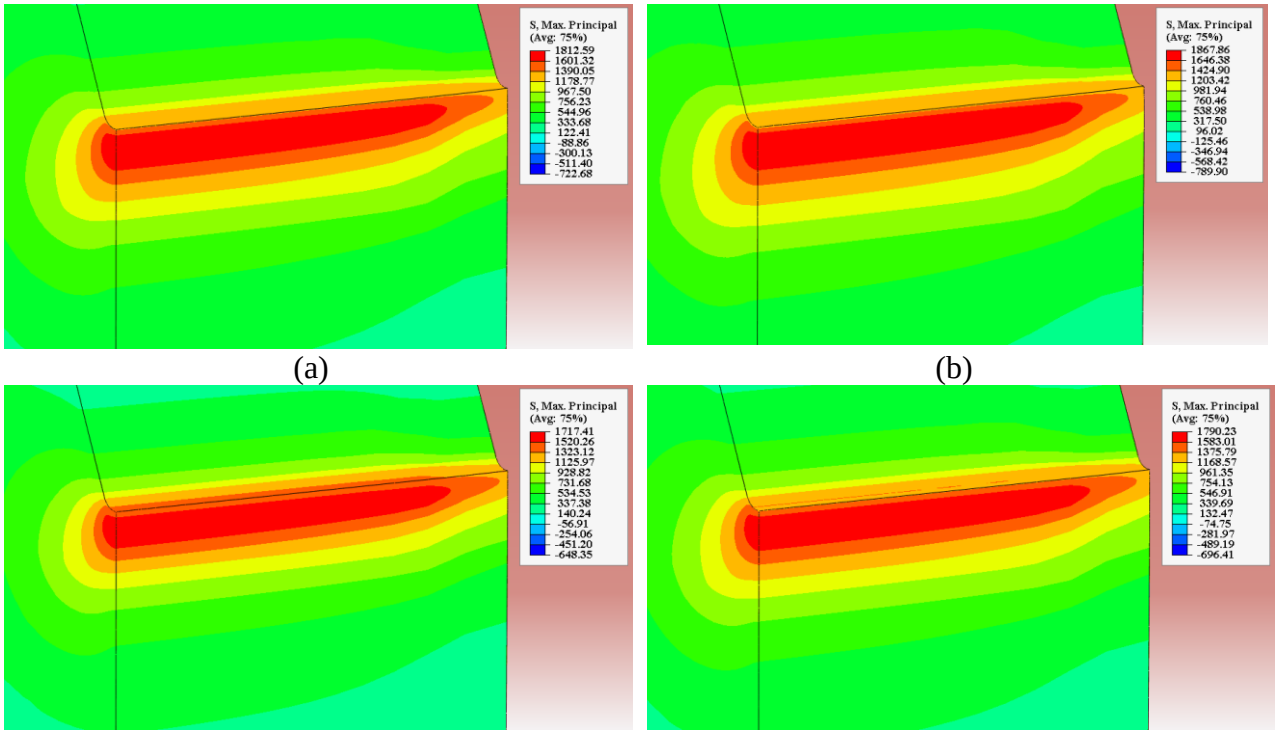
4.5.1 Globalni model i podmodel

Iako je modelovana četvrtina epruvete za savijanje kao globalni model, na slici **4.41** spojene su dve četvritine kako bi se prikazala raspodela napona ispred vrha zareza na prelomnoj površini. Takođe prelomna površina duž cele širine je obrnuta analogno fraktografskim prikazima prelomnih površina. Odabrani su uzorci koji su pokazali najveće vrednosti glavnog napona ispred mašinskog zareza, što je uzorak V-02 za V-čelik i uzorak TiV-04 za TiV-čelik. Zarad poređenja uzeta je identična ili uniformna raspodela izračunatih vrednosti u 12 diskretnih intervala. U većini slučajeva prikazana je uniformna raspodela zajedno sa legendom koja pokazuje raspodelu i veličinu napona ili deformacija.

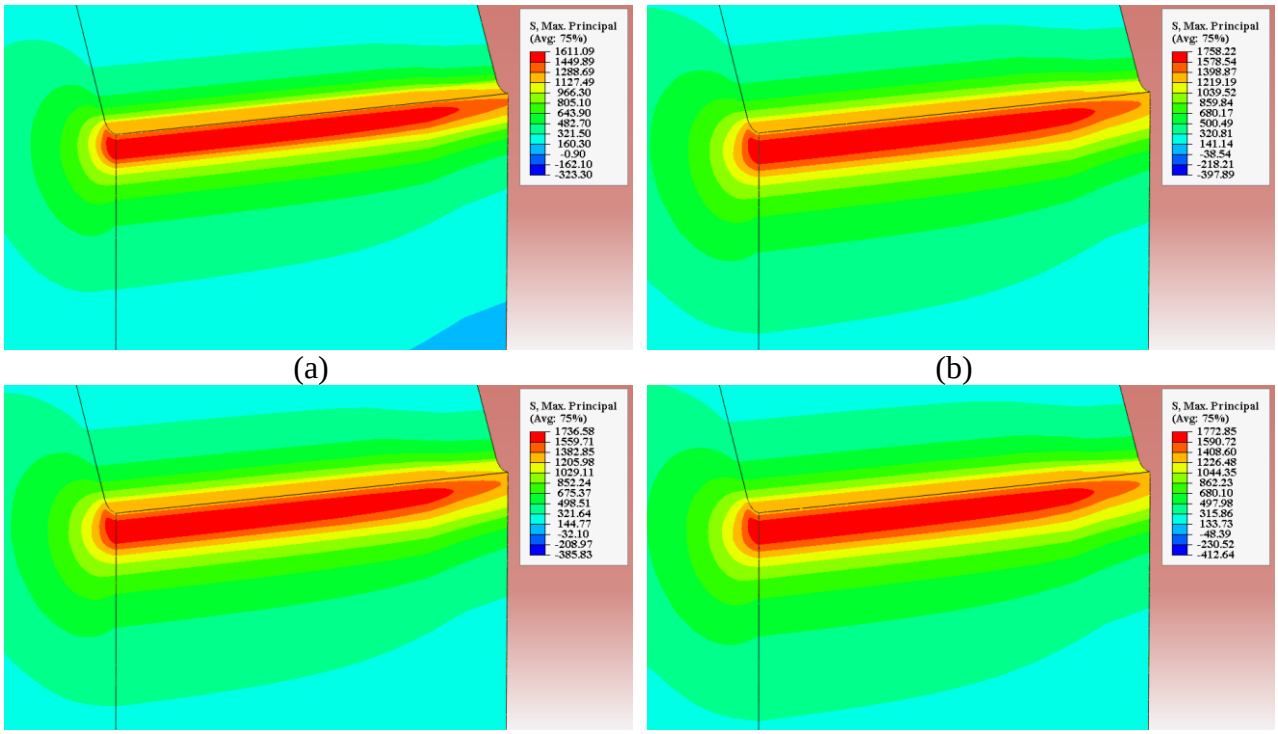


Slika 4.41.. Raspodela maksimalnog glavnog napona ispred vrha zareza na prelomnoj površini:
Uzorak V-02 identična skala (a), uniformna skala (c);
Uzorak TiV-04 identična skala (b), uniformna skala (d).

Na slikama 4.42 i 4.43 prizane su uniformne raspodele najvećeg glavnog napona ispred mašinskog zareza na modelovanoj četvrtini epruvete za savijanje u četiri tačke, gde se može videti raspodela i po trećoj osi.

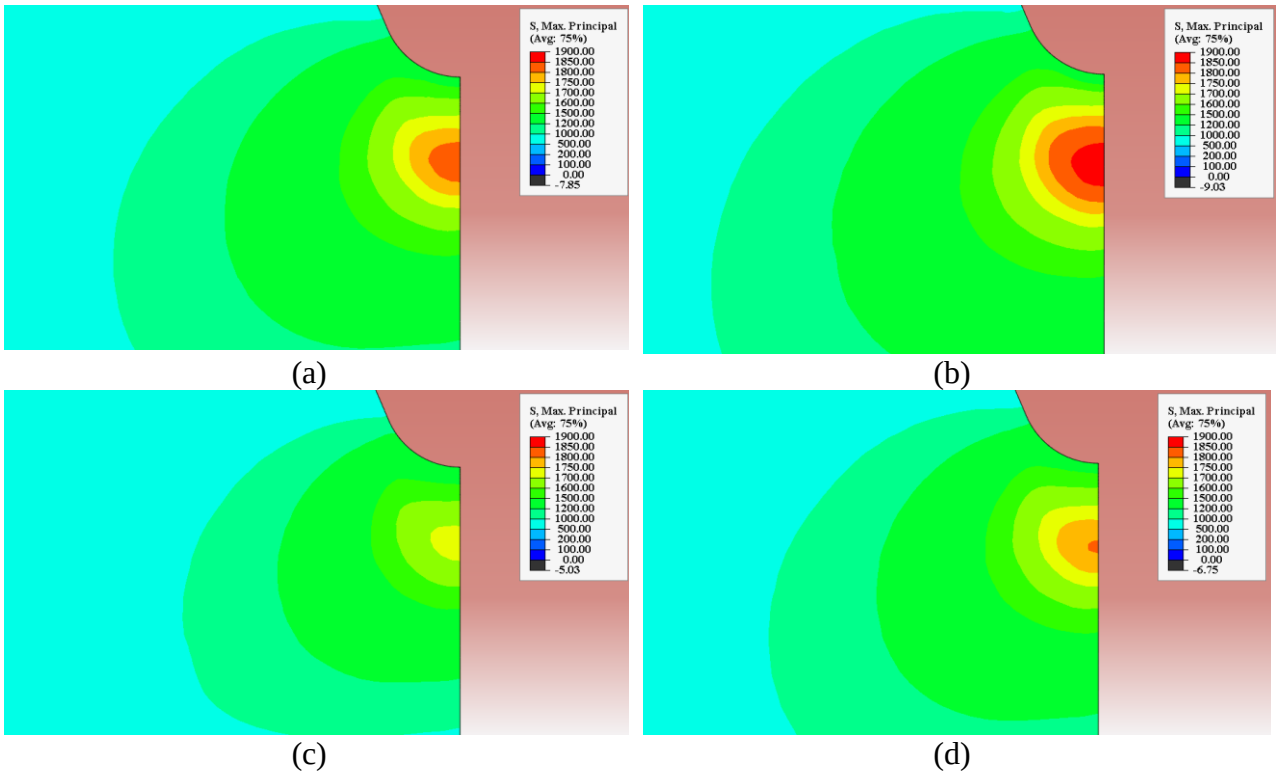


Slika 4.42. Raspodela maksimalnog glavnog napona ispred vrha zareza (Globalni model): Uzorak V-01 (a), Uzorak V-02 (b), Uzorak V-03 (c), Uzorak V-04 (d).

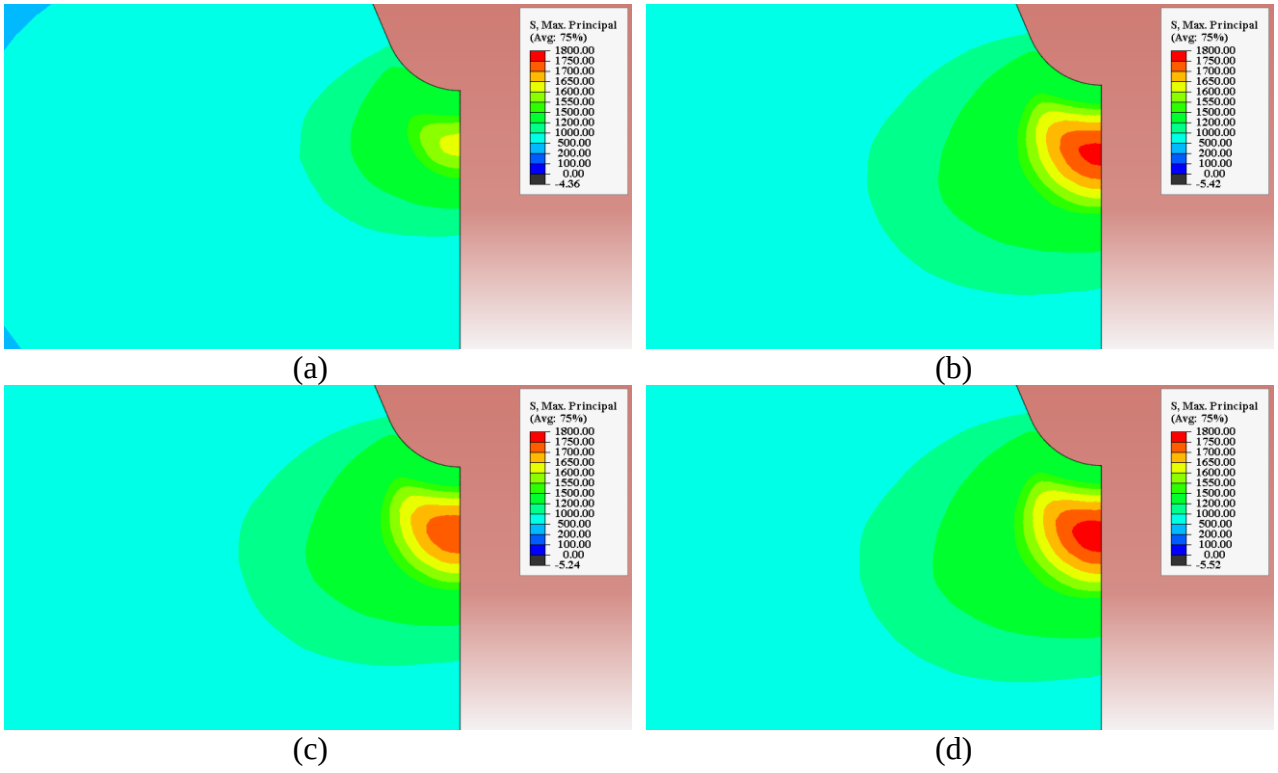


Slika 4.43. Raspodela maksimalnog glavnog napona ispred vrha zareza (Globalni model): Uzorak TiV-01 (a), Uzorak TiV-02 (b), Uzorak TiV-03 (c), Uzorak TIV-04 (d).

Mada se intenziteti najvećeg glavnog napona malo razlikuju, oblik zone raspodele naprezanja ispred mašinskog zareza i po širini epruvete je uniforman za sve uzorke V- i TiV-čelika. Na slikama 4.44 i 4.45 prikazane su zone rapodele naprezanja po uzdužnom pravcu uzete od podmodela i skalirane identičnom raspodelom na najveću vrednost napona za ispitivani čelik.

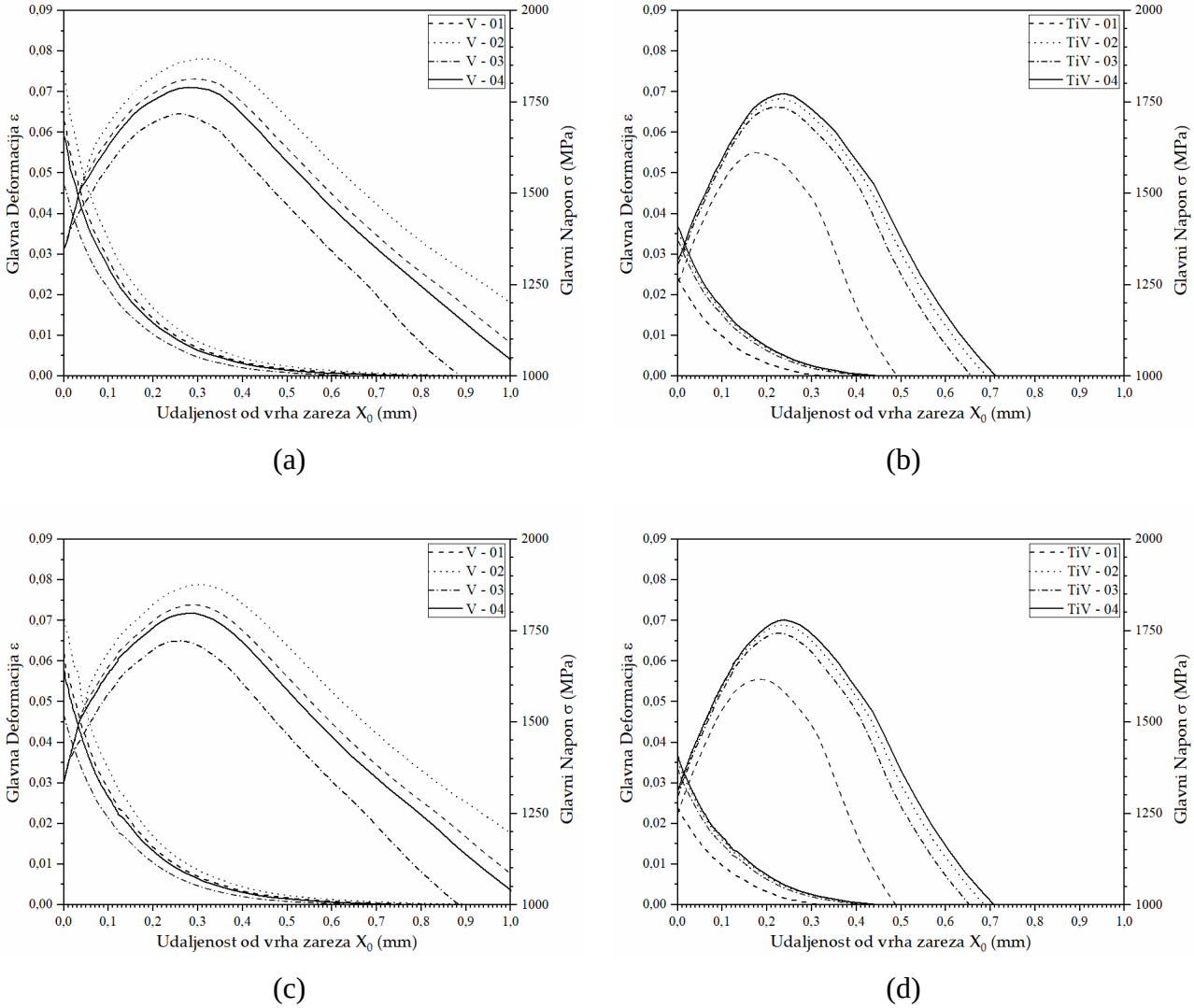


Slika 4.44. Raspodela maksimalnog glavnog napona ispred vrha zareza (Podmodel): (a) Uzorak V-01, (b) Uzorak V-02, (c) Uzorak V-03, (d) Uzorak V-04.



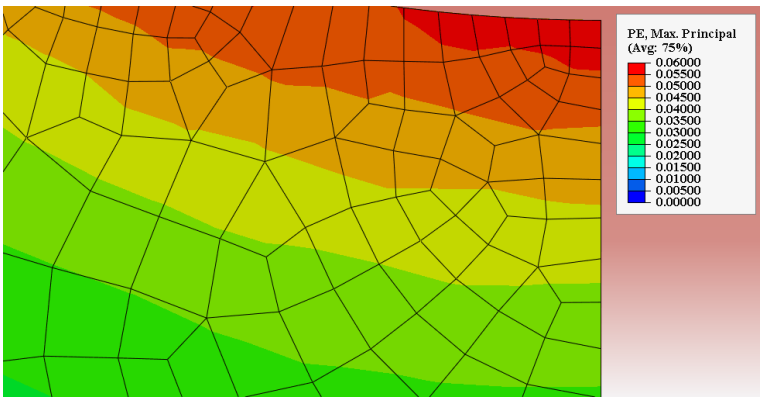
Slika 4.45. Raspodela maksimalnog glavnog napona ispred vrha zareza (Podmodel): Uzorak TiV-01 (a), Uzorak TiV-02 (b), Uzorak TiV-03 (c), Uzorak TiV-04 (d).

Na slici 4.46 prikazani su grafici raspodela napona i deformacija ispred mašinskog zareza za oba čelika dobijenih proračunom pomoću globalnih i podmodela. Kao što je za očekivati, između globalnog i podmodela nema velike razlike u vrednostima, (tabele 4.10 i 4.11).

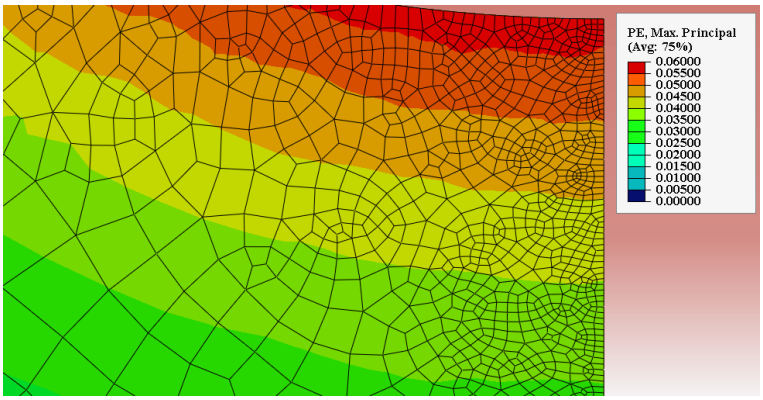


Slika 4.46. Raspodela napona i deformacija ispred vrha mašinskog zareza:
Globalni model za V-čelik (a) i TiV-čelik (b); Podmodel za V-čelik (c) i TiV-čelik (d).

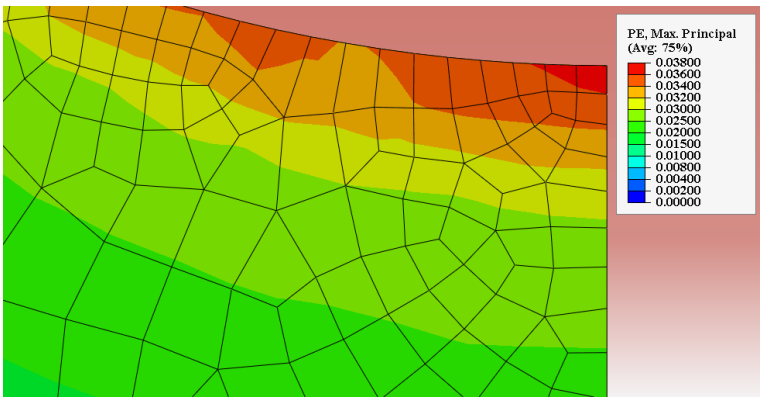
Glavna razlika između proračuna pomoću globalnog modela i podmodela može se videti na slikama 4.48 i 4.49 kada se pogleda raspodela deformacija i oblik zona za ova dva modela. Razlika u obliku zona posledica je usitnjenosti mreže i na primeru raspodele deformacija prikazana je slikom 4.47, na uzorcima V-04 i TiV-04. Ovi uzorci su izabrani pošto je njihov uzdužni presek prikazan na slikama 4.38 i 4.39, a vrh zareza na slici 4.35. Skale su uporedne za globalni model i podmodel za svaki uzorak ponaosob ali se razlikuju između V- i TiV-čelika. Ako se posmatra raspodela stvarne plastične deformacije sa slike 4.47 ona se za V- čelik kreće od 0,060 do 0,055 dok se za TiV-čelik kreće od 0,038 do 0,036.



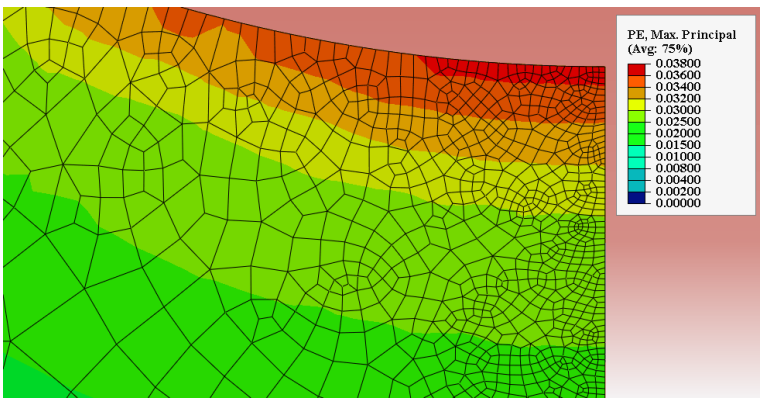
(a)



(b)

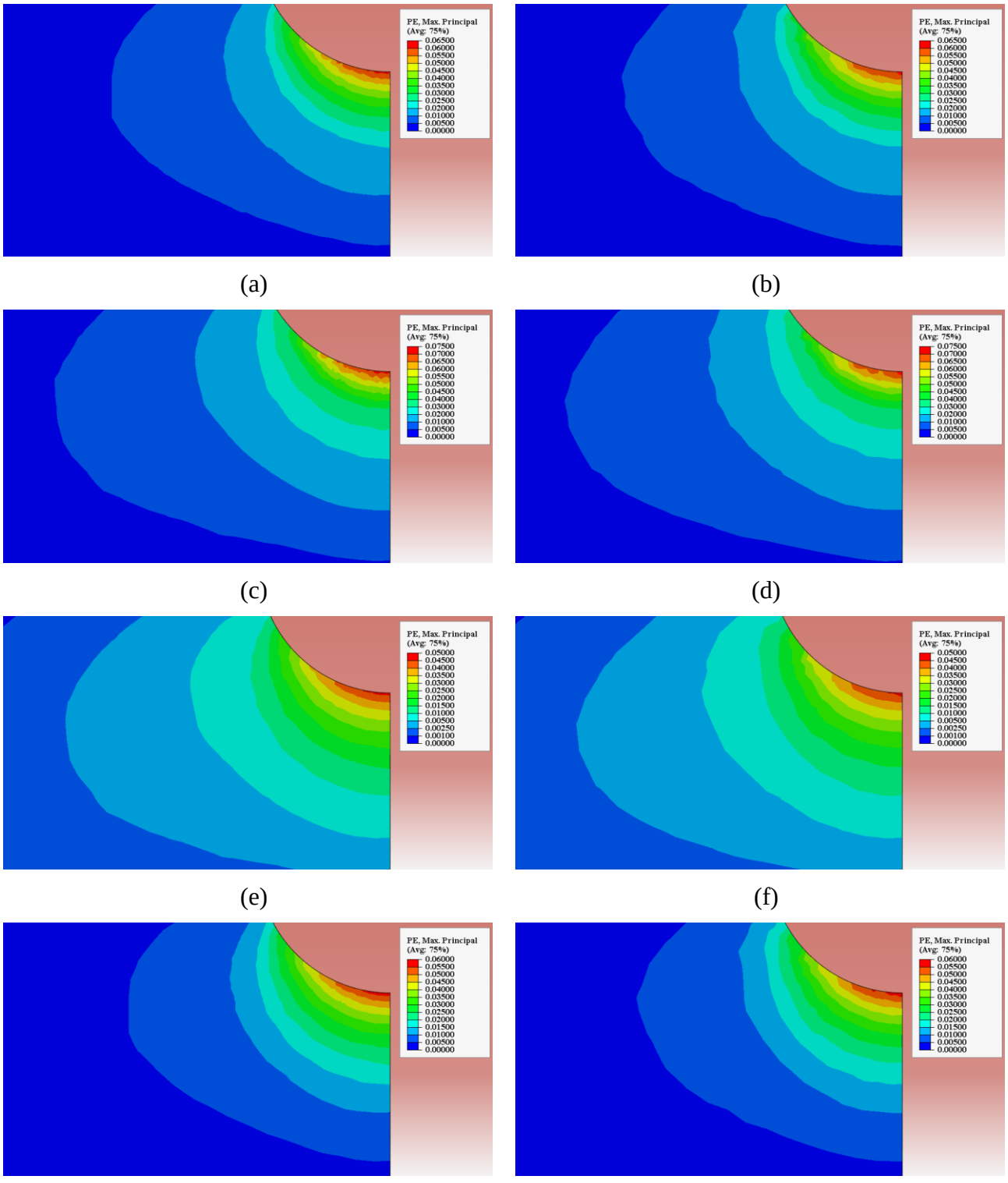


(c)

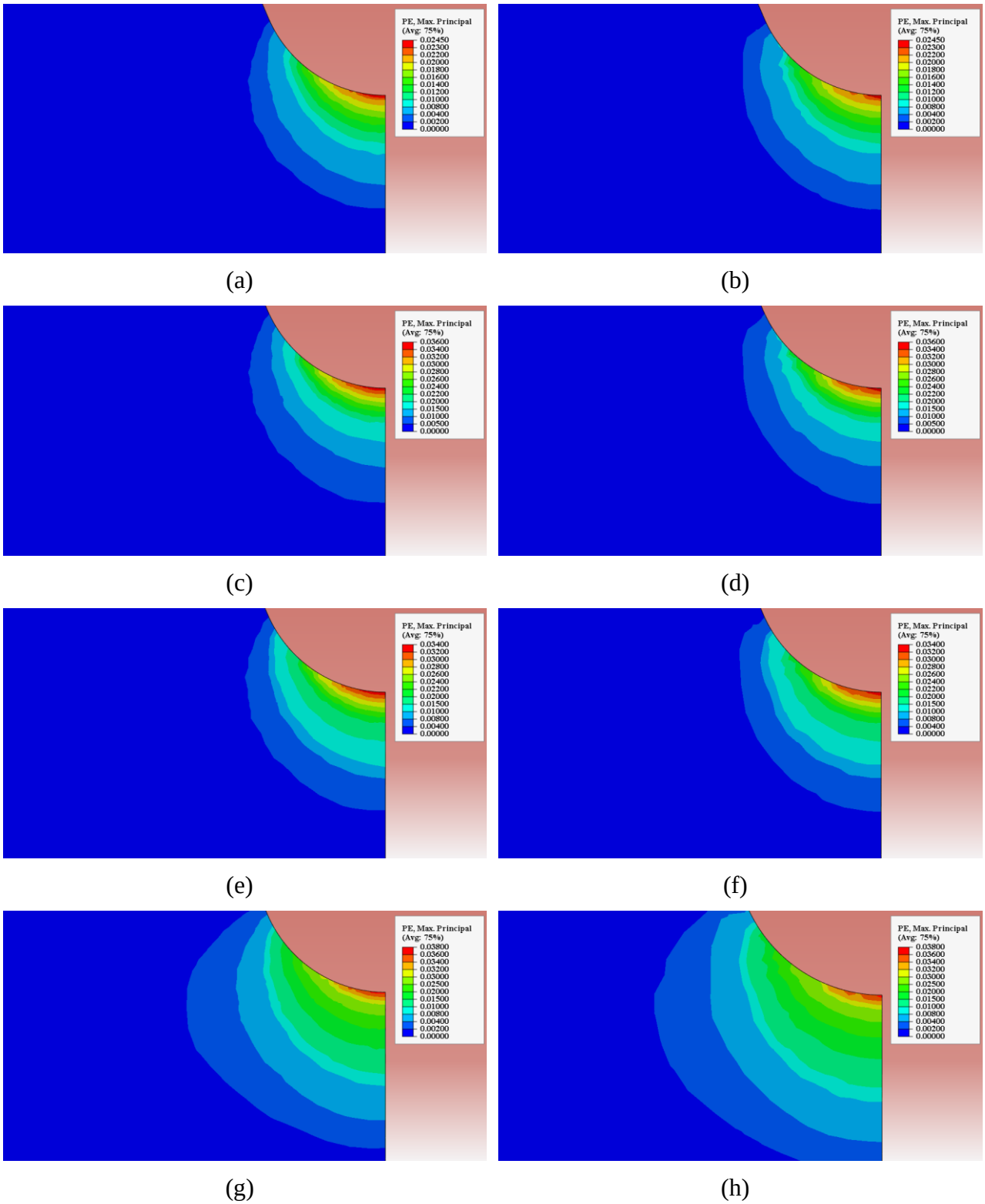


(d)

Slika 4.47. Prikaz zona plastične deformacije sa vidljivom mrežom po uzdužnom preseku: Glob. model V-04 (a); Podmodel model V-04 (b); Glob. model TiV-04 (c); Podmodel TiV-04 (d).



Slika 4.48. Raspodela deformacije ispred mažinskog zareza za V čelik
Podmodel: Uzorak V-01 (a), V-02 (c), V-03 (e), V-04 (g);
Globalni model: Uzorak V-01 (b), V-02 (d), V-03 (f), V-04 (h).



Slika 4.49. Raspodela deformacije ispred mažinskog zareza za TiV čelik
Podmodel: Uzorak TiV-01 (a), TiV-02 (c), TiV-03 (e), TiV-04 (g);
Globalni model: Uzorak TiV-01 (b), TiV-02 (d), TiV-03 (f), TiV-04 (h).

4.5.2 Kritične vrednosti napona i deformacija

Vrednosti kritičnog napona i kritične deformacije su određene iz modelovanih vrednosti napona i deformacija duž linije ispred mašinskog zareza za izmerene vrednosti udaljenosti pretpostavljenog mesta inicijacije loma od vrha zareza, X_0. Krive raspodele dobijene korišćenjem globalnog modela i podmodela prikazane na slici 4.46 se praktično ne razlikuju. U tabelama 4.10 i 4.11 su date kritične vrednosti napona i deformacija dobijene globalnim i podmodelom za udaljenost X_0 od vrha zareza, koja je prikazana u tabeli 4.7 za V-čelik i tabeli 4.8 za TiV-čelik.

Tabela 4.10. Vrednosti kritičnog napona i kritične deformacije za uzorke V-čelika.

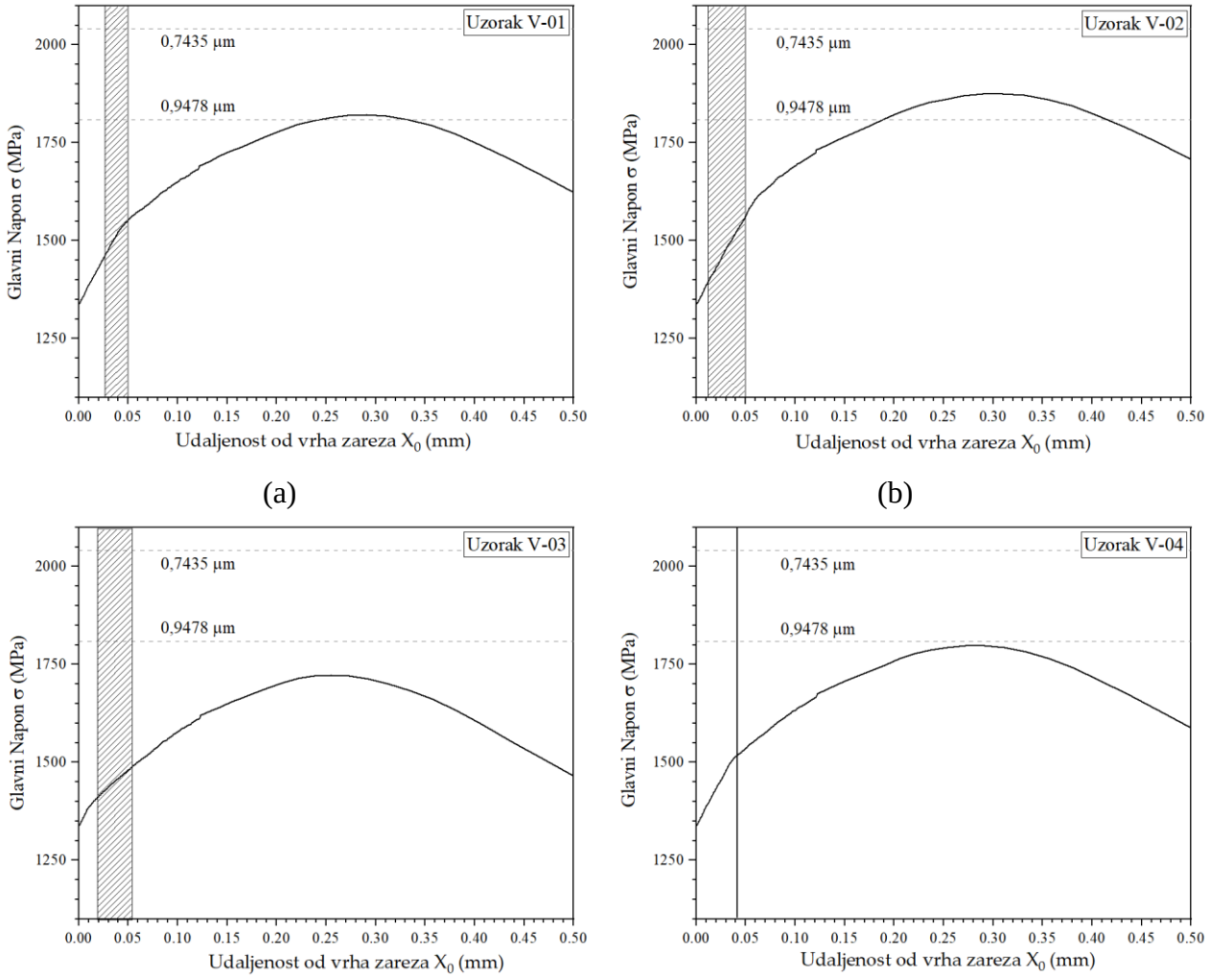
Kritične vrednosti		Napon σ_F* (MPa)		Deformacija ε_{pc}	
	X (**μm**)	Glob. mod.	Pod. mod.	Glob. mod.	Pod. mod.
V - 01	30,7	1484	1481	0,04822	0,04803
	26,6	1463	1461	0,05008	0,04973
V - 03	49,8	1560	1562	0,04749	0,04793
	33,1	1495	1492	0,05501	0,05649
V - 03	31,9	1443	1442	0,03586	0,03579
	51,5	1482	1483	0,03056	0,03048
V - 04	41,7	1520	1518	0,04088	0,04089

Tabela 4.11. Vrednosti kritičnog napona i kritične deformacije za uzorke TiV-čelika.

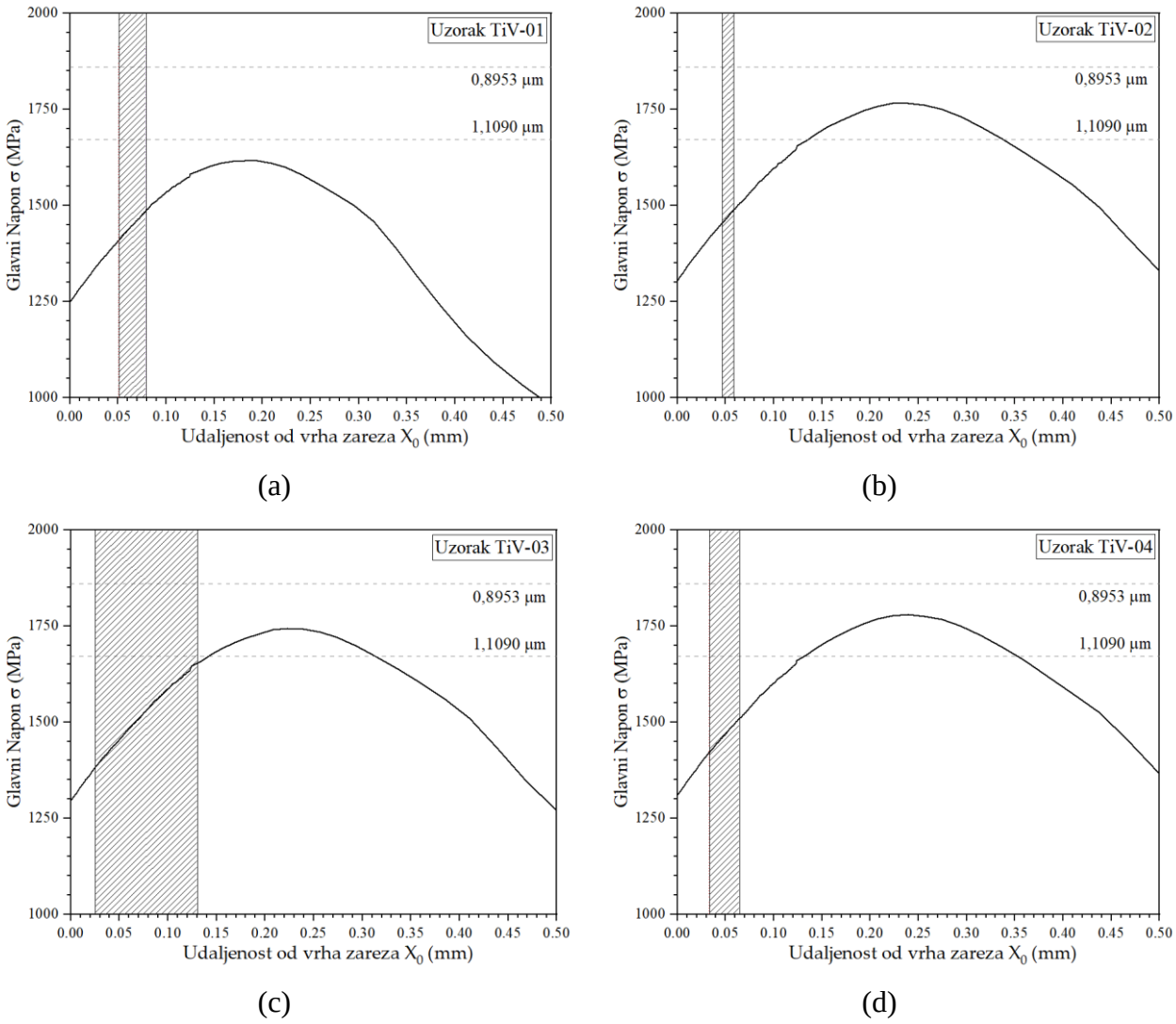
Kritične vrednosti		Napon σ_F* (MPa)		Deformacija ε_{pc}	
	X (**μm**)	Glob. mod.	Pod. mod.	Glob. mod.	Pod. mod.
TiV - 01	75,3	1474	1476	0,01221	0,01202
	50,4	1406	1407	0,01532	0,01529
TiV - 02	46,4	1453	1453	0,02433	0,02422
TiV - 03	25,1	1381	1381	0,02738	0,02723
	39,4	1425	1424	0,02424	0,02429
TiV - 04	36,8	1433	1431	0,02730	0,02735
	33,0	1421	1421	0,02816	0,02816

Razlike u kritičnim vrednostima za oba modela, kako u slučaju V-čelika tako i u slučaju TiV-čelika, za napon iznose oko 2 do 3 MPa, dok za vrednosti deformacije razlike su reda veličine četvrte decimale. Za potrebe izračunavanja efektivne energije površine, kao i kritičnog napona za lom cementitnih pločica koristiće se vrednosti dobijene pomoću podmodela. Pomenute razlike u vrednostima deformacija na vrhu mašinskog zareza prikazane su na slikama 4.47 do 4.49. Prosečne vrednosti kritičnog napona i kritične plastične deformacije, koje su izračunate korišćenjem podmodela iznose 1491 MPa i 0,04419 za V čelik i 1428 MPa i 0,02265 za TiV čelik.

Ukoliko se za ispitivane čelike uzmu maksimalne debljine izmerenih cementitnih pločica sa zbirnih histograma (Slika 4.29) koji su dati u tabelama 4.6 i 4.5 jednačinom (3.5) dobijamo da je za lom cementitne pločice najveće debljine u V čeliku (0,94778 μm) potrebno naprezanje od 1808 Mpa, dok je za lom cementitne pločice najveće debljine u TiV čeliku (1,10904 μm) potrebno naprezanje od 1671 MPa. Pošto su ove vrednosti niže od maksimalnog naprezanja, a iznad kritičnih napona za lom svih uzoraka, uzete su u obzir i maksimalne debljine cementita izmerenih iz 20 histograma kako bi se grafički prikazala zona loma maksimalne debljine cementita na slikama 4.50 i 4.51.



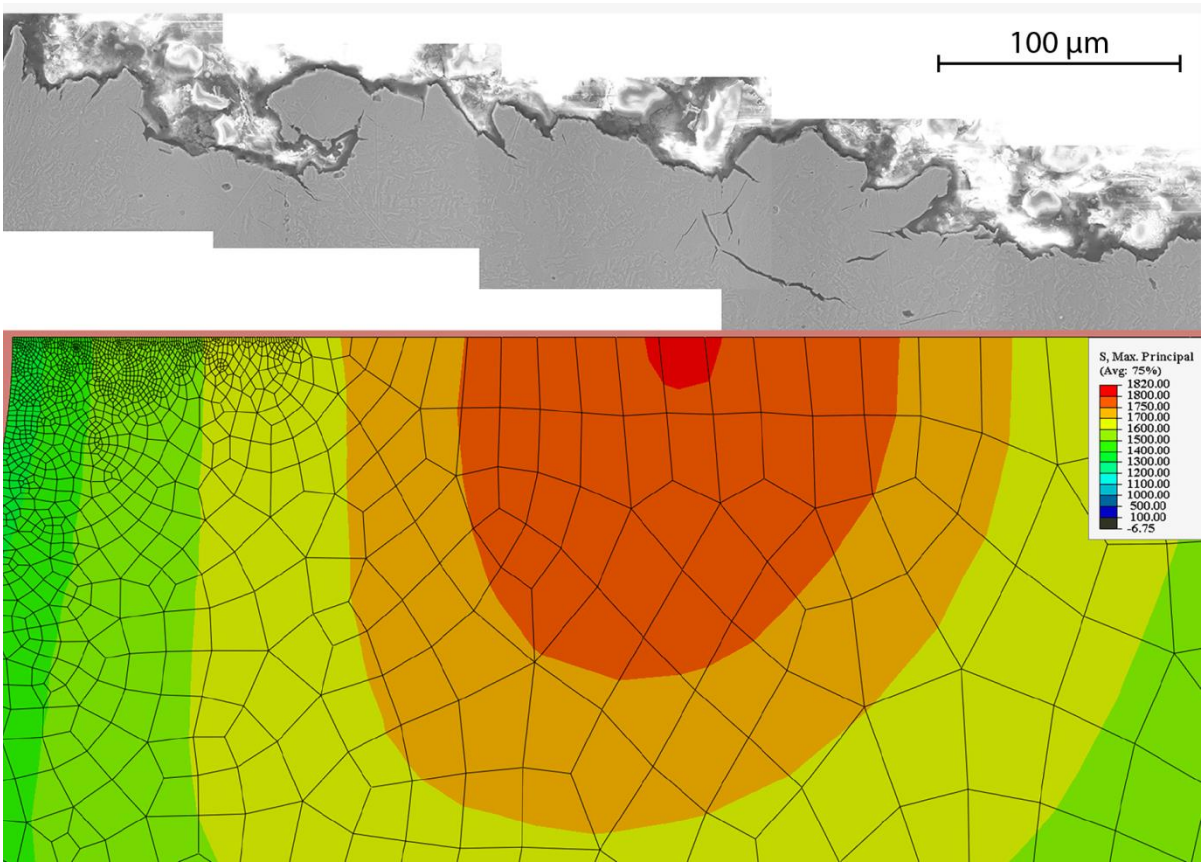
Slika 4.50. Preklapanje raspodele naprezanja ispred vrha zareza i oblasti loma maksimalnih debljina cementitnih pločica u AF za V čelik. Osenčena zona predstavlja oblast kritičnih napona X0 za uzorke iz tabele Tabela 4.12.



Slika 4.51. Preklapanje raspodele naprezanja ispred vrha zareza i oblasti loma maksimalnih debljina cementitnih pločica u AF za TiV čelik. Osenčena zona predstavlja oblast kritičnih napona X_0 za uzorke iz tabele 4.13.

Vrednosti maksimuma naprezanja ispred vrha zareza dobijenih modelovanjem podmodela od 1722–1876 MPa za V-čelik i 1617–1779 MPa za TiV-čelik, mogu dovesti do loma čestca TiN prečnika veličina 1.3–1.6 µm i 1.5–1.8 µm respektivno za ispitivane čelike.

Na slici 4.52 prikazana je raspodela napona uzorka V-04 (Slika 4.44d) superponirana na uzdužni presek epruvete (Slika 4.38) gde se može videti prostiranje sekundarnih prslina unutar zone maksimuma raspodele naprezanja ispred mašinskog zareza na epruveti za savijanje.



Slika 4.52. Raspodela naprezanja dobijena podmodelom za uzorak V-04 isped vrha zareza, sa uzdužnim presekom SEM.

4.5.3 Vrednosti efektivne površinske energije

Pošto se radi o vrednostima efektivnih energija površine istih čelika, fraktografski rezultati prethodnih istraživanja [105] primenjeni su na podmodel i dodati razultatima ovog rada u tabeli 4.12 za V-čelik i u tabeli 4.13 za TiV-čelik. Ako se prosečne vrednosti efektivnih energija površina posmatraju zasebno za ovaj rad i rezultete predhodnih istraživanja za V čelik dobijaju se vrednosti od 58,5 Jm^{-2} i 52,9 Jm^{-2}, dok za TiV čelik one iznose 55,6 Jm^{-2} i 65,3 Jm^{-2}. Međutim pošto je reč o čelicima sa istim hemijskim sastavom i termičkom obradom, ako se oni posmatraju skupa, dobijaju se prosečne vrednosti od 55,1 Jm^{-2} i 60,5 Jm^{-2}. Kada se izmerene vrednosti efektivnih energija površina, γ, sa tabela 4.12 i 4.13 ucrtaju u grafikon zavisnosti kritičnog napona loma, σ_F*, od recipročne vrednosti kvadratnog korena efektivnog prečnika prve pljosni, D_{eff}, dobijaju je trendovi sa slike 4.53. Ukoliko posmatramo vrednosti efektivnih energija površina za V i TiV čelik sa grafika zasebno samo za ovaj rad gornja granica za V- čelik iznosi 70 Jm^{-2}, a za TiV-čelik ona je nešto veča i iznosi 74 Jm^{-2}. Slične su razlike za vrednost donje granice koja za V- čelik iznosi 37 Jm^{-2}, a za TiV-čelik ona je nešto veča i iznosi 40 Jm^{-2}. Ako se pridodaju rezultati predhodnog istraživanja gornja granica se pomera na 86 Jm^{-2} dok donja ostaje nepromenjena.

Tabela 4.12. Kritični parametri loma za uzorake V-čelika dobijeni primenom podmodela.

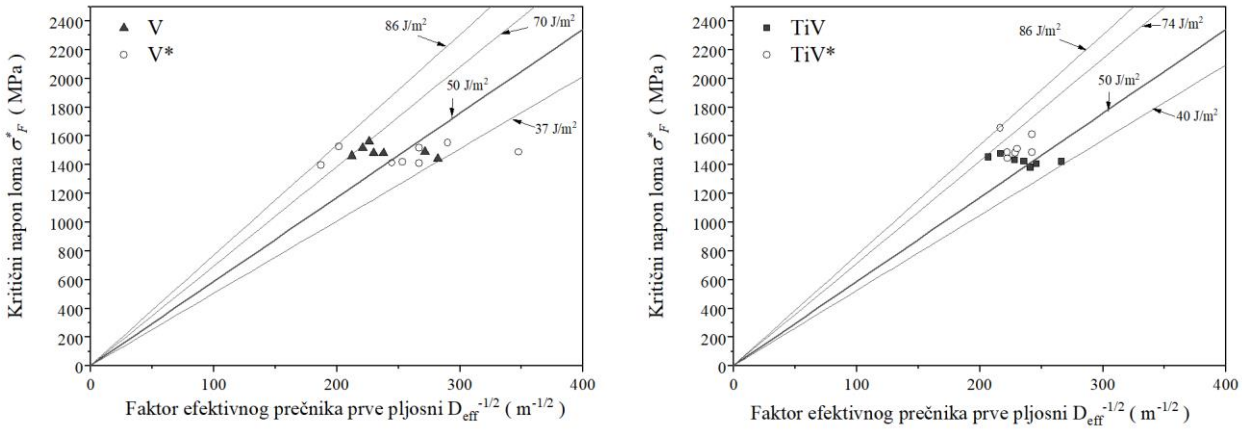
Uzorci	X_0 (μm)	σ_{1max} (MPa)	σ_F* (MPa)	ε_{pc}	D_{max}×D_{min} (μm)	D_{eff} (μm)	γ (Jm^{-2})	Ref
V-01	30,7	1822	1481	0,04803	26,1×12,3	18,9	60,9	Ovaj rad
	26,6		1461	0,04973	27,8×15,0	22,2	69,5	
	41,1*		1527	0,03383	36,8×15,5	24,5	84,0	[106]
	49,7*		1552	0,03146	12,8×17,3	11,9	42,0	
V-02	49,8	1876	1562	0,04793	43,1×11,6	19,6	70,1	Ovaj rad
	33,1		1492	0,05649	21,0×8,5	13,5	44,2	
	17,4*		1419	0,05320	23,7×9,8*	15,6	46,0	[106]
	16,0*		1413	0,05387	21,0×11,3*	16,7	48,9	
	12,2*		1396	0,05548	29,3×24,1*	28,5	81,5	
V-03	31,9	1723	1442	0,03579	31,9×7,3	12,6	38,4	Ovaj rad
	51,5		1483	0,03048	29,3×10,9	17,7	57,0	
	19,4*		1411	0,05698	41,0×8,1*	14,0	41,0	[106]
	54,0*		1489	0,04706	8,6×6,8*	8,3	26,9	
V-04	41,7	1798	1518	0,04088	48,4×12,01	20,5	69,3	Ovaj rad
	40,8*		1516	0,05388	34,7×8,2*	14,0	47,4	[106]

*fraktografski rezultati predhodnih istraživanja istog čelika

Tabela 4.13. Kritični parametri loma za uzorake TiV-čelika dobijeni primenom podmodela.

Uzorci	X_0 (μm)	σ_{1max} (MPa)	σ_F* (MPa)	ε_{pc}	D_{max}×D_{min} (μm)	D_{eff} (μm)	γ (Jm^{-2})	Ref
TiV-01	75,3	1617	1476	0,01202	29,1×13,8	21,3	67,9	Ovaj rad
	50,4		1407	0,01529	34,9×9,8	16,5	48,0	
	78,7*		1483	0,01183	20,4×18,3*	20,2	65,3	[106]
TiV-02	46,4	1765	1453	0,02422	23,8×20,3	23,4	72,5	Ovaj rad
	58,6*		1479	0,02036	18,8×12,7*	17,0	54,6	[106]
	55,8*		1471	0,02090	22,3×13,6*	19,1	60,7	
TiV-03	25,1	1744	1381	0,02723	28,9×10, 6	17,2	48,1	Ovaj rad
	39,4		1424	0,02429	29,4×11,1	18,0	53,5	
	112,1*		1612	0,01429	17,2×15,3*	17,0	65,7	[106]
	130,7*		1654	0,01229	22,1×17,6*	21,3	86,4	
TiV-04	36,8	1779	1431	0,02735	27,4×12,3	19,2	57,6	Ovaj rad
	33,0		1421	0,02816	26,2×8,5	14,1	41,7	
	40,8*		1441	0,02620	35,4×12,3*	20,2	61,5	[106]
	65*		1510	0,02116	29,1×11,8*	18,8	63,1	

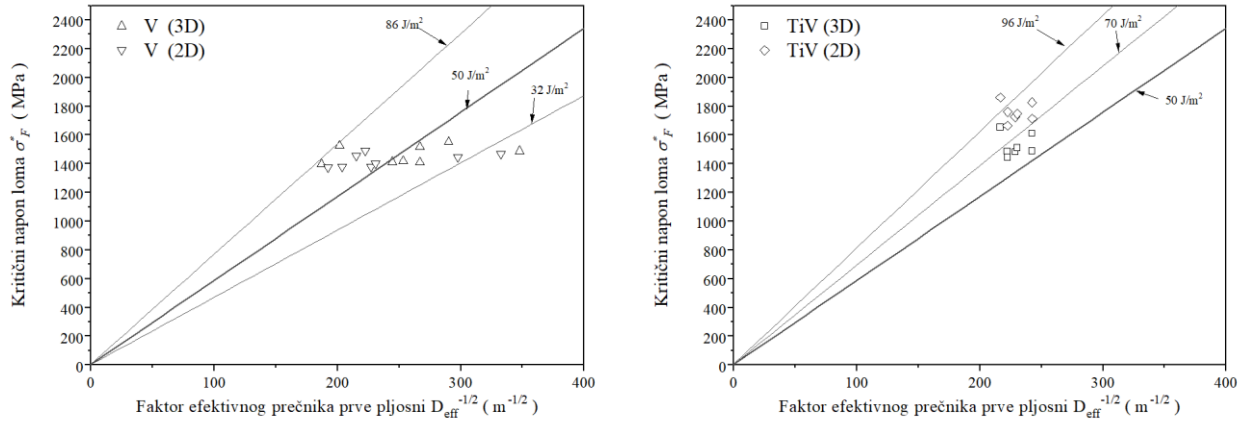
*fraktografski rezultati predhodnih istraživanja istog čelika



(a) (b)

Slika 4.53. Zavisnost efektivnih energija površine dobijene upotrebom podmodela za ispitivane čelike. Posobno je naznačena zvezdicom (*) primena modela na rezultate prethodnih istraživanja istog čelika [105]: V-čelik (a); TiV-čelik (b).

Međutim ako se uzmu isti fraktografski reuiltati kao na primeru prethodnog istrživanja a primeni različit pristup modelovanju sa slike 4.54 možemo videti uticaj na efektivnu energiju površine kao krajnji rezultat. U slučaju oba čelika primenom 3D modela, efektivne energije površine se pomeraju ka nižim vrednostima. Rasutost tačaka ostaje približno ista, jer ona najviše zavisi od dimenzija efektivnog prečnika prve pljosni koja je nezavisna od modelovanja i približno jednaka u oba slučaja. Ako se pogledaju srednje vrednosti efektivnih energija površina u slučaju 2D modelovanja ona su iznosila 55,8 Jm^{-2} za V-čelik i 86,7 Jm^{-2} za TiV-čelik, dok pri 3D modelovanju one iznose 52,9 Jm^{-2} i 65,3 Jm^{-2}. Primenom podmodela na dobijene fraktografske rezultate smanjuje se uticaj udela acikularnog ferita u strukturi na vrednosti efektivne energije površine i za oba čelika ona se približava 50 Jm^{-2} .



(a) (b)

Slika 4.54. Uticaj modelovanja na vrednosti efektivne energije površine za lom čelika dobijen prethodnim istraživanjem [105].

5 DISKUSIJA

5.1 Mikrostuktura kontinuirano hlađenih uzoraka V- i TiV-čelika

5.1.1 Analiza mikrostrukture ispitivanih čelika

Za oba ispitivana čelika posmatrane mikrostrukture su dobijene kontinuiranim hlađenjem na mirnom vazduhu sa temperature austenitizacije od 1250°C. Dakle, pošto je proces termičke obrade istovetan za oba čelika, primarni faktor koji uslovljava razliku u mikrostrukturama ispitivanih čelika je hemijski sastav i njegov uticaj na transformacione procese bilo oni difuzioni ili smicajni. Ako pogledamo Tabelu 3.1 TiV-čelik nije samo bogatiji na Ti (0,011/0,002%) i V (0,123/0,099%) od V-čelika već se znatno razlikuju po sadržaju C (0,309/0,256%), Mo (0,041/0,023%) i Al (0,017/0,038%), dok se nešto manje razlikuju po sadržaju Mn (1,531/1,451%), Cr (0,265/0,201%), i Ni (0,200/0,149%). Legirajući elementi koji znatno povećavaju prokaljivost su Mo, Mn, Cr i Ni, tako da TiV-čelik poseduje veću prokaljivost od V-čelika, u smislu uticaja na odlaganje difuzionih transformacija u čeliku ka dužim vremenima, odnosno manjim brzinama hlađenja pri kontinuiranom hlađenju sa temperatura austenitizacije [32]. Može se reći da na taj način povećani sadržaj supstitucijskih legirajućih elemenata u TiV-čeliku doprinosi većem udelu AF u strukturi, koji nastaje beinitnom reakcijom, to jest smicajnim mehanizmom, bez difuzije supstitucijskih elemenata.

Posmatrajući sliku 4.1 gde je prikazana mikrostruktura ispitivanih čelika pri različitim uvećanjima evidentna je razlika u udelu mikrokonstituenata poput acikularnog ferita (AF), i perlita (P). Prethodna austenitna zrna su ocrtana nizom zrna proeutektoidnog ferita (GBF) koji formira skoro neprekidnu mrežu. Ova mreža GBF lakše je uočljiva kod V-čelika usled kontrasta sa P koji se graniči sa GBF, dok je kod TiV-čelika udeo P znatno manji pa se GBF pretežno graniči sa AF (Slika 4.3).

Još jedna primetna razlika pri upoređivanju mikrostruktura ispitivanih čelika jeste izdvajanje feritnih idiomorfa na česticama sekundarnih faza poput MnS i Al_2O_3. Mikrostruktura V-čelika poseduje više intragranularnih feritnih idiomorfa na česticama sekundarnih faza, u odnosu na TiV-čelik. Dokaz ovoga je to da su feritni idiomorfi izdvojeni na česticama sekundarnih faza prisutni na svim mikrofotografijama V-čelika pri većem uvećanju (Slika 4.2-4.6), dok se za TiV-čelik može videti samo na izabranom primeru (Slika 4.4).

Specifične morfologije poput Vidmanštetenovog ferita pronađene su unutar mikrostruktura oba ispitivana čelika. Ako pogledamo mikrostrukturu V-čelika prikazan je usmeren rast testerastih pločica (testerasti WF) sa graničnih alotrimorfa u unutrašnjost polaznog austenitnog zrna (Slika 4.6).

5.1.2 Čestice sekundarnih faza u strukturi ispitivanih čelika

Moguće je da se određeni slojevi uključaka uklone pri nagrizanju ili da cela čestica ispadne sa površine tokom pripreme uzoraka i ostavi udubljenje. Od urađenih 16 EDS analiza uključaka u najvećem broju slučajeva reč je bila o MnS (Slika 4.10) koji obično predstavlja centar za intragranularnu nukleaciju ferita [14,141]. Intragranularna nukleacija ferita može se odigrati u vidu feritnih idiomorfa ili u vidu acikularnog ferita, zavisno od temperaturne oblasti i brzine hlađenja. Istraživanja su pokazala da čestice V(C,N) rastu na MnS i favorizuju nukleaciju acikularnog ferita [32,69– 73,142].

Ispitivanje uključaka u oba čelika pokazalo je da čestice MnS mogu nastati na česticama Al_2O_3 (Slika 4.11), sa povećanim sadržajem Ca ili Mg [143,144]. Na taj način se stvara pogodno mesto za rast acikularnog ferita koji inače ne raste na česticama Al_2O_3 [17]. Na slikama 4.14-4.17 u poliranom stanju prikazan je nastanak MnS sa poligonalnih čestica Al_2O_3.

Zavisno od veličine čestice Al_2O_3 ovaj rast može biti favorizovan tako da MnS potpuno prekriva česticu (Slika 4.14) ili ograničen tako da raste samo sa jednog kraja (Slika 4.17).

Unutar TiV-čelika otkrivena je masivna nagrizena čestica Al_2O_3 koja prevazilazi 30 μm (Slika 4.12), na kojoj su detektovani tragovi MnS, V(C,N) i TiN.

Klice AF u srednjeugljeničnim čelicima nastaju ne samo na česticama V(C,N) već i na česticama TiN kao i CuS [18,77,78]. Uključci MnS mogu formirati višefazne aglomeratne čestice, ne samo sa Al_2O_3 već i sa CuS i na taj način promoviše intragranularnu nukleaciju ferita [80,145].

Na primeru V-čelika (Slika 4.18) otkrivena je nagrižena čestica CuS na čijem obodu je detektovano prisustvo MnS (spektar 5). Prema okolnoj mikrostrukturi može se zaključiti da ova čestica nije učestvovala u intragranularnoj nukleaciji AF, već feritnog idiomorfa.

Pri analizi polirane površine TiV-čelika (Slika 4.13) otkriven je uključak koji se sastoji od smeše silicijum-, aluminijum- i kalcijum-oksida. Kada se elementarni sadržaj spektra 2 preračuna na okside dobija se 40% Al_2O_3, 20% SiO_2, 40% CaO, što po njihovom trokomponentnom dijagramu odgovara oblasti jedinjenja sa hemijskom formulom $Ca_2Al[AlSiO_7]$ [140].

Ključni nalaz po pitanju čestica sekundarnih faza pronađen je na poliranoj površini TiV-čelika (Slika 4.25). Otkrivene su dve manje izolovane čestice TiN/VN veličine oko 5 μm, jedna izdužena identifikovana spektrom 5 kao i poligonalna čestica identifikovana spektrom 1. Odmah uz njih nalazi se veća višefazna čestica veličine 10 μm, ona se u osnovi sastoji od Al_2O_3 (identifikovan spektrom 4) zajedno sa slojem MnS (identifikovan spektrom 3) koji je u potpunosti obuhvaćen TiN/VN (identifikovan spektrom 2). Elementarna analiza ovih spektara sastavljena je u tabelu 4.1 koje je korišćena za utvrđivanje prisustva TiN/VN na nagrizenim i poliranim česticama u oba ispitivana čelika na osnovu njihovih sadržaja Ti i V datih u tabeli 4.2. Na primeru nagrizene čestice Al_2O_3 u TiV-čeliku (Slika 4.20) i čestice u V-čeliku (Slika 4.24) i na osnovu određenih spektara (Tabela 4.2), možemo utvrditi prisustvo TiN i VN za oba ispitivana čelika. Ovakvi nalazi su u skladu sa literaturnim primerima (Slika 2.4) da V– i Ti– karbidi i nitridi često nastaju na česticama MnS ili Al_2O_3 .

5.1.3 Udeo mikrokonstituenata i raspodela debljina cementitnih pločica u AF

Pri kvantitativnoj analizi mikrostrukture putem softverskog programa MIPAR utvrđen je zapreminski udeo mikrokonstituenata i komponenti kao i debljina pločica cementita unutar AF po receptima datim u tabeli 3.3. Ukupni udeo cementitne faze obuhvata cementit u perlitu i u AF. Na isti način, ukupni udeo ferita obuhvata i granične ferite, AF i ostale morfologije ferita u strukturi. U tom slučaju, zapreminski udeo perlita (Tabela 4.3) se kreće od 28,51% do 69,14% za V-čelik i od 3,36% do 23,32% za TiV-čelik. Međutim, kada se perlit zasebno analizira (Tabela 4.4) njegov udeo se kreće od 23,5% do 71,3% i od 0,2% do 13,7% za pomenute čelike. Ovakva razlika potiče od preračunavanja sveukupnog ferita na AF i granične ferite (GBF) pošto se srednji udeo sveukupnog ferita za V-čelik od 41,83% može podeliti na 35,2% AF i 12,3% GBF, dok se za TiV-čelik 69,93% deli na 82,6% AF i 14,0% GBF. Merenje udela pločica cementita u AF ključno je kako bi se razumela raspodela merenja njihovih debljina. Ona se kreće od 1,06% do 9,21% za V-čelik i od 11,95% do 22,38% za TiV-čelik. Ovakva velika razlika u udelu pločica cementita AF u strukturama ispitivanih čelika direktno se preslikava na ukupan broj merenja koji su prikazani na zbirnom histogramu raspodele njihovih debljina (slika 4.29). Iako je preciznost merenja udela mikrokonstituenata umanjena preračunavanjem na GBF i AF, ona se koristi da se približno kvantifikuju opisane razlike u mikrostrukturi i uporedi vrednosti sa prethodnim istraživanjima ispitivanih čelika [105].

Naime prethodna istraživanja ispitivala su mikrostrukture dobijene hlađenjem sa vazduha sa viših temperatura austenitizacije (1150°C, 1250ºC i 1300°C). Pri ispitivanju udela mikrokonstituenata sa ovih temperatura izmereni su udeli eutektoidnog ferita od 8 do 11%, perlita od 11 do 28% i acikularnog ferita od 64 do 77% za V-čelik i udeli ferita oko 4%, perlita od 10 do 14% a udeo acikularnog ferita od 82 do 86% za TiV-čelik.

Najveće razlike u odnosu na prethodna istraživanja po pitanju dobijene mikrostrukture su u udelu perlita za oba čelika. Perlit je najpogodniji za merenje pošto poligonalni ferit i acikularni ferit često mogu imati istu nijansu sive.

Sa ovakvom raspodelom mikrokonstituenata V-čelik više liči na feritno-perlitne čelike prožete acikularnim feritom nego na čelik čija je dominantna struktura acikularni ferit kao u slučaju TiV-čelika.

Sa slike 4.26 se vidi da su komponente identifikovane u tabeli 4.3 predstavljene plavom (perlit), zelenom (ferit) i crvenom (cementit u AF) bojom. Pločice cementita u AF koje su ocrtane crvenim linijama različitih debljina formiraju mrežu, čija se gustina i neprekidnost ogleda kroz zapreminski udeo.

Ova pojava može biti posledica toga što po receptu iz tabele 3.3 na mikrofotografijama V-čelika perlitna komponenta obuhvata veći spektar nijansi sivih piksela nego kod TiV-čelika te se nekad ferit preklapa sa perlitom. Mapa i histogram debljina cementitnih pločica na primeru slike 4.26 dato je za V-čelik u okviru slike 4.27 i za TiV-čelik u okviru slike 4.28. Statistika numeričkih vrednosti oba merenja kao i svakih od 20 reprezentativnih mikrofotografija data su u tabeli 4.5 za V-čelik i tabeli 4.6 za TiV-čelik. Minimalna debljina cementita iznosi 0,11756 μm i uslovljena je razmerom piksela prema μm pri posmatranom uvećanju koje je isto za oba ispitivana čelika, stoga najtanje crte koje predstavljaju pločice cementita u AF imaju identičnu debljinu. Maksimalne vrednosti debljina cementita u 20 reprezentativnih fotografija kreću se između 0,74350 μm i 0,94778 μm za V-čelik a između 0,8953 μm i 1,1090 μm za TiV čelik.

Kada se merenja debljina sa svih 20 reprezentativnih mikrofotografija sastave u jedan histogram dobija se zbirna raspodela merenja koja je za V- i TiV-čelik prikazana na slici 4.29. Oblik ovih zbirnih histograma podudaran je sa histogramima koji se mogu naći u literaturi [17]. Ukoliko posmatramo zbirne histograme merenja debljine cementitnih pločica AF srednja vrednost merenja iznosi 0,26566 μm kada je u pitanju V-čelik i 0,37707 μm za TiV-čelik. Razlika u srednjim vrednostima između ova dva čelika (0,11141), manja je od standardne devijacije zbirnih histograma 0,13696 μm (Tabela 4.5) i 0,1356 μm (Tabela 4.6). Ovako male razlike u debljinama karbida mogu biti posledica razlika u sadržajima ugljenika.

Poređenjem distribucija debljine karbida sa histograma merenja ispitivanih čelika (Slika 4.29) sa onom koja je prijavljena za gornji i donji beinit iz literature [17] može se zaključiti da raspodela kod V-čelika (Slika 4.27) više odgovara onoj za gornji beinit dok raspodela kod TiV-čelika (Slika 4.28) odgovara mešavini gornjeg i donjeg beinita [47]. Pošto se ispitivane mikrostrukture sastoje od haotične morfologije acikularnog ferita razumno je pretpostaviti da korelacija u distribucijama debljina cementita nagoveštava da pri kontinuiranom hlađenju sa temperatura od 1250 °C struktura TiV-čelika može posedovati veći udeo pomešane morfologije gornjeg i donjeg acikularnog ferita nego mikrostruktura V-čelika.

5.2 Fraktografska analiza uzoraka V- i TiV-čelika

Ako se posmatraju prelomne površine ispitivanih čelika pri manjim uvećanjima (Slike 4.30 za uzorak V-04 i slika 4.31. za uzorak TiV-02) moguće je uvideti makroskopske strelaste Ševron (*Chevron*) linije koje upućuju na potencijalni izvor preloma pri vrhu mašinskog zareza na epruveti za savijanje u četiri tačke. Pri većim uvećanjima primećuju se pljosni cepanja nepravilnih oblika na kojima se vide lepezasti tragovi [134,135] koje se šire u smeru napredovanja prsline, pa mogu biti iskorišćenje za praćenje rasprostiranja prsline unazad i do mesta inicijacije prsline.

Mnoštvo malih nepravilnih pljosni cepanja ukazuju da su verovatno nastale rasprostiranjem prsline kroz strukturu AF, usled nasumične orijentacije iglica AF. Zbog toga je potraga za mestom inicijacije loma otežana, te je u više slučajeva izabrano nekoliko potencijalnih mesta inicijacije loma. Za oba ispitivana čelika potencijalna mesta inicijacije loma nalaze se u zoni visoke plastične deformacije pri vrhu mašinskog zareza i prikazana su na slici 4.23 za V-čelik i slici 4.24 za TiV-čelik.
Rastojanja potencijalnih mesta inicijacije loma za V-čelik (Tabele 4.7) iznosila su između 26,6 μm i 51,5 μm, dok su kod TiV-čelika (Tabele 4.8) bila između 33,0 μm i 75,3 μm u odnosu na vrh mašinskog zareza.

Oblik i veličina pljosni cepanja od kojih je sastavljena prelomna površina uslovljene su lomom određenih mikrokonstituenata. Poligonalna zrna ferita koja formiraju mrežu na granicama prethodnog austenitnog zrna kao i perlitne kolonije pri lomu ostavljaju velike pljosni, dok acikularni ferit zavisno od tipa prilikom loma daje mnoštvo malih nepravilnih pljosni sa tragovima cepanja po ivicama.

Grupe nepravilnih pljosni bez jasno izraženih granica mogu ukazivati na pločice ili zrna slične kristalografske orijentacije. Takve krupne, često izolovane, pljosni su posledica kretanja prsline kroz agregate ferita i perlita približne kristalografske orijentacije [20,93,112,133], od kojih se neki mogu videti na primeru Slika 4.32 (b),(d),(e),(f) za V-čelik i Slika 4.33 (c),(g),(f) za TiV-čelik. Ova razlika u veličini i obliku faceta vidljiva je i na uzdužnom preseku prelomnih površina uzoraka V-04 (Slika 4.38) i TiV-04 (Slika 4.38) i odražava se na prostiranje mikroprsline, tačnije na promenu pravca i dužinu kretanja. Naime kada se mikroprslina prostire kroz mikrokonstituente sličnih kristalografskih orijentacija poput graničnog ferita i perlita, krupne pljosni na preseku izgledaju kao dugačke linije čija je promena pomena pravca minimalna. Međutim, kada se prostire kroz mikrokonstituent poput acikularnog ferita koji karakteriše haotična raspodela iglica, sitne pljosni cepanja na preseku izgledaju kao kratke crtice koje često menjaju pravac. Finalni izgled uzdužnog preseka prelomne površine zavisi od udela pojedinih mikrokonstituenata i njihove međusobne kristalografske orijentacije.

Veličine polaznih pljosni inicijacije loma određene su kao efektivni prečnik, D_{eff}, koji se izračunava pomoću jednačine 3.3, a njihove vrednosti su date u tabeli 4.7 za V-čelik i tabeli 4.8 za TiV-čelik. Srednje vrednosti efektivnog prečnika površine prvih pljosni cepanja su približno iste i za V-čelik iznose 17,9 μm, a za TiV-čelik su 18,5 μm. Slične vrednosti dobijene su prilikom prethodnog istraživanja identičnih čelika, iako se broj potencijalnih mesta inicijacije loma i njihova udaljenost od vrha zareza razlikuju. Prosečne vrednosti efektivnih prečnika D_{eff} početnih pljosni u toj studiji su za V-čelik iznosila 18,9 μm, dok je za TiV-čelik prosek bio 19,1 μm [105]. Približne dimenzije početnih pljosni cepanja ukazuju na to da je mikromehanizam istovetan u oba mikrolegirana čelika kako u ovoj tako i u prethodnoj studiji.

Detaljnom analizom prelomne površine pomoću SEM i EDS nije utvrđeno prisustvo prelomljenih čestica sekundarnih faza na početnim pljosnima potencijalnih mesta inicijacije loma. Primer EDS analize koja potvrđuje odsustvo čestica sekundarnih faza dato je na slici 4.34. za potencijalno mesto uzoraka V-02 i TiV-02. Ako razmatramo MnS, on je globularnog oblika i ne predstavlja velike koncentratore naprezanja, i često obavija Al_2O_3 čestice, koji su poligonalnog oblika. S druge strane, brojna istraživanja mikrolegiranih čelika sa Ti i V utvrdila su inicijaciju loma cepanjem na česticama TiN veličine između 2 do 6 μm [7,19,101]. Nasuprot tim istraživanjima interesantan slučaj je to što TiN nije imao ulogu pri inicijaciji loma u ispitivanim čelicima, međutim prethodna istraživanja istih čelika koja su imala opširnu fraktografsku analizu takođe nisu povezala inicijaciju mikroprsline sa lomom čestica TiN ili drugih sekundarnih faza [105].

Posmatranjem uzdužnih preseka prelomnim površina moguće je identifikovati sekundarne prsline koje nastaju pri naprezanju materijala, ali koje nisu odgovorne za inicijaciju i propagaciju loma. Na primeru uzdužnog preseka uzorka V-04 (Slika 4.38) primetne su sekundarne mikroprsline povećane učestalosti i većih dužina u odnosu na prelomnu površnu uzorka TiV-04 (Slika 4.39) gde ima manje sekundarnih mikroprslina koje su znatno kraće. Na obe slike naznačeni su delovi ispod prelomne površine sa istaknutim sekundarnim mikroprslinama, od kojih je detalj sa V-čelika prikazan i svetlosnom mikroskopijom (Slika 4.36) kako bi se uvidelo kretanje prsline kroz različite mikrokonstituente.

Naznačena mikroprslina nastaje uz proeutektoidni ferit, zatim prolazi kroz njega i nastavlja kroz perlit i zaustavlja u acikularnom feritu. Ukoliko sekundarna mikroprslina dostigne određenu veličinu može se spojiti sa primarnom i time formirajući grebene i ostrva vidljiva na uzdužnim presecima.

Rasprostiranje inicijalne mikroprsline u slučaju ispitivanih mikrolegiranih čelika je vrlo kompleksno, ne samo zbog velikog broja finih pljosni nastalih cepanjem acikularnog ferita, nago i usled spajanja se sekundarnim prslinama koje nastaju uzduž i popreko prelomne površine.

5.3 Mehaničko ponašanje V- i TiV-čelika na temperaturi tečnog azota

Krive napon–deformacija dobijene ispitivanjem jednoosnim zatezanjem su krucijalne kao ulazni podaci za modelovanje metodom konačnih elemenata i moraju da verodostojno opisuju mehaničko ponašanje u datim uslovima. Pri ispitivanju jednoosnim zatezanjem na temperaturi tečnog azota (-196 °C) prekid zatezne epruvete za V-čelik postignut je pri naponu od 1156,6 MPa, a za TiV-čelik on je iznosio 1288,0 MPa. Analiza zateznih krivih (Slika 4.40) dala je vrednosti granice tečenja, $\sigma_{0,2}$, za V-čelik 702,2 MPa, dok je kod TiV-čelika 850,8 MPa.

Sposobnost deformacije na temperaturi tečnog azota ispitivanih čelika ogleda se kroz relativno velike vrednosti ukupnog nominalnog izduženja na temperaturi tečnog azota, koje iznosi 5% za V-čelik i 10% za TiV-čelik. Ove vrednosti su u skladu sa mehaničkim ispitivanjima na temperaturi tečnog azota u okviru prethodnih istraživanjem istih čelika [105] i posledica su razlika u udelima mikrokonstituenata unutar mikrostruktura.

Naime perlit koji je dominantan u V-čeliku s jedne strane povećava brzinu deformacionog ojačavanja, a s druge smanjuje duktilnost pošto sadrži brojna mesta na međufaznim površinama ferit-cementit pogodnim za stvaranje mikroprslina [46,112]. Acikularni ferit usled posedovanja sitnozrne strukture sa mnoštvom isprepletanih iglica nasumične kristalografske orijentacije doprinosi povećanju duktilnosti, jer nasumična orijentacija isprepletanih pločica ferita doprinosi većoj sposobnosti deformacije pre nego što se dostigne kritični napon loma [7,12,17,146].

Na osnovu zabeleženih sila preloma pri ispitivanju savijanjem u četiri tačke moguće je modelovanjem konačnih elemenata dobiti raspodele deformacije i naprezanja u trenutku loma. Pride ispitivanjem mesta inicijacije loma fraktografskom analizom na ovim prelomnim površinama moguće je odrediti i kritične vrednosti ovih napona i deformacija. Prema eksperimentalnim vrednostima sila pri savijanju za ispitivane uzorke oba čelika datim u tabeli 4.9 podešen je pomeraj modelovanog savijanja u četiri tačke. Poredak eksperimentalnih sila za V-čelik ide redom V-02, V-01, V-04 i V-03 dok je za TiV-čelik redosled TiV-04, TiV-02, TiV-03, i TiV-01. Ovakva raspodela sila proporcionalno se preslikava na raspodelu kako napona tako i deformacija. Uzorci epruveta V-čelika lome se pri većoj sili, tačnije većem nominalnom naponu savijanja nego uzorci TiV-čelika. Posledica ove razlike u silama loma su to što uprkos manjim vrednostima nominalnog izduženja pri jednoosnom savijanju, V-čelik trpi i veću deformaciju i napone lomom savijanjem u četiri tačke. Ovo je evidentno ne samo na modelovanim vrednostima nego i ako se uporede početno rastojanje od vrha zareza do kraja epruveta koje iznosi 8,47 mm (Slika 3.1) i isto rastojanje nakon loma savijanjem u četiri tačke. Za uzorak V-04 to rastojanje je 8,12 mm (Slika 4.38) i a za uzorak TiV-04 ono iznosi 8,24 mm (Slika 4.39), što znači da se V čelik više deformisao nego TiV čelik. Iako merenje rastojanja nije precizno u μm, usled velike deformacije na vrhu mašinskog zareza, ovakva razlika u dimenzijama nakon loma posledica je toga što je pri savijanju u četiri tačke zabeležena sila kod uzorka V-04 veća za oko 5 kN (Tabela 4.9).

5.4 Određivanje kritičnih parametara loma

5.4.1 Uticaj korišćenog modela MKE na raspodelu napona i deformacija

Raspodele napona i deformacija određene su za veličinu pomeraja trna tako da sila reakcije na osloncima epruvete za savijanje odgovara eksperimentalnoj vrednosti sile pri lomu epruvete.

Modelovane raspodele glavnih napona ispred vrha zareza (Slika 4.41) prikazane su tako da odgovaraju orijentaciji fraktografskih SEM mikrofotografija. Naime prikazane su prelomne površine duž cele širine mašinskog zareza kako bi se potvrdila pozicija potencijalnog mesta inicijacije loma u odnosu na raspodelu napona. Pošto uzorci prelomljeni pri najvišim silama imaju i najintenzivnije napone duž mašinskog zareza odabrani su uzorci V-02 i TiV-04 (Tabela 4.9) i prema njihovim raspodelama opravdano je lociranje potencijalnog mesta inicijacije loma u zoni centara epruvete.

Ako se analizira raspodela napona pojedinačnih uzoraka na četvrtinskom preseku modela epruveta za savijanje u četiri tačke za V-čelik (Slika 4.42) i TiV-čelik (Slika 4.43) nezavisno od intenziteta napona, oblik raspodele zona je identičan kod svih uzoraka i posledica je prostorne deformacije trodimenzionalnog modela. Usled kontrakcije u poprečnom pravcu, u uskom području duž mašinskog zareza na epruveti, raspodela napona se sužava pri krajevima zbog plastičnog popuštanja. Raspodele napona prikazane na slikama 4.44 i 4.45 koje su usklađene prema maksimalnom zabeleženom naponu ispitivanog čelika direktno oslikavaju odnose pritisnih sila naznačenih u tabeli 4.9. Kada se ove raspodele napona dobijene globalnim modelom (Slike 4.42 i 4.43) kao i podmodelom (Slike 4.44 i 4.45) grafički prikažu u zavisnosti od udaljenosti od vrha zareza dobija se dijagram prikazan na slici 4.46. Za podmodel na granicama raspodele napona primetan je neznatan pomeraj vrednosti na prelazu sa fine na grubu mrežu za 0,126 mm, koji je u domenu greške merenja. Pored raspodele najvećeg glavnog napona na graficima takođe je prikazana i raspodela deformacije. Kao što je za očekivati između vrednosti dobijenih proračunom pomoću globalnih modela i podmodela nema velike razlike. Kada je u pitanju V-čelik maksimumi glavnog napona se razlikuju za 5 do 10 MP između globalnog i podmodela, dok razlika u dužini zona plastične deformacije ne prevazilazi 50 μm.

Ako se posmatra TiV-čelik, maksimumi glavnog napona se razlikuju za 5 do 7 MP između globalnog i podmodela, dok razlika u dužini zona plastične deformacije ne prevazilazi 11 μm. Glavni motiv upotrebe podmodela može se videti na slikama 4.48 i 4.49 kada se pogleda raspodela deformacija i oblik zona za ova dva modela. Razlika u obliku zona posledica je usitnjenosti mreže i na primeru raspodele deformacija prikazana je slikom 4.47, na uzorcima V-04 i TiV-04. Maksimalna zona deformacije za V-čelik kreće od 0,060 do 0,055 dok se za TiV-čelik kreće od 0,038 do 0,036 i oblik te zone direktna je posledica usitnjenosti mreže. Upravo ta zona raspodela deformacija na vrhu zareza stvara i najveću razliku između podmodela i globalnog modela i pokazuje kako se raspodela kod podmodela više poklapa sa deformisanim vrhom mašinskog zareza (Slika 4.35). Zavisno od mehanizma inicijacije loma deformacija može igrati ključnu ulogu pri stvaranju kritične inicijalne mikroprsline [89,106, 147,148].

Izmerene vrednosti udaljenosti pretpostavljenog mesta inicijacije loma od vrha zareza, X_0, za V-čelik (Tabela 4.7) i za TiV-čelik (Tabela 4.8) iskorišćene su za određivanje vrednosti kritičnog napona i kritične deformacije dobijene globalnim modelom (Tabela 4.10) i podmodelom (Tabela 4.11). Razlike u vrednostima između dva korišćena modela još više su umanjene za kritične vrednosti, kako u slučaju V-čelika tako i u slučaju TiV-čelika. Na primer, za napon one iznose oko 2 do 3 MPa, dok za vrednosti deformacije razlike su reda veličine četvrte decimale. Pošto se mesta inicijacije loma za oba ispitivana čelika nalaze u okviru usitnjene mreže unutar podmodela, za potrebe izračunavanja efektivne površinske energije upotrebljene su vrednosti dobijene pomoću podmodela.

Prosečne vrednosti kritičnog napona i kritične deformacije dobijene pomoću podmodela iznose 1491 MPa i 0,04419 za V-čelik i 1428 MPa i 0,02265 za TiV-čelik. Ukoliko se ove kritične vrednosti porede sa vrednostima kritičnog napona od 1424 MPa (V-čelik) i 1757 MPa (TiV-čelik) kao i kritične deformacije 0,335 (V-čelik) i 0,0965 (TiV-čelik) dobijene u prethodnom istraživanju [105], može se uočiti primetna razlika kako za V- tako i za TiV-čelik.

Naime u slučaju prethodnih istraživanja istih čelika upotrebljen je dvodimenzionalni model (2D) epruvete za savijanje u četiri tačke, uz pretpostavku ravanskog stanja deformacije. Iako su mehanička ispitivanja na temperaturi tečnog azota dala podudarne rezultate, njihova primena pri modelovanju je značajno uticala na krajnji rezultat, ne samo po pogledu kritične deformacije nego i efektivne površinske energije.

5.4.2 Mehanizam inicijacije krtog transkristalnog loma u V- i TiV-čeliku sa F-P-AF strukturom

Po pitanju mehanizma inicijacije loma mikroprslina nastala lomom čestice mora da savlada dve vrste prepreka – međufaznu granicu između čestice i osnove, a zatim i sve granice između zrna. Grifitovom jednačinom (2.2)-(2.3) definisan je minimalni napon pri kojem inicijalna mikroprslina može savladati odgovarajuću prepreku, zavisno od toga da li je u pitanju granica čestica/osnova ili osnova/osnova.

Primenom Grifitove jednačine u slučaju ispitivanih mikrolegiranih čelika možemo razmatrati dva modela inicijacije mikroprsline – Smitov model i Miller-Smitov model, shodno prisutnim mikrokonstituentima. Po Smitovom modelu lom cepanjem može biti iniciran lomljenjem cementitnih lamela na granici između feritnih zrna, što je zabeleženo u literaturi [42,82,105]. Prema ovom modelu, dislokacije se nagomilavaju na česticama karbida koje se nalaze na putanji njihovih kliznih traka primoravajući ih da se deformišu zajedno se feritnom osnovom. Takve karbidne čestice koje su orijentisane u pravcu dejstva napona trpe najveću deformaciju i lome se, što se može primeniti i na čestice sekundarnih faza poput TiN, ali i cementitne pločice unutar AF. Po Miler-Smitovom modelu, koji opisuje mehanizam nastanka inicijalne mikroprsline smicanjem unutar perlitnog mikrokonstituenta deformacija može igrati kritičnu ulogu u lomu kod perlitno-feritnih čelika. Zavisno od interlamelarnog rastojanja, pojedine cementitne lamele unutar kolonija se lome usled nagomilanih dislokacija i stvaraju individualne jamice koje se pod dodatnim dejstvom zateznog naprezanja spajaju sa susednim jamicama i stvaraju mikroprslinu [149].

Prosečne veličine čestica TiN koje učestvuju u inicijaciji loma cepanjem su od 2 do 6 μm [7,12,150] u šta se takođe uklapaju izolovane čestice (Ti,V)N otkrivene na poliranom uzorku TiV-čelika (Slika 4.25). Korišćenjem podmodela dobijene vrednosti maksimuma naprezanja ispred vrha zareza za V-čelik iznose 1722–1876 MPa, a za TiV-čelik one su 1617–1779 MPa. Na osnovu proračuna pomoću Grifitove jednačine (3.6), dobijeni naponi mogu dovesti do loma čestica TiN prečnika veličina 1,3–1,6 μm i 1,5–1,8 μm respektivno za V- i TiV-čelik. Dakle, razumno je zaključiti da čestice TiN ne učestvuju u mehanizmu inicijacije loma u slučaju ispitivanih čelika. Ovaj nalaz nije u skladu sa istraživanjima drugih srednjeugljeničnih čelika mikrolegiranih sa Ti i V, koja inicijaciju loma vezuju za krupne čestice TiN u zoni maksimuma naprezanja, daleko izvan zone velike plastične deformacije u blizini mašinskog zareza na epruveti za ispitivanje savijanjem [42,97,151,152].

Postoje i studije koje govore da grube čestice TiN zavisno od raspodele i veličine mogu biti neaktivne pri lomu čelika sa finom sitnozrnom acikularno feritnom strukturom [89,153]. Prema prethodnom istraživanju istih čelika fraktografska analiza takođe nije pokazala inicijaciju loma na prelomljenim česticama TiN [105].

Primena Smitovog modela na pločice cementita unutar acikularnog ferita svodi se na upotrebu oblika Grifitove jednačine (3.5) za određene debljine pločica, *C* [111]. Pošto najdeblje pločice dovode do stvaranja najvećih mikroprslina, uzet je u obzir raspon maksimalnih debljina izmerenih cementitnih pločica, dat u tabelama 4.6 i 4.5. Za ovaj raspon preračunata je zona naprezanja potrebna za lom

najdebljih cementitnih čestica koja je grafički prikazana na slikama 4.50 i 4.51. uparena sa raspodelom glavnog napona ispred mašinskog zareza u svakom pojedinačnom uzorku.

Šrafirane zone inicijacije loma su spojene sa vrednostima X_0 prethodnog istraživanja [105] i kreću se za V-čelik od 12,2 μm do 54,0 μm a za TiV-čelik od 55,8 μm do 130,7 μm. Za lom najdeblje pločice cementita u V-čeliku (0,94778 μm) potrebno naprezanje od 1808 MPa dok je za lom najdeblje pločice cementita u TiV-čeliku (1,10904 μm) potrebno naprezanje od 1671 MPa.

Kada posmatramo kako se napon loma najdeblje izmerenih cementitnih pločica preklapa sa raspodelom napona ispred vrha zareza i zone kritičnog napona loma za svaki uzorak V-čelika (Slika 4.50) i TiV-čelika (Slika 4.51) može se zaključiti da cementitne pločice unutar acikularnog ferita ne mogu učestvovati u inicijaciji loma pri vrhu zareza unutar zone velike plastične deformacije u oba ispitivana čelika.

Shodno razlici u udelu AF očekivano je da kod TiV čelika dolazi pre do loma cimentinih pločica što je slučaj za sve osim za uzorak TiV-01. Međutim u slučaju V čelika samo naprezanja u uzorku V-01 i V-02 ulaze u oblast loma najdebljih cementitnih pločica. Dakle iako lom cementitnih pločica u AF po Smitovom mehanizmu ne učestvuje u mikromehanizmu inicijacije loma on je verovatno prisutan u stvaranju sekundarnih mikroprslina kao što se može zaključiti na primeru uzorka V-04 (Slika 4.38) i TiV-04 (Slika 4.39).

Postavlja se onda pitanje ako je acikularni ferit sposobniji za deformaciju od perlita, kako onda TiV-čelik ima duplo manje vrednosti kritične deformacije od V-čelika? Ako uporedimo deformaciono ponašanje cementita u perlitu sa deformacionim ponašanjem pločica cementita u AF, najbitniji faktor poređenja je nasumična orijentacija feritnih iglica AF. Za razliku od perlita gde postoji kristalografska orijentaciona zavisnost između ferita i cementita (Slika 2.7), cementitne pločice unutar acikularnog ferita imaju isti stepen nasumične orijentacije kao i pločice acikularnog ferita između kojih nastaju.

One pločice cementita koje su povoljno orijentisane mogu doprineti stvaranju sekundarnih prslina i propagaciji loma kroz materijal. Usled ovog fenomena AF poseduje mnogo veću deformabilnost jer feritne iglice imaju veću slobodu deformacije za razliku od feritne osnove perlita. Posledica ovakvog ponašanja vidljiva je u nominalnom izduženju krivih jednoosnog zatezanja za ova dva čelika koji imaju različite udele ova dva mikrokonstituenta – V-čelik ima veći udeo perlita dok TiV-čelik ima veći udeo acikularnog ferita. Činjenica da su efektivni prečnici početnih pljosni cepanja približno jednaki za oba čelika ukazuje na to da inicijalne mikroprsline nastaju već pri malim vrednostima deformacija, ali ne dostižu kritičnu veličinu pri istim naponima. V-čelik je pretrpeo veće sile pri savijanju i stoga poseduje veće vrednosti kritične deformacije u trenutku kad inicirane mikroprsline dostignu kritičnu vrednost prema Grifitovoj jednačini. Dakle svaka nastala mikroprslina, bez obzira na deformaciju koja je dovela do njenog stvaranja, u trenutku kada dostigne određenu kritičnu veličinu dovodi do loma.

Sistemom eliminacije možemo zaključiti da mikromehanizam loma kod oba ispitivana čelika počinje inicijacijom lomom perlitnih kolonija Miler-Smitovim mehanizmom pod dejstvom velikih plastičnih deformacija pri samom vrhu mašinskog zareza. Dakle, ako se posmatra trostepeni mehanizam loma opisan u poglavlju (2.2.1) on se u slučaju ispitivanja ova dva čelika može svesti na dva stadijuma [100,101].

Prvi stadijum je u skladu sa Miler-Smitovim mehanizmom koji opisuje inicijaciju loma u feritno-perlitnim čelicima [149]. Naime, pri vrhu zareza pri savijanju u četiri tačke mikrostruktura trpi zateznu deformaciju gde su cementitne lamele primorane da se deformišu zajedno sa duktilnijom feritnom osnovom. Ovakvo deformisanje cementitnih lamela uslovljeno je orijentacijom u odnosu na pravac zatezanja. Kada su cementitne lamele usmerene oko 45° prema pravcu zatezanja dislokacije unutar ferita mogu da se kreću neometano bez nailaženja na feritno/cementitnu granicu, tada dolazi do značajne deformacije perlita bez naprezanja cementitne faze. Međutim, u slučaju kada su one orijentisane paralelno ili normalno u odnosu na pravac naprezanja cementitne lamele su prisiljene da preuzmu plastičnu deformaciju i lome se [26].

Drugi stadijum je da se tako nastala mikroprslina lomom cementitnih lamela u perlitu lako rasprostire kroz perlit i ferit slične kristalografske orijentacije, formirajući početnu pljosan inicijacije loma. Kada tako formirana mikroprslina dostigne veličinu koja odgovara kritičnoj prema Grifitovoj jednačini, shodno naprezanju, ona se prostire lako kroz osnovu preko granica pod velikim uglom. Drugim rečima prema tabeli 2.3 pri inicijaciji loma u perlitnoj osnovi kritičan uslov lokalnog napona je: $\sigma_p > \sigma_{p/m} > \sigma_{m/m}$; gde su σ_p – napon za formiranje mikroprsline lomom perlitne kolonije, $\sigma_{p/m}$ – napon potreban za prelazak mikroprsline iz perlita u osnovu i $\sigma_{m/m}$ – napon potreban za prostiranje prsline kroz osnovu u susedno zrno. Ovakvo prostiranje prsline jasno se vidi na slikama 4.38 i 4.39, dok je učestalost nailaženja na granice pod velikim uglom uslovljena udelom acikularnog ferita unutar mikrostrukture.

Ovaj princip inicijacije Miler-Smitovim mehanizmom važi i za sekundarne prsline koje nastaju u perlitnoj osnovi i može se potvrditi na primeru sekundarne prsline prikazane za uzorku V-04 (Slika 4.38) kada je uslov naprezanja $\sigma_p > \sigma_{p/m} < \sigma_{m/m}$. Na slici 4.52 prikazana je raspodela napona u tom uzorku superponirana na uzdužni presek epruvete. Ukoliko se pozicija te sekundarne mikroprsline nastale u zoni maksimuma naprezanja uporedi sa potrebnim naponom za lom cementitnih pločica AF za V-čelik sa slike 4.50(d), može se zaključiti da je do inicijacije došlo lomom perlita na feritno/perlitnoj granici kao što je vidljivo na slici 4.36.

5.4.3 Efektivna površinska energija za krti transkristalni lom

Na osnovu izmerenih vrednosti efektivnog prečnika prve pljosni inicijacije loma i modelovanih vrednosti kritičnog napona loma primenom Grifitove jednačine oblika:

$$\sigma_F{}^* = \sqrt{\frac{\pi \cdot E \cdot \gamma_s}{1-\nu^2}} \cdot \frac{1}{\sqrt{D_{eff}}} \tag{5.1}$$

moguće je izračunati i efektivnu energiju, γ_s. Kada se izmerene vrednosti efektivnih energija površina, γ, iz tabela 4.12 i 4.13 ucrtaju u grafikon zavisnosti kritičnog napona loma, σ_{F*}, od recipročne vrednosti kvadratnog korena efektivnog prečnika prve pljosni, D_{eff}, dobijaju trendovi sa slike Slika 4.53. Sa ovih grafikona moguće je očitati gornje i donje granice efektivne energije površine koja se odnosi na krajnji stadijum prostiranja prsline kroz osnovu kada je $\gamma_s = \gamma_{mm}$. Što je efektivna energija veća povećan je otpor nastanka nove dve površine a pošto se na temperaturi tečnog azota kada mikroprslina dostigne kritičnu veličinu ne zaustavlja na granicama zrna, vrednosti sa grafika su veće od stvarnih vrednosti γ_{mm} [152]. Interesantan detalj je što su u oba slučaja istraživanja loma ovih čelika fraktografske analize doprinele da vrednosti efektivne energije površine loma, γ, kod V-čelika budu rasute dok su kod TiV-čelika vrednosti grupisane. Ovo može biti posledica uticaja preciznog merenja inicijalnog rastojanja i dimenzija prve pljosni koje su bila otežana u slučaju V-čelika koji je pretrpeo veću deformaciju vrha mašinskog zareza.

Pošto se radi o vrednostima efektivnih površinskih energija istih čelika, fraktografski rezultati prethodnih istraživanja [105] primenjena su na podmodel (Tabela 4.12 za V-čelik i Tabela 4.13 za TiV-čelik). Ukoliko posmatramo vrednosti efektivnih površinskih energija za V- i TiV-čelik sa grafika zasebno (Slika 4.53) samo za ovaj rad vrednost donje granice efektivne energije površine za V-čelik iznosi 37 Jm^{-2}, dok za TiV-čelik ona je nešto veća i iznosi 40 Jm^{-2}. Ovakve razlike između V- i TiV-čelika se poklapaju sa onima koje se mogu primetiti pri mehaničkim ispitivanjima i analizi udela mikrokonstituenata perlita i AF. Međutim kada se podmodel primeni na rezultate prethodnog istraživanja, efektivna površinska energija se za V- čelik kreće od 40 Jm^{-2} do 86 Jm^{-2}, dok se za TiV-čelik kreće od 55 Jm^{-2} do 82 Jm^{-2} [106]. Prosečne vrednosti efektivnih površinskih energija posmatrane zasebno za ovaj rad i prosečne vrednosti u prethodnuom istraživanju za V-čelik su 58,5 Jm^{-2} i 52,9 Jm^{-2}, dok za TiV čelik one iznose 55,6 Jm^{-2} i 65,3 Jm^{-2}.

Međutim, pošto je reč o čelicima sa istim hemijskim sastavom i termičkom obradom, ako se oni posmatraju skupa i koristi isti pristup modelovanju dobijaju se prosečne vrednosti od 55,1 Jm^{-2} i 60,5 Jm^{-2} koje su u saglasnosti sa vrednostima koje su drugi istraživači dobili za čelike sa beinitnim i feritno/perlitnim strukturama [12,96,97,113].

Međutim, ako se uzmu isti fraktografski podaci, poput efektivne dimenzije polaznih pljosni i udaljenosti pretpostavljenog mesta inicijacije loma, kao na primeru prethodnog istraživanja i primeni različit pristup modelovanju koristeći podmodel sa slike Slika 4.54, možemo videti uticaj na efektivnu površinsku energiju kao krajnji rezultat. U slučaju oba čelika primenom 3D modela vrednosti efektivne površinske energije se pomeraju ka nižim vrednostima. Rasipanje tački ostaje približno isto jer zavisi od dimenzija efektivnog prečnika prve pljosni koja je nezavisna od modelovanja i jednaka u oba slučaja. Pomeranje ka nižim vrednostima efektivnih površinskih energija evidentnije je na primeru TiV-čelika usled grupisanosti tačaka.

Ako se pogledaju srednje vrednosti efektivnih površinskih energija u slučaju 2D modelovanja ona su iznosila 55,8 Jm^{-2} za V-čelik i 86,7 Jm^{-2} za TiV-čelik, dok pri 3D modelovanju one iznose 52,9 Jm^{-2} i 65,3 Jm^{-2}. Pošto su istraživanja rađena na temperaturi tečnog azota očekivano je da po dostizanju kritične vrednosti veličine mikroprsline da se ona prostire bez poteškoća i da isprepletana struktura acikularnog ferita ima neznatan uticaj na njeno kretanje. Primenom podmodela na dobijene fraktografske rezultate smanjuje se uticaj udela acikularnog ferita u strukturi na vrednosti efektivne površinske energije i za oba ispitivana čelika ona se približava 50 Jm^{-2} što je u saglasnosti sa vrednostima za čelike sa beinitnim i feritno/perlitnim strukturama.

6 Zaključak

Prilikom ispitivanja krtog transkristalnog loma u čelicima mikrolegiranih Ti i V modelovanjem je utvrđen mikromehanizam loma unutar mikrostruktura dobijenih kontinuiranim hlađenjem sa temperature austenitizacije. Ispravnim modelovanjem uz propisnu i detaljnu fraktografsku analizu dodatno je pojašnjen uticaj dominantne strukture acikularnog ferita u mikromehanizmu loma.

1. Mikrostruktura ispitivanih čelika se razlikuje prema količini perlita i acikularnog ferita. Udeo mikrokonstituenata u V-čeliku za perlit je 52,4% i 35,2% za acikularni ferit, dok za TiV-čelik udeo perlita je 3,4% a acikularnog ferita 82,6%. Razlika u udelu perlita i acikularnog ferita je u direktnoj vezi sa razlikom u sadržaju ugljenika za V čelik (0.256%) i TiV-čelik (0.309%).
2. Izmereni udeo cementitnih pločica između iglica acikularnog ferita za V-čelik iznosi 3,78% dok je za TiV-čelik 18,30%. Srednje vrednosti debljine izmerenih pločica za V-čelik su 0,26566 μm a za TiV-čelik 0,37707μm, dok maksimalne debljine iznose 0,94778 μm i 1,10904 μm.
3. Potvrđeno je prisustvo čestica sekundarnih faza poput MnS, CuS, Al_2O_3, $Ca_2Al[AlSiO_7]$, kao i TiN/VN. Ni jedan od identifikovanih uključaka nije utvrđen kao izvor inicijacije loma.
4. Potencijalna mesta inicijacije loma nalaze se blizu vrha mašinskog zareza i udaljena su između 26,6 μm i 51,5 μm za V-čelik i između 33,0 μm i 75,3 μm za TiV-čelik. Srednje vrednosti efektivne površine prvih pljosni za V-čelik iznose 17,9 μm a za TiV-čelik su 18,5 μm. Sličnost u lokaciji inicijacije loma i dimenzija prvih pljosni cepanja ukazuje na to da je mikromehanizam loma isti u oba ispitivana čelika.
5. Na uzdužnim presecima prelomljenih epruveta otkrivene su sekundarne prsline nastale pri krtom lomu. Takođe je potvrđen uticaj udela acikularnog ferita na prirodu kretanja prsline prilikom napredovanja kroz mikrostrukturu. Struktura TiV-čelika koja ima veći udeo AF ima kraće sekundarne mikroprsline i prostiranje prsline kroz osnovu ovog čelika uz frekventnije menjanje pravca u odnosu na V-čelik.
6. Mehanička ispitivanja na temperaturi tečnog azota (-196 °C) pokazala su da je pri jednoosnom zatezanju granica tečenja za V-čelik 702,2 MPa a za TiV-čelik 850,8 MPa, dok su vrednosti nominalnog izduženja 5% za V- i 10% za TiV-čelik. Pri savijanju u četiri tačke V-čelik je dostizao lom pri većim silama i naponu savijanja u odnosu na TiV-čelik. Razlike u nominalnom izduženju posledica su razlike u udelu mikrokonstituenata i njihovoj sposobnosti za deformaciju koja doprinosi duktilnosti čelika.
7. Modelovanjem primenom metode konačnih elemenata je utvrđena raspodela napona i deformacije ispred vrha mašinskog zareza. Određene su kritični naponi i deformacije korišćenjem globalnog i podmodela. Kritične vrednosti su imale neznatne razlike između globalnog modela i podmodela. Raspodela deformacija pri vrhu zareza za podmodel realnije se poklapa sa deformacijama primetnim SEM na uzdužnim presecima uzorka.
8. Prema podmodelu maksimalne vrednosti napona ispred vrha zareza iznosile su 1723-1876 MPa za V-čelik i 1617-1779 MPa za TiV-čelik, dok su srednje vrednosti kritičnih napona bile 1500 MPa za V- i 1428 MPa za TiV-čelik. Kada se posmatraju kritične vrednosti deformacije one su bile 0,04419 za V-čelik i 0,02265 za TiV-čelik.
9. Primenom Grifitove jednačine za lom cementitnih pločica utvrđeno je da prema maksimalnim izmerenim debljinama u oba slučaja cementit između iglica acikularnog ferita nije učestvovao u inicijaciji loma pošto se napon za lom najdebljih cementitnih pločica kretao između 1808-2042 MPa za V- i između 1671-1860 MPa za TiV-čelik.

10. Primenom Grifitove jednačine za sferične čestice koja se koristi za TiN utvrđeno je da su maksimalna naprezanja ispred vrha mašinskog zareza dobijena podmodelom u slučaju V-čelika dovoljna da prelome TiN prečnika 1,3–1,6 μm za V-čelik i 1,5–1,8 μm za TiV-čelik. Ove veličine čestice TiN su daleko manje od 2- 6 μm koja je zabeležena kao veličina čestica potrebnih za inicijaciju loma u drugim slučajevima mikrolegiranih čelika.

11. Prosečna vrednost efektivne energije površine loma koja se dobija pomoću kritičnog napona loma i dimenzija prvih pljosni cepanja iz Grifitove jednačine za V-čelik iznosi 58,5 Jm^{-2} dok za TiV-čelik ona je 55,6 Jm^{-2}, koje su u saglasnosti sa rezultatima ranijih ispitivanja različitih struktura srednjeugljeničnih mikrolegiranih čelika.

12. Primena 3D modelovanog podmodela na ranije rezultate ispitivanja identičnih čelika koja su primenjivala 2D modelovanje pokazala su smanjenje vrednosti efektivnih energija površina sa 55,8 Jm^{-2} na 52,9 Jm^{-2} za V-čelik i sa 86,7 Jm^{-2} na 65,3 Jm^{-2} za TiV-čelik.

13. Mikromehanizam loma u oba ispitivana srednjeugljenična mikrolegirana čelika odvija se u skladu sa Miler-Smitovim mehanizmom:

    1. Usled velike deformacije pri vrhu zareza dolazi do inicijacije loma stvaranjem inicijalnih mikroprslina lomljenjem cementitnih lamela unutar perlita.

    2. Tako nastala mikroprslina lako se rasprostire kroz perlitnu koloniju i dalje kroz feritna zrna slične kristalografske orijentacije, formirajući početnu pljosan kritične veličine.

    3. Propagacija nastale inicijalne mikroprsline kroz granice pod velikim uglom.

7 Literatura

[1] Villalobos JC, Del-Pozo A, Campillo B, Mayen J, Serna S. Microalloyed steels through history until 2018: Review of chemical composition, processing and hydrogen service. *Metals (Basel)* 2018;8(5). https://doi.org/10.3390/met8050351

[2] Krauss G. Steels: processing, structure, and performance. Asm International; 2015

[3] DeArdo AJ, Garcia CI, Hua M. Microalloyed steels for high-strength forgings. *La Metallurgia Italiana* 2010

[4] Zajac S, Siwecki T, Hutchinson WB, Lagneborg R. Strengthening Mechanisms in Vanadium Microalloyed Steels Intended for Long Products. *ISIJ International* 1998;38(10):1130–9. https://doi.org/10.2355/isijinternational.38.1130

[5] Baker TN. Microalloyed steels. *Ironmaking and Steelmaking* 2016;43(4):264–307. https://doi.org/10.1179/1743281215Y.0000000063

[6] Smith E. Cleavage fracture in mild steel. *International Journal of Fracture Mechanics* 1968;4(2):131–45. https://doi.org/10.1007/BF00188940

[7] Linaza MA, Romero JL, Rodríguez-Ibabe JM, Urcola JJ. Cleavage fracture of microalloyed forging steels. *Scripta Metallurgica et Materialia* 1995;32(3):395–400. https://doi.org/https://doi.org/10.1016/S0956-716X(99)80071-5

[8] Alexander DJ, Bernstein IM. Cleavage fracture in pearlitic eutectoid steel. *Metallurgical Transactions A* 1989;20(11):2321–35. https://doi.org/10.1007/BF02666667

[9] Martin JIS. CONTROLLING CLEAVAGE FRACTURE IN A Ti-V. *Acta Metallurgica* 1999;40(4):459–64

[10] Curry DA, Knott JF. Effects of microstructure on cleavage fracture stress in steel. *Metal Science* 1978;12(11):511–4. https://doi.org/10.1179/msc.1978.12.11.511

[11] He Y, Xiang S, Shi W, Liu J, Ji X, Yu W. Effect of microstructure evolution on anisotropic fracture behaviors of cold drawing pearlitic steels. *Materials Science and Engineering A* 2017;683(December 2016):153–63. https://doi.org/10.1016/j.msea.2016.12.004

[12] M.A. Linaza, J.L. Romero JMR-I and JJU. Improvement of fracture toughness of forging steels microalix)yed with titanium by accelerated cooling afi'er hot working 1993;29(c):1217–22

[13] Balart MJ, Davis CL, Strangwood M, Knott JF. Cleavage initiation in Ti-V-N and V-N microalloyed forging steels. *Materials Science Forum* 2005;500–501:729–36

[14] Jin H-H, Shim J-H, Cho YW, Lee H-C. Formation of Intragranular Acicular Ferrite Grains in a Ti-containing Low Carbon Steel. *ISIJ International* 2003;43(7):1111–3. https://doi.org/10.2355/isijinternational.43.1111

[15] Drobnjak Đ. Morfologija i osobine beinita obrazovanih pri kontinuiranom hlađenju. JSM6. 1996;39–57

[16] Siwecki T, Eliasson J, Langeborg R, Bevis H. Vanadium Microalloyed Bainitic Hot Strip Steels. *ISIJ International* 2010;50(5):760–7. https://doi.org/https://doi.org/10.2355/isijinternational.50.760

[17] Bhadeshia HKDH. Bainite in Steels. London: IOM Communications Ltd; 2001

[18] Sarma DS, Karasev A V, Jönsson PG. On the Role of Non-metallic Inclusions in the Nucleation of Acicular Ferrite in Steels. *ISIJ International* 2009;49(7):1063–74. https://doi.org/https://doi.org/10.2355/isijinternational.49.1063

[19] Linaza MA, Romero JL, Rodriguez-Ibabe JM, Urcola JJ. Improvement of fracture toughness of forging steels microalloyed with titanium by accelerated cooling after hot working. *Scripta Metallurgica et Materiala* 1993;29(9):1217–22. https://doi.org/10.1016/0956-716X(93)90112-6

[20] Linaza M, Romero J, Rodriguez-Ibabe JM, Urcola J. Influence of the Microstructure on the Fracture Toughness and Fracture Mechanisms of Forging Steels Microalloyed with Titanium with Ferrite-Pearlite Structures. vol. 29. 1993

[21] Ishikavaa F, Takahashi T. The Formation ot Intragranular Steels for Hot-torging Plates in Medium-carbon and Its Effect on the Toughness. *ISIJ International* 1995;35(9):1128–33

[22] Knott JF. Micromechanisms of fracture: The role of microstructure, Reliability and Structural Integrity of Advanced Materials, ECF9, S. *EMAS* 1992:1375

[23] Chen JH, Wang GZ, Wang Q. Change of critical events of cleavage fracture with variation of microscopic features of low-alloy steels. *Metall Mater Trans A Phys Metall Mater Sci* 2002;33(11):3393–402. https://doi.org/10.1007/s11661-002-0327-7

[24] Shibanuma K, Aihara S, Suzuki K. Prediction model on cleavage fracture initiation in steels having ferrite–cementite microstructures – Part II: Model validation and discussions. *Eng Fract Mech* 2016;151:181–202. https://doi.org/https://doi.org/10.1016/j.engfracmech.2015.03.049

[25] Shibanuma K, Aihara S, Suzuki K. Prediction model on cleavage fracture initiation in steels having ferrite–cementite microstructures – Part I: Model presentation. *Eng Fract Mech* 2016;151:161–80. https://doi.org/https://doi.org/10.1016/j.engfracmech.2015.03.048

[26] Teshima T, Kosaka M, Ushioda K, Koga N, Nakada N. Local cementite cracking induced by heterogeneous plastic deformation in lamellar pearlite. *Materials Science and Engineering A* 2017;679(July 2016):223–9. https://doi.org/10.1016/j.msea.2016.10.018

[27] Griffiths JR, Owen DRJ. An elastic-plastic stress analysis for a notched bar in plane strain bending. *J Mech Phys Solids* 1971;19(6):419–31. https://doi.org/https://doi.org/10.1016/0022-5096(71)90009-3

[28] Lewandowski JJJ, Thompson a. WW. MICROMECHANISMS OF CLEAVAGE FRACTURE IN FULLY PEARLITIC MICROSTRUCTURES. *Acta Metallurgica* 1987;35(7):1453–62. https://doi.org/10.1016/0001-6160(87)90091-5

[29] Xiao F, Liao B, Ren D, Shan Y, Yang K. Acicular ferritic microstructure of a low-carbon Mn–Mo–Nb microalloyed pipeline steel. *Mater Charact* 2005;54(4):305–14. https://doi.org/https://doi.org/10.1016/j.matchar.2004.12.011

[30] Villalobos JC, Del-Pozo A, Campillo B, Mayen J, Serna S. Microalloyed steels through history until 2018: Review of chemical composition, processing and hydrogen service. *Metals (Basel)* 2018;8(5). https://doi.org/10.3390/met8050351

[31] Gladman T. The Physical Metallurgy of Microalloyed Steels. London: Institute of Materials; 1997

[32] Ishikawa F, Takahashi T, Ochi T. Intragranular Ferrite Nucleation in Medium-Carbon Vanadium Steels. *Metallurgical and Materials Transactions A* 1994;25(5):929–36. https://doi.org/http://dx.doi.org/10.1007/BF02665489

[33] Chen J, Tang S, Liu Z, Wang G. Influence of molybdenum content on transformation behavior of high performance bridge steel during continuous cooling. *Mater Des* 2013;49:465–70. https://doi.org/https://doi.org/10.1016/j.matdes.2013.01.017

[34] Celada-Casero C, Sietsma J, Santofimia MJ. The role of the austenite grain size in the martensitic transformation in low carbon steels. *Mater Des* 2019;167:107625. https://doi.org/https://doi.org/10.1016/j.matdes.2019.107625

[35] Lee S-J, Park J-S, Lee Y-K. Effect of austenite grain size on the transformation kinetics of upper and lower bainite in a low-alloy steel. *Scr Mater* 2008;59(1):87–90. https://doi.org/https://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2008.02.036

[36] Zhao H, Palmiere EJ. Effect of austenite grain size on acicular ferrite transformation in a HSLA steel. *Mater Charact* 2018;145:479–89. https://doi.org/https://doi.org/10.1016/j.matchar.2018.09.013

[37] Ravi AM, Kumar A, Herbig M, Sietsma J, Santofimia MJ. Impact of austenite grain boundaries and ferrite nucleation on bainite formation in steels. *Acta Mater* 2020;188:424–34. https://doi.org/https://doi.org/10.1016/j.actamat.2020.01.065

[38] Morales E V, Gallego J, Kestenbach H-J. On coherent carbonitride precipitation in commercial microalloyed steels. *Philos Mag Lett* 2003;83(2):79–87. https://doi.org/10.1080/0950083021000056632

[39] Gregg JM, Bhadeshia HKDH. Solid-state nucleation of acicular ferrite on minerals added to molten steel. *Acta Mater* 1997;45(2):739–48. https://doi.org/https://doi.org/10.1016/S1359-6454(96)00187-5

[40] Baker TN. Processes, microstructure and properties of vanadium microalloyed steels. *Materials Science and Technology* 2009;25(9):1083–107. https://doi.org/https://doi.org/10.1179/174328409X453253

[41] Lagneborg R, Siwecki T, Zajac S, Hutchinson B. Role of vanadium in microalloyed steels. *Scandinavian Journal of Metallurgy* 1999;28:186–241

[42] Garcia-Mateo C, Capdevila C, Caballero FG, De Andrés CG. Influence of V precipitates on acicular ferrite transformation part 1: The role of nitrogen. *ISIJ International* 2008;48(9):1270–5. https://doi.org/10.2355/isijinternational.48.1270

[43] Zajac S. Precipitation of Microalloy Carbo-Nitrides Prior, during and after γ/α Transformation. *Materials Science Forum - MATER SCI FORUM* 2005;500–501:75–86. https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/MSF.500-501.75

[44] Hui W, Zhang Y, Shao C, Chen S, Zhao X, Dong H. Effect of Cooling Rate and Vanadium Content on the Microstructure and Hardness of Medium Carbon Forging Steel. *J Mater Sci Technol* 2016;32(6):545–51. https://doi.org/10.1016/j.jmst.2016.01.006

[45] Zhang LP, Davis CL, Strangwood M. Effect of TiN particles and microstructure on fracture toughness in simulated heat-affected zones of a structural steel. *Metallurgical and Materials Transactions A* 1999;30(8):2089–96. https://doi.org/10.1007/s11661-999-0019-7

[46] Bhadeshia H, Honeycombe R. Steels: microstructure and properties. Butterworth-Heinemann; 2017

[47] Porter DA, Easterling KE, Sherif MY. Phase Transformations in Metals and Alloys. London: 2009

[48] Mehl RF. The Structure and Rate of Formation of Pearlite. *Metallography, Microstructure, and Analysis* 2015;4(5):423–43. https://doi.org/10.1007/s13632-015-0226-0

[49] Pernach M. Application of the Mixed-Mode Model for Numerical Simulation of Pearlitic Transformation. *J Mater Eng Perform* 2019;28(5):3136–48. https://doi.org/10.1007/s11665-019-04069-0

[50] Bhadeshia HKDH. The Bainite Reaction. POSCO Lectures. Pohang: Pohang University of Science and Technology (POSTECH); 2007;

[51] Bhadeshia HKDH, Honeycombe RWK. Steels Microstructure and Properties. ElsevierLtd.; 2006

[52] Dube CA, Aaronson HI, Mehl RF. . *Revue de Metallurgie* 1958;55:201–10

[53] Aaronson HI, Reynolds WT, Shiflet GJ, Spanos G. Bainite viewed three different ways. *Metallurgical Transactions A* 1990;21(6):1343–80. https://doi.org/10.1007/BF02672557

[54] Reynolds WTJr, Aaronson HI, Spanos G. A Summary of the Present Diffusion Views on Bainite. *Materials Transactions, JIM* 1991;32(8):737–46

[55] Bhadeshia HKDH. Thermodynamic analysis of isothermal transformation diagrams. vol. 16. 1982

[56] OHMORI Y, DAVENPORT AT, HONEYCOMBE RWK. Crystallography of Pearlite. *Transactions of the Iron and Steel Institute of Japan* 1972;12(2):128–37. https://doi.org/10.2355/isijinternational1966.12.128

[57] Oka M, Okamoto H. Isothermal transformations in hypereutectoid steels. Proceedings of the International Conference on Martensitic Transformations. ICOMAT-86. 1986;271–5

[58] Bhadeshia HKDH, Christian JW. Bainite in Steels. *Metallurgical Transactions A* 1990;21A:767–97. https://doi.org/https://doi.org/10.1007/BF02656561

[59] Takahashi M, Bhadeshia HKDH. Model for transition from upper to lovver bainite. 1990

[60] Bhadeshia HKDH. Atomic Mechanism of the Bainite Transformation. *J Heat Treatm Mat* 2017;72:340–5

[61] Azuma M, Fujita N, Takahashi M, Senuma T, Quidort D, Lung T. Modelling Upper and Lower Bainite Trasformation in Steels. *Isij International* 2005;45:221–8

[62] Drobnjak Dj, Koprivica A. Microalloyed Bar and Forging Steels. In: Van Tyne CJ, Krauss G, Matlock DK, eds. The Minerals,Metals&Materials Society. 1996;93–107

[63] Drobnjak Đ. Morfologija i osobine beinita obrazovanih pri kontinuiranom hlađenju. JSM6. 1996;39–57

[64] Wu KM. Three-dimensional analysis of acicular ferrite in a low-carbon steel containing titanium. *Scr Mater* 2006;54(4 SPEC. ISS.):569–74. https://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2005.10.054

[65] Sugden AAB, Bhadeshia HKDH. Lower Acicular Ferrite. n.d.

[66] Rees GI, Bhadeshia HKDH. Thermodynamics of acicular ferrite nucleation. *Materials Science and Technology* 1994;10:353–8

[67] S.S.Babu, Bhadeshia HKDH. Mechanism of the Transition From Bainite to Acicular Ferrite. *JIM* 1991;32(8):679–88. https://doi.org/https://doi.org/10.2320/matertrans1989.32.679

[68] Barbaro FJ, Krauklis P, Easterling KE. Formation of acicular ferrite at oxide particles in steels. *Materials Science and Technology* 1989;5:1057–68

[69] Glišić D, Radović N, Koprivica A, Fadel A, Drobnjak Dj. Influence of Reheating Temperature and Vanadium Content on Transformation Behavior and Mechanical Properties of Medium Carbon Forging Steels. *ISIJ International* 2010;50(4):601–6. https://doi.org/https://doi.org/10.2355/isijinternational.50.601

[70] Zajac S. PRECIPITATION AND GRAIN REFINEMENT IN VANADIUM-CONTAINING STEELS. n.d.

[71] Fadel A, Glišić D, Radović N, Drobnjak D. Intragranular ferrite morphologies in medium carbon vanadium-microalloyed steel. *Journal of Mining and Metallurgy, Section B: Metallurgy* 2013;49(3):237–44. https://doi.org/10.2298/JMMB120820001F

[72] Siwecki T, Eliasson J, Langeborg R, Bevis H. Vanadium Microalloyed Bainitic Hot Strip Steels. *ISIJ International* 2010;50(5):760–7. https://doi.org/https://doi.org/10.2355/isijinternational.50.760

[73] He K, Edmonds D V. Formation of Acicular Ferrite and Influence of Vanadium Alloying. *Materials Science and Technology* 2002;18:289–96. https://doi.org/10.1179/026708301225000743

[74] Capdevila C, García-Mateo C, Chao J, Caballero FG. Effect of V and N Precipitation on Acicular Ferrite Formation in Sulfur-Lean Vanadium Steels. *Metall Mater Trans A Phys Metall Mater Sci* 2009;40(3):522–38. https://doi.org/10.1007/s11661-008-9730-z

[75] Glišić D, Radović N, Koprivica A, Fadel A, Djordje Drobnjak. Influence of reheating temperature and Vanadium content on transformation behavior and mechanical properties of medium carbon forging steels. *ISIJ International* 2010;50(4):601–6. https://doi.org/10.2355/isijinternational.50.601

[76] Zajac S. Extended use of vanadium in a new generation of flat rolled steels. International seminar. 2005;52

[77] Madariaga I, Romero JL, Gutiérrez I. Upper acicular ferrite formation in a medium-carbon microalloyed steel by isothermal transformation: Nucleation enhancement by CuS. *Metallurgical and Materials Transactions A* 1998;29(13):1003–15. https://doi.org/10.1007/s11661-998-1009-x

[78] Madariaga I, Gutierrez I. Role of the Particle–Matrix Interface on the Nucleation of Acicular Ferrite in a Medium Carbon Microalloyed Steel. *Acta Mater* 1999;47(3):951–60. https://doi.org/https://doi.org/10.1016/S1359-6454(98)00388-7

[79] Madariaga I, Gutiérrez I. Nucleation of acicular ferrite enhanced by the precipitation of CuS on MnS particles. *Scr Mater* 1997;37(8):1185–92. https://doi.org/https://doi.org/10.1016/S1359-6462(97)00229-7

[80] Nishioka K, Tamehiro H. High strength titanium-oxide bearing line pipe steel for low-temperature service. Proc. Int. Conf. on Microalloyed HSLA Steels. 1988;24–30

[81] Khodabandeh AR, Jahazi M, Yue S, Bocher P. Impact Toughness and Tensile Properties Improvement through Microstructure Control in Hot Forged Nb-V Microalloyed Steel. *ISIJ International* 2005;45(2):272–80. https://doi.org/https://doi.org/10.2355/isijinternational.45.272

[82] Madariaga I, Gutierrez I, Bhadeshia HKDH. Acicular Ferrite Morphologies in a Medium-Carbon Microalloyed Steel. *Metallurgical and Materials Transactions A* 2001;32(9):2187–97. https://doi.org/https://doi.org/10.1007/s11661-001-0194-7

[83] Madariaga I, Guticrrez I. NUCLEATION OF ACICULAR FERRITE ENHANCED BY THE PRECIPITATION OF CuS ON MnS PARTICLES. *Scr Mater* 1997;37(8):1185–92

[84] Capdevila C, Ferrer JP, Garcia-Mateo C, Caballero FG, Lopez V, Garcia de Andres C. Influence of Deformation and Molybdenum Content on Acicular Ferrite Formation in Medium Carbon Steels Ferrite Formation in Medium Carbon Steels Materalia Research Group , Department of Physical Metallurgy , Centro Nacional de Investigaciones Metalúrgicas. *ISIJ* 2006;46(7):1093–100. https://doi.org/10.2355/isijinternational.46.1093

[85] Garcia de Andres C, Capdevila C, Caballero FG, San Martin D. Effect of Molybdenum on Continuous Cooling Transformations in Two Medium Carbon Forging Steels. *J Mater Sci* 2001;36:565–71. https://doi.org/https://doi.org/10.1023/A:1004895715744

[86] Díaz-Fuentes M, Gutiérrez I. Analysis of different acicular ferrite microstructures generated in a medium-carbon molybdenum steel. *Materials Science and Engineering: A* 2003;363(1):316–24. https://doi.org/https://doi.org/10.1016/S0921-5093(03)00665-8

[87] Yang JR, Bhadeshia HKDH. Orientation relationships between adjacent plates of acicular ferrite in steel weld deposits. *Materials Science and Technology* 1989;5(1):93–7. https://doi.org/10.1179/mst.1989.5.1.93

[88] Villegas R, Redjaimia A, Confente M, Perrot-Simonetta MT. FRACTAL NATURE OF ACICULAR FERRITE, AND FINE PRECIPITATION IN MEDIUM CARBON MICRO-ALLOYED FORGING STEELS. n.d.

[89] Jovanović G, Glišić D, Dikić S, Radović N, Patarić A. Cleavage Fracture of the Air Cooled Medium Carbon Microalloyed Forging Steels with Heterogeneous Microstructures. *Materials* 2022;15(5). https://doi.org/10.3390/ma15051760

[90] Bhadeshia HKDH. Bainite in Steels Theory and Practice Third Edition. Maney Publishing; 2015

[91] Lee CG, Kim SJ, Oh CS, Lee S. Effects of Heat Treatment and Si Addition on the MechanicalProperties of 0.1 wt% C TRIP-aided Cold-rolled Steels. *ISIJ International* 2002;42(10):1162–8

[92] Cabibbo M, Fabrizi A, Merlin M, Garagnani GL. Effect of thermo-mechanical treatments on the microstructure of micro-alloyed low-carbon steels. *J Mater Sci* 2008;43(21):6857–65. https://doi.org/10.1007/s10853-008-3000-8

[93] Linaza M, Romero J, Rodriguez-Ibabe JM, Urcola J. Influence of the Microstructure on the Fracture Toughness and Fracture Mechanisms of Forging Steels Microalloyed with Titanium with Ferrite-Pearlite Structures. vol. 29. 1993

[94] Wang C, Wang X, Kang J, Yuan G, Wang G. Effect of Thermomechanical Treatment on Acicular Ferrite Formation in Ti–Ca Deoxidized Low Carbon Steel. *Metals (Basel)* 2019;9(3). https://doi.org/10.3390/met9030296

[95] Rossoll A, Berdin C, Forget P, Prioul C, Marini B. Mechanical aspects of the Charpy impact test. *Nuclear Engineering and Design* 1999;188(2):217–29. https://doi.org/https://doi.org/10.1016/S0029-5493(99)00017-5

[96] Rodriguez-Ibabe JM. The role of microstructure in toughness behaviour of microalloyed steels. Materials science forum, vol. 284. Trans Tech Publ; 1998;51–62

[97] M.A. Linaza, J.L. Romero, J.M. Rodriguez-Ibabe, J.J. Urcola. Influence of the microstructure on the ductile-brittle behavior of engineering steels containing brittle particles. In: Slater CE, ed. Mechanical Working and Steel Processing, Ed. Baltimore, Maryland: Iron and Steel Society; 1995;483–94

[98] Linaza MA, Rodriguez-Ibabe JM, Urcola JJ. DETERMINATION OF THE ENERGETIC PARAMETERS CONTROLLING CLEAVAGE FRACTURE INITIATION IN STEELS. *Fatigue and Fracture Engineering Materials Structure* 1997;20(5):619–32

[99] Echeverria A, Rodriguez-Ibabe JM. The role of grain size in brittle particle induced fracture of steels. *Materials Science and Engineering: A* 2003;A346:149–58

[100] McMahon Jr CJ, Cohen M. Initiation of cleavage in polycrystalline iron. *Acta Metallurgica* 1965;13(6):591–604

[101] Echeverria A, Rodriguez-Ibabe JM. Cleavage micromechanisms on microalloyed steels. Evolution with temperature of some critical parameters. *Scr Mater* 2004;50(2):307–12. https://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2003.09.003

[102] Tweed JH, Knott JF. Micromechanisms of failure in C□ Mn weld metals. *Acta Metallurgica* 1987;35(7):1401–14

[103] Dáz-Fuentes M, Iza-Mendia A, Gutiérrez I, Diaz-Fuentes M, Iza-Mendia A, Gutiérrez I. Analysis of Different Acicular Ferrite Microstructures in Low-Carbon Steels by Electron Backscattered Diffraction. Study of Their Toughness Behavior. *Metallurgical and Materials Transactions A* 2003;34A(11):2505–16. https://doi.org/10.1007/s11661-003-0010-7

[104] Rancel L, Gómez M, Medina SF, Gutierrez I. Measurement of bainite packet size and its influence on cleavage fracture in a medium carbon bainitic steel. *Materials Science and Engineering: A* 2011;530:21–7. https://doi.org/https://doi.org/10.1016/j.msea.2011.09.001

[105] Dragomir Glišić. Struktura i lom u srednjeugljeničnim mikrolegiranim čelicima. Univerzitet u Beogradu, Tehnološko-metalurški fakultet, 2013

[106] Jovanović G, Glišić D, Dikić S, Međo B, Marković B, Vuković N, Radović N. Determining the Role of Acicular Ferrite Carbides in Cleavage Fracture Crack Initiation for Two Medium Carbon Microalloyed Steels. *Materials* 2023;16(22). https://doi.org/10.3390/ma16227192

[107] Fairchild DP, Howden DG, Clark WAT. The mechanism of brittle fracture in a microalloyed steel : Part II . Mechani ... *Metallurgical and Materials Transactions A* 2000;31A(3):653–67

[108] Ghosh A, Ray A, Chakrabarti D, Davis CL. Cleavage Initiation in Steel: Competition between Large Grains and Large Particles. *Materials Science and Engineering: A* 2013;561:126–35. https://doi.org/10.1016/j.msea.2012.11.019

[109] Garcia-Mateo C, Cornide J, Capdevila C, Caballero FG, Garcia de Andres C. Influence of V Precipitates on Acicular Ferrite Transformation Part 2: Transformation Kinetics. *ISIJ International* 2008;48(9):1276–9. https://doi.org/https://doi.org/10.2355/isijinternational.48.1276

[110] Capdevila C, Caballero FG, García-Mateo C, de Andrés CG. The Role of Inclusions and Austenite Grain Size on Intragranular Nucleation of Ferrite in Medium Carbon Microalloyed Steels. *Mater Trans* 2004;45(8):2678–85. https://doi.org/10.2320/matertrans.45.2678

[111] Lewandowski JJJ, Thompson a. WW. MICROMECHANISMS OF CLEAVAGE FRACTURE IN FULLY PEARLITIC MICROSTRUCTURES. *Acta Metallurgica* 1987;35(7):1453–62. https://doi.org/10.1016/0001-6160(87)90091-5

[112] Burns KW, Pickering FB. Deformation+ fracture of Ferrite-pearlite Structures. *Journal of The Iron and Steel Institute* 1964;202(11):899

[113] Ghosh A, Ray A, Chakrabarti D, Davis CL. Cleavage initiation in steel: Competition between large grains and large particles. *Materials Science and Engineering A* 2013;561:126–35. https://doi.org/10.1016/j.msea.2012.11.019

[114] Zhao Y, Tan Y, Ji X, Xiang Z, He Y, Xiang S. In situ study of cementite deformation and its fracture mechanism in pearlitic steels. *Materials Science and Engineering A* 2018;731(March):93–101. https://doi.org/10.1016/j.msea.2018.05.114

[115] Fairchild DP, Howden DG, Clark WAT. The mechanism of brittle fracture in a microalloyed steel: Part I. Inclusion-induced cleavage. *Metallurgical and Materials Transactions A* 2000;31(3):641–52. https://doi.org/10.1007/s11661-000-0007-4

[116] Balart MJ, Davis CL, Strangwood M. Observations of cleavage initiation at (Ti,V)(C,N) particles of heterogeneous composition in microalloyed steels. *Scr Mater* 2004;50(3):371–5. https://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2003.10.009

[117] T. J. Baker FPLK, Wilson J. Effect of non-metallic inclusions on cleavage fracture. *Materials Science and Technology* 1986;2(6):576–82. https://doi.org/10.1179/mst.1986.2.6.576

[118] Kawata I, Hiraide T, Shibanuma K, Kawabata T, Aihara S. Development of Cleavage Fracture Initiation Model for Bainite Steels Based on Micromechanism. *International Journal of Offshore and Polar Engineering* 2016;26(03):278–86. https://doi.org/10.17736/ijope.2016.jc655

[119] Durgaprasad A, Giri S, Lenka S, Kundu S, Mishra S, Chandra S, Doherty RD, Samajdar I. Defining a relationship between pearlite morphology and ferrite crystallographic orientation. *Acta Mater* 2017;129:278–89. https://doi.org/https://doi.org/10.1016/j.actamat.2017.02.008

[120] San Martin JI, Rodriguez-Ibabe JM. DETERMINATION OF ENERGETIC PARAMETERS CONTROLLING CLEAVAGE FRACTURE IN A Ti-V MICROALLOYED FERRITE-PEARLITE STEEL. *Scr Mater* 1999;40(4):459–64

[121] Zhong Y, Xiao F, Zhang J, Shan Y, Wang W, Yang K. In situ TEM study of the effect of M/A films at grain boundaries on crack propagation in an ultra-fine acicular ferrite pipeline steel. *Acta Mater* 2006;54(2):435–43. https://doi.org/https://doi.org/10.1016/j.actamat.2005.09.015

[122] Shi G, Zhao H, Zhang S, Wang Q, Zhang F. Microstructural characteristics and impact fracture behaviors of low-carbon vanadium-microalloyed steel with different nitrogen contents. *Materials Science and Engineering: A* 2020;769:138501. https://doi.org/https://doi.org/10.1016/j.msea.2019.138501

[123] Tian Y, Li Q, Wang Z, Wang G. Effects of Ultra Fast Cooling on Microstructure and Mechanical Properties of Pipeline Steels. *J Mater Eng Perform* 2015;24(9):3307–14. https://doi.org/10.1007/s11665-015-1605-z

[124] Babu SS. The mechanism of acicular ferrite in weld deposits. *Curr Opin Solid State Mater Sci* 2004;8(3):267–78. https://doi.org/https://doi.org/10.1016/j.cossms.2004.10.001

[125] Tolk A. Learning Something Right from Models That Are Wrong: Epistemology of Simulation. 2015;87–106. https://doi.org/10.1007/978-3-319-15096-3

[126] Gulizzi V, Rycroft CH, Benedetti I. Modelling intergranular and transgranular micro-cracking in polycrystalline materials. *Comput Methods Appl Mech Eng* 2018;329:168–94. https://doi.org/https://doi.org/10.1016/j.cma.2017.10.005

[127] He J, Piao Z, Wang X, Lian J, Münstermann S. Micromechanical modeling of cleavage fracture for a ferritic-pearlitic steel. *Eng Fract Mech* 2019;221:106683. https://doi.org/https://doi.org/10.1016/j.engfracmech.2019.106683

[128] Jiang Q, Bertolo VM, Pallaspuro S, Popovich V, Sietsma J, Walters CL. Microstructure-based cleavage parameters in bainitic, martensitic, and ferritic steels. *Eng Fract Mech* 2023;281:109146. https://doi.org/https://doi.org/10.1016/j.engfracmech.2023.109146

[129] Zhang XZ, Knott JF. Cleavage fracture in bainitic and martensitic microstructures. *Acta Mater* 1999;47(12):3483–95. https://doi.org/https://doi.org/10.1016/S1359-6454(99)00200-1

[130] Saxena A, Kumaraswamy A, Dwivedi SP, Srivastava AK, Maurya NK. Experimental and computational investigation on dynamic fracture toughness (J1d) behavior of multi-pass SMA armor steel weldments. *Theoretical and Applied Fracture Mechanics* 2020;106:102502. https://doi.org/https://doi.org/10.1016/j.tafmec.2020.102502

[131] Chen J, Cao R. Micromechanism of cleavage fracture of metals: a comprehensive microphysical model for cleavage cracking in metals. Butterworth-Heinemann; 2014

[132] Chen JH, Cao R. Chapter 5 - Criteria for Cleavage Fracture. In: Chen JH, Cao R, eds. Micromechanism of Cleavage Fracture of Metals. Boston: Butterworth-Heinemann; 2015;181–239. https://doi.org/https://doi.org/10.1016/B978-0-12-800765-5.00005-8

[133] Kawata I, Nakai H, Aihara S. Experimental evaluation of effective surface energy for cleavage microcrack propagation across grain boundary in steels. *Acta Mater* 2018;150:40–52. https://doi.org/https://doi.org/10.1016/j.actamat.2018.02.057

[134] Becker WT, Shipley RJ, Lampman S, Sanders BR, Henry SD, Anton GJ, Hrivnak N, Kinson J, Terman C. ASM handbook: failure analysis and prevention. ASM international; 2002

[135] Liu AF. Mechanics and mechanisms of fracture: an introduction. ASM International; 2005

[136] Chen JH, Cao R. Chapter 2 - Methodology. In: Chen JH, Cao R, eds. Micromechanism of Cleavage Fracture of Metals. Boston: Butterworth-Heinemann; 2015;55–80. https://doi.org/https://doi.org/10.1016/B978-0-12-800765-5.00002-2

[137] Manual AU. Dassault Systemes Simulia Corp. *Providence, RI* 2009

[138] Sosa JM, Huber DE, Welk B, Fraser HL. Development and application of MIPAR^{TM}: a novel software package for two- and three-dimensional microstructural characterization. *Integr Mater Manuf Innov* 2014;3(1):123–40. https://doi.org/10.1186/2193-9772-3-10

[139] Umemoto M, Ohtsuka H. Mechanical Properties of Cementite. *ISIJ International* 2022;62(7):1313–33

[140] Mao H, Hillert M, Selleby M, Sundman B. Thermodynamic assessment of the CaO–Al2O3–SiO2 system. *Journal of the American Ceramic Society* 2006;89(1):298–308

[141] Ishikawa F, Takahashi T. The Formation ot Intragranular Ferrite Steels for Hot-torging and Its Effect on Plates in Medium-carbon the Toughness. *ISIJ International* 1995;35(9):1128–33. https://doi.org/https://doi.org/10.2355/isijinternational.35.1128

[142] Furuhara T, Shinyoshi T, Miyamato G, Yamaguchi J, Sugita N, Kimura N, Takemura N, Maki T. Multiphase Crystallography in the Nucleation of Intragranular Ferrite on MnSV(C, N) Complex Precipitate in Austenite. *ISIJ International* 2003;43:2028–37

[143] Guo X, Tan M, Li T, Ju L, Dang J, Guo H, Zhao Y. Formation mechanisms and three-dimensional characterization of composite inclusion of MnS-Al2O3 in high speed wheel steel. *Mater Charact* 2023;197:112669. https://doi.org/https://doi.org/10.1016/j.matchar.2023.112669

[144] Guo X, Tan M, Li T, Liu K, Ju L, Shang B, Dang J, Ding X. Investigation on the Formation Pathway of the MnS–Al2O3 Inclusions at Atomic Level in High-Speed Wheel Steel. *International Journal of Metalcasting* 2023;17(4):2741–53. https://doi.org/10.1007/s40962-022-00941-3

[145] Shim J, Oh Y, Suh J, Cho YW, Shim J, Byun J. Ferrite Nucleation Potency of Non-Metallic Inclusion in Medium Carbon Steels. *Acta Mater* 2001;49:2115–22. https://doi.org/https://doi.org/10.1016/S1359-6454(01)00134-3

[146] Diaz-Fuentes M, Madariaga I, Rodriguez-Ibabe JM, Gutierrez I, Diaz M, Madariaga I, Rodriguez-Ibabe JM, Gutierrez I. Improvement of mechanical properties in structural steels by development of acicular ferrite microstructures. *Journal of Construct Steel Res* 1998;46(41):413–4. https://doi.org/10.1016/S0143-974X(98)80065-5

[147] Radovic N, Koprivica A, Glisic D, Fadel A, Drobnjak D. Influence of Cr, Mn and Mo on structure and properties of V microalloyed medium carbon forging steels. *Metalurgija* 2010;16(1):1–9

[148] Glišić DM, Fadel AH, Radović NA, Drobnjak D V., Zrilić MM. Deformation behaviour of two continuously cooled vanadium microalloyed steels at liquid nitrogen temperature. *Hem Ind* 2013;67(6):981–8. https://doi.org/10.2298/HEMIND121214015G

[149] Lewandowski JJ, Thompson AW. MICROSTRUCTURAL EFFECTS ON THE CLEAVAGE FRACTURE STRESS IN FULLY PEARLITIC 1080 STEEL. In: VALLURI SR, TAPLIN DMR, RAO PR, KNOTT JF, DUBEY R, eds. Fracture 84. Pergamon; 1984;1515–22. https://doi.org/https://doi.org/10.1016/B978-1-4832-8440-8.50142-3

[150] Echeverria A, Rodriguez-Ibabe JM. Cleavage micromechanisms on microalloyed steels. Evolution with temperature of some critical parameters. *Scr Mater* 2004;50(2):307–12. https://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2003.09.003

[151] Diaz-Fuentes M, Gutiérrez I. Analysis of different acicular ferrite microstructures generated in a medium-carbon molybdenum steel. *Materials Science & Engineering A* 2003;A363:316–24. https://doi.org/10.1016/S0921-5093(03)00665-8

[152] Linaza MA, Rodriguez-Ibabe JM, Urcola JJ. DETERMINATION OF THE ENERGETIC PARAMETERS CONTROLLING CLEAVAGE FRACTURE INITIATION IN STEELS. *Fatigue and Fracture Engineering Materials Structure* 1997;20(5):619–32

[153] Echeverria A, Rodriguez-Ibabe JM. The role of grain size in brittle particle induced fracture of steels. *Materials Science and Engineering: A* 2003;A346:149–58

Biografija autora

Gvozden Jovanović rođen je 2.11.1990. u Beogradu od oca Branka i majke Tatjane. Osnovnu školu kao i gimnaziju završio je na Novom Beogradu a 2010. godine upisao je osnovne studije na Tehnološko-metalurškom fakultetu Univerziteta u Beogradu. Prvobitna namera je bila da studira inženjerstvo zaštite životne sredine ali je tokom upisa druge godine odlučio da upiše smer inženjerstva materijala. Tokom studija bavio se volonterskim radom u okviru udruženja studenata tehnike BEST Beograd. Na poslednjoj godini studija izabrao je profil metalnih materijala i dvomesečnu stručnu praksu odradio u Freibergu, jeseni 2014. godine. Diplomirao je 18. 2. 2015. na temu Određivanje kritičnog napona za lom cepanjem srednjeugljeničnog mikrolegiranog čelika primenom metode konačnih elemenata. Po diplomiranju pokazao je interes za bavljenje naučno istraživačkim radom i 2015 upisao master studije na smer metalurškog inženjerstva u okviru istog fakulteta koji je odbranio Septembra 2016.

Kao master inženjer metalurgije upisao je doktorske studije opet na inženjerstvu materijala Tehnološko-metalurškog fakulteta 2016. godine. Početkom 2017. primljen je na šestomesečni probni rad na odeljenje metalurgije u sektor za materijale i zaštitu Vojnotehničkog instituta u Beogradu s namerom da se obuči za rad u laboratoriji za mehanička ispitivanja. Aprila naredne godine primljen je u Institut za tehnologiju nuklearnih i mineralnih sirovina kao deo sektora za metalurgiju i zaštitu životne sredine. Tu se bavio se sintezom neorganskih soli i pigmenata (olova, nikla i litijuma), kao i preliminarna ispitivanja hidrometalurškog fitorudarenja amonijum nikl sulfat heksahidrata. U saradnji sa kolegama objavio se brojne radove iz oblasti luženja, reciklaže, obrade voda i ispitivanja materijala.

Изјава о ауторству

Име и презиме аутора Гвозден Јовановић

Број индекса 4006/2016

Изјављујем

да је докторска дисертација под насловом

МИКРОМЕХАНИЧКО МОДЕЛОВАЊЕ КРТОТ ТРАНСКРИСТАЛНОТ ЛОМА У СРЕДЊЕУГЉЕНИЧНИМ МИКРОЛЕГИРАНИМ ЧЕЛИЦИМА

- резултат сопственог истраживачког рада;
- да дисертација у целини ни у деловима није била предложена за стицање друге дипломе према студијским програмима других високошколских установа;
- да су резултати коректно наведени и
- да нисам кршио/ла ауторска права и користио/ла интелектуалну својину других лица.

Потпис аутора

У Београду, 20.12.2023.

Гвозден

Изјава о истоветности штампане и електронске верзије докторског рада

Име и презиме аутора Гвозден Јовановић

Број индекса 4006/2016

Студијски програм Инжењерство материјала

Наслов рада Микромеханичко моделовање кртог транскристалног лома у средњеугљеничним микролегираним челицима

Ментор Драгомир Глишић

Изјављујем да је штампана верзија мог докторског рада истоветна електронској верзији коју сам предао/ла ради похрањивања у **Дигиталном репозиторијуму Универзитета у Београду.**

Дозвољавам да се објаве моји лични подаци везани за добијање академског назива доктора наука, као што су име и презиме, година и место рођења и датум одбране рада.

Ови лични подаци могу се објавити на мрежним страницама дигиталне библиотеке, у електронском каталогу и у публикацијама Универзитета у Београду.

Потпис аутора

У Београду, 20.12.2023.

Изјава о коришћењу

Овлашћујем Универзитетску библиотеку „Светозар Марковић“ да у Дигитални репозиторијум Универзитета у Београду унесе моју докторску дисертацију под насловом:

МИКРОМЕХАНИЧКО МОДЕЛОВАЊЕ КРТОГ ТРАНСКРИСТАЛНОГ ЛОМА У СРЕДЊЕУГЉЕНИЧНИМ МИКРОЛЕГИРАНИМ ЧЕЛИЦИМА

која је моје ауторско дело.

Дисертацију са свим прилозима предао/ла сам у електронском формату погодном за трајно архивирање.

Моју докторску дисертацију похрањену у Дигиталном репозиторијуму Универзитета у Београду и доступну у отвореном приступу могу да користе сви који поштују одредбе садржане у одабраном типу лиценце Креативне заједнице (Creative Commons) за коју сам се одлучио/ла.

1. Ауторство (CC BY)
2. Ауторство – некомерцијално (CC BY-NC)
3. Ауторство – некомерцијално – без прерада (CC BY-NC-ND)
4. Ауторство – некомерцијално – делити под истим условима (CC BY-NC-SA)
5. Ауторство – без прерада (CC BY-ND)
6. Ауторство – делити под истим условима (CC BY-SA)

(Молимо да заокружите само једну од шест понуђених лиценци.
Кратак опис лиценци је саставни део ове изјаве).

Потпис аутора

У Београду, 20.12.2023.

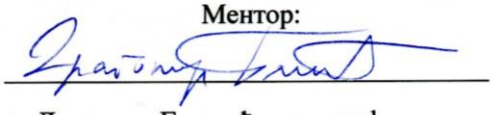
ОЦЕНА ИЗВЕШТАЈА О ПРОВЕРИ ОРИГИНАЛНОСТИ ДОКТОРСКЕ ДИСЕРТАЦИЈЕ

На основу Правилника о поступку провере оригиналности докторских дисертација које се бране на Универзитету у Београду и налаза у извештају из програма *iThenticate* којим је извршена провера оригиналности докторске дисертације **„Микромеханичко моделовање кртог транскристалног лома у средњеугљеничним микролегираним челицима“**, аутора Гвоздена Јовановића, бр.инд. 2016/4006 , констатујем да утврђено подударање текста износи 4%. Овај степен подударности последица је општих места, личних имена и назива, дефиниција, устаљених фраза и стручних термина и израза, као што су називи инструмената и техника на српском и енглеском језику. Осим тога, део подударности обухвата и податке и називе/номенклатуру узорака из претходно публикованих резултата докторандових истраживања, која су проистекла из ове докторске дисертације и чине њен саставни део, што је у складу са чланом 9. Правилника.

На основу свега изнетог, а у складу са чланом 8. став 2. Правилника о поступку провере оригиналности докторских дисертација које се бране на Универзитету у Београду, изјављујем да извештај указује на оригиналност докторске дисертације, те се прописани поступак припреме за њену одбрану може наставити.

У Београду, 27.12.2023. године

Ментор:



др Драгомир Глишић, ван. проф.

Технолошко-металуршки факултет