

УНИВЕРЗИТЕТ У БЕОГРАДУ  
ТЕХНОЛОШКО-МЕТАЛУРШКИ ФАКУЛТЕТ

Драгомир М. Глишић

**СТРУКТУРА И ЛОМ У СРЕДЊЕУГЉЕНИЧНИМ  
МИКРОЛЕГИРАНИМ ЧЕЛИЦИМА**

Докторска дисертација

Београд, 2013.

UNIVERSITY OF BELGRADE

Faculty of Technology and Metallurgy

Dragomir M. Glišić

**STRUCTURE AND FRACTURE OF MEDIUM  
CARBON MICROALLOYED STEELS**

Doctoral Dissertation

Belgrade, 2013

**МЕНТОР:**

---

Др Ненад Радовић, ванредни професор  
Технолошко-металуршки факултет, Универзитет у Београду

**ЧЛАНОВИ КОМИСИЈЕ:**

---

Зорица Цвијовић, редован професор  
Технолошко-металуршки факултет, Универзитет у Београду

---

Др Марко Ракин, ванредни професор  
Технолошко-металуршки факултет, Универзитет у Београду

---

Др Венцислав Грабулов, научни саветник  
Институт ИМС, Београд

**ДОКТОРАНД:**

---

Драгомир Глишић, дипл. инж.

**ДАТУМ ОДБРАНЕ ДОКТОРСКЕ ДИСЕРТАЦИЈЕ:** \_\_\_\_\_

# СТРУКТУРА И ЛОМ У СРЕДЊЕУГЉЕНИЧНИМ МИКРОЛЕГИРАНИМ ЧЕЛИЦИМА

## РЕЗИМЕ

У раду су испитиванана два средњеугљенична челика за ковање, микролегирана ванадијумом, који се међусобно разликују по садржају титана и угљеника. V–микролегирани челик садржи 0,26%С, означен је као „V19“, и Ti–V–микролегирани челик микролегиран је титаном и садржи 0,31%С, означен као „TiV22“. Циљ рада био је да се испитају трансформационе карактеристике средњеугљеничних микролегираних челика при континуираном хлађењу на ваздуху, директно са температуре аустенитизације, да се одреде услови постизања структуре ацикуларног ферита и да се одреде критични параметри лома цепањем на температури течног азота за ову структуру. Челици су испоручени као топловаљане шипке. Анализом микроструктура које су постигнуте при континуираном хлађењу на мирном ваздуху, директно са различитих температура аустенитизације, одређен је термички режим припреме узорака за испитивање. Припремљени узорци челика са структуром ацикуларног ферита испитивани су на температури течног азота једноосним затезањем и савијањем у четири тачке. За испитивање савијањем у четири тачке коришћене су епрувете са зарезом по Грифитсу и Овену. Температура течног азота одабрана је ради испитивања у условима потпуно кртог лома и одређивања критичног напона лома. Одређивање критичног напона лома обухвата фрактографију и моделовање савијања у четири тачке методом коначних елемената. Резултати једноосног затезног испитивања на температури течног азота послужили су као улазни подаци за моделовање. Моделовањем је израчуната расподела напона и деформација у узорку, у тренутку лома, при савијању у четири тачке.

У опсегу температура аустенитизације између 850°C и 1300°C, за припрему узорака за испитивање изабрана је температура од 1250°C. Након хлађења на мирном ваздуху са 1250°C, структура челика легираног ванадијумом и са нижим

садржајем угљеника (челик V19) састоји се од ферита, перлита и ацикуларног ферита, док се структура челика легираног титаном и ванадијумом, са вишим садржајем угљеника (челик TiV22), претежно састоји од ацикуларног ферита. Резултати испитивања савијањем у четири тачке по методи Грифитса и Овена представљени су кривама промене силе савијања са угибом, на основу којих су израчунате вредности максималне силе, момента савијања и номиналног напона у тренутку прелома. Резултати затезних испитивања на температури течног азота обрађени су тако да се могу употребити као улазни подаци за моделовање методом коначних елемената, као и за анализу деформационог понашања. Челик TiV22 (0,31% C) са структуром претежно ацикуларног ферита има границу течења од 896 МПа, која је већа у односу на границу течења челика V19 (0,26% C) са већим уделом ферита и перлита, која износи 775 МПа. Истовремено, и укупно издужење узорака челика TiV22 је веће у односу на челик V19 (10% у односу на 5%). С друге стране, челик V19 показује већи степен деформационог ојачавања на температури течног азота. Стварне криве деформације добијене регресионом анализом експерименталних вредности добијених при једноосном затезању узете су као улазни подаци за описивање деформационих особина челика при моделовању методом коначних елемената. Моделовањем је израчуната расподела највећег главног напона и највеће главне пластичне деформације дуж растојања од корена зареза на епрувети, зависно од силе савијања. Максимални напон у зони испред зареза код челика V19 износи у просеку 2440 МПа, што је интензификација напона од 3,2 вредности границе течења, а код TiV22 челика 2199 МПа, што је 2,4 вредности границе течења. Фрактографском анализом утврђен је тачан положај места на којем је настала микропрскотина, са које се проширио лом цепањем на цео узорак (место иницијације лома). Честице секундарних фаза нису детектоване на месту иницијације лома ни код једног од испитиваних узорака. Удаљеност места иницијације лома од корена зареза на епрувети за савијање је око 30  $\mu\text{m}$  код челика V19, односно приближно 40  $\mu\text{m}$  код челика TiV22. Димензије прве равни цепања, којој одговара путања прскотине кроз зрно или неколико зрна исте кристалографске приближно су исте за оба испитивана челика. Ефективни пречник прве равни цепања износи приближно 19  $\mu\text{m}$ . Очитавањем највећег главног напона са дијаграма расподеле на растојању

које одговара месту иницијације лома, одређене су вредности критичног напона лома. Средња вредност критичног напона лома челика TiV22 износи 1757 МПа (1,96 нормализовано границом течења) у односу на 1424 МПа (1,84 нормализовано границом течења) код челика V19. Корелацијом вредности критичног напона лома са димензијама прве равни цепања на површини прелома, помоћу Грифитове једначине, одређене су вредности ефективне енергије стварања слободне површине при лому цепањем. Вредност ефективне енергије површине у складу је са резултатима ранијих истраживања за челике других састава и микроструктура, и износи  $49 \text{ J/m}^2$ . Пластична деформација у зони непосредно испод зареза је далеко већа код узорак челика V19, где највећа главна пластична деформација достиже вредност 0,4 за разлику од неких 0,12 код узорак челика TiV22. Интензификација напона и величина пластичне деформације повезана је са брзином деформационог ојачавања и величином напона течења, у датим условима напонског стања. Присуство перлита у структури V19 челика доводи до повећања брзине деформационог ојачавања, у односу на TiV22 челик. Деформационо понашање директно је повезано са понашањем два испитивана челика при савијању у четири тачке на температури течног азота и резултатима моделовања методом коначних елемата. Разлика у понашању је приписана различитим структурама и саставима челика. Вредности за челике испитане у тези су на доњој граници овог интервала (челик V19 – ацикуларни ферит са значајним уделом ферита и перлита), односно на горњој граници (челик TiV22 – доминантна структура ацикуларног ферита). Разлика у добијеним вредностима је приписана ситнозрној структури челика TiV22 и великом уделу високоугаоних граница у неорганизованој насумичној кристалографској оријентацији игличасте структуре ацикуларног ферита. Овакво понашање сугерише да на температури течног азота величина зрна ацикуларног ферита има одлучујућу утицај на механизам лома цепањем. Закључено је да је лом инициран Смитовим механизмом, ломом ламела цементита у перлиту под дејством деформације и напрезања. Микромеханизам лома цепањем код испитиваних челика састоји се од секвенци: 1) пластично деформисање изазива стварање иницијалних микропрскотина, 2) на месту достизања критичног напона, микропрскотина се шири и напредује кроз цео узорак као лом цепањем.

**Кључне речи:**

Средњеугљенични микролегирани челици, ацикуларни ферит, крти лом, лом  
цепањем, микромеханизам лома, критичан напон лома

**Научна област:**

Техничке науке

**Ужа научна област:**

Металургија

UDK: 669.15-194.2

# **STRUCTURE AND FRACTURE OF MEDIUM CARBON MICROALLOYED STEELS**

## **ABSTRACT**

Two medium carbon vanadium microalloyed forging steels with different content of carbon and titanium were investigated. Broad goals were to examine transformational behavior of the steels on continuous cooling at still air directly from austenitisation temperatures, to determine optimal regime to produce predominantly acicular ferrite structure and to examine it both by means of mechanical behavior and fracture properties at liquid nitrogen temperature. Main goal was to establish micromechanism of cleavage fracture of the steels with predominantly acicular ferrite structure, and to measure critical parameters of cleavage fracture – critical fracture stress and effective fracture surface energy.

The influence of vanadium and nitrogen on microstructure and mechanical properties of medium-carbon steels has been studied by means of metallography and mechanical testing. Vanadium addition to the low nitrogen steel suppresses the formation of ferrite-pearlite following the low reheating temperatures and microstructure consists of bainitic sheaves. For high reheating temperatures, dominantly acicular ferrite structure in both the low nitrogen and the high nitrogen vanadium steels is obtained. The results suggest that vanadium in solid solution promotes the formation of bainite, whereas the effect of nitrogen is related to the precipitation of VN particles in austenite with high potency for intragranular nucleation of acicular ferrite and to the precipitation of V(C,N) particles in ferrite with high potency for precipitation strengthening. Addition of both vanadium and nitrogen considerably increases the strength level. The aim of this work was to establish deformation behaviour of two vanadium microalloyed medium carbon steels with different contents of carbon and titanium by tensile testing at 77 K. Samples were reheated at 1250°C/30 min and continuously cooled at still air. Beside acicular ferrite as dominant morphology in both microstructures, the steel with lower content of carbon and negligible amount of



titanium contains considerable fraction of grain boundary ferrite and pearlite. It was found that Ti-free steel exhibits higher strain hardening rate and significantly lower elongation at 77 K than the fully acicular ferrite steel. The difference in tensile behavior at 77 K of the two steels has been associated with the influence of the pearlite, together with higher dislocation density of acicular ferrite.

True stress-true strain curves were obtained by uniaxial testing at  $-196^{\circ}\text{C}$  and were used as input data for material definitions in finite element modeling of four point bending test at  $-196^{\circ}\text{C}$ . Distribution of maximum principal stress and principal plastic deformation were calculated by FEM. Samples of the steels examined were tested by four point bending, according to Griffiths–Owen method at  $-196^{\circ}\text{C}$ . By fractographic analysis cleavage fracture nucleation sites were detected and distance from the notch root were measured. Pairing the FEM calculations data with fractographic analysis results enabled determination of critical fracture stress, according to Griffith equation for cleavage fracture. Average value of critical fracture stresses for V19 steel was 1424 MPa (1.84 of yield stress), and for steel TiV22 1757 MPa (1.96 of yield stress). Effective energy was estimated to be  $49 \text{ J/m}^2$ . It was established that cleavage fracture initiated in the pearlite constituent by Cottrell-Smith mechanism, which involves certain amount of plastic deformation. Therefore it was concluded that beside condition for critical fracture stress to be reached, plastic deformation is necessary for microcrack to be nucleated. Differences in measured values of critical fracture stress and plastic deformation was ascribed to the differences in yield strength and strain hardening rates in the steels examined. Prominent feature of the steel TiV22, with predominantly acicular ferrite structure is notably higher value of effective surface energy, which was ascribed to the effect of fine interlocked structure of acicular ferrite. It seemed that grain size could have influence even in conditions for pure cleavage fracture at liquid nitrogen temperature.

**Keywords:**

Medium carbon microalloyed steels, forging steels, acicular ferrite, cleavage fracture, brittle fracture, fracture micromechanism, critical fracture stress

**Scientific field:**

Technical Sciences

**Specific Scientific field:**

Metallurgy

UDK: 669.15-194.2

# САДРЖАЈ

<b>1. УВОД</b> .....	<b>1</b>
<b>2. ПРЕТХОДНА ИСТРАЖИВАЊА</b> .....	<b>4</b>
2.1. ФИЗИЧКА МЕТАЛУРГИЈА СРЕДЊЕУГЉЕНИЧНИХ МИКРОЛЕГИРАНИХ ЧЕЛИКА .	4
2.1.1. Структура средњеугљеничних микролегираних челика .....	4
2.1.2. Трансформационе карактеристике .....	15
2.1.2.1. Утицај легирајућих елемената на трансформационе карактеристике .....	15
2.1.2.2. Утицај микролегирајућих елемената на трансформацију аустенита.....	26
2.1.3. Чврстоћа и жилавост средњеугљеничних микролегираних челика ....	35
2.2. ЛОМ У СРЕДЊЕУГЉЕНИЧНИМ МИКРОЛЕГИРАНИМ ЧЕЛИЦИМА .....	47
2.3.1. Критичан напон кртог лома .....	47
2.3.2. Механизам кртог лома .....	48
2.3.3. Микроструктурни аспекти кртог лома .....	53
<b>3. ЕКСПЕРИМЕНТАЛНИ ДЕО</b> .....	<b>60</b>
3.1. МАТЕРИЈАЛ.....	60
3.2. ТЕРМИЧКА ОБРАДА УЗОРАКА .....	61
3.2.1. Хомогенизација.....	61
3.2.2. Одређивање режима аустенитизације узорака за испитивање .....	61
3.2.3. Аустенитизација узорака за испитивање.....	62
3.3. МИКРОСТРУКТУРНА ИСПИТИВАЊА .....	62
3.4. ИСПИТИВАЊЕ САВИЈАЊЕМ У ЧЕТИРИ ТАЧКЕ.....	64
3.5. ИСПИТИВАЊЕ ЈЕДНООСНИМ ЗАТЕЗАЊЕМ.....	65
3.5.1. Испитивање на температури течног азота .....	65
3.5.2. Нумеричка обрада деформационих кривих .....	66
3.6. ИСПИТИВАЊЕ УДАРНЕ ЖИЛАВОСТИ ПО ШАРПИЈУ .....	67
3.7. ФРАКТОГРАФИЈА – АНАЛИЗА ПОВРШИНЕ ПРЕЛОМА .....	67
3.8. МОДЕЛОВАЊЕ ИСПИТИВАЊА САВИЈАЊЕМ У ЧЕТИРИ ТАЧКЕ МЕТОДОМ КОНАЧНИХ ЕЛЕМЕНАТА .....	68

3.9. ОДРЕЂИВАЊЕ НАПОНА ЛОМА .....	71
<b>4. РЕЗУЛТАТИ.....</b>	<b>74</b>
4.1. ПОЛАЗНО АУСТЕНИТНО ЗРНО.....	74
4.2. РАЗЛАГАЊЕ АУСТЕНИТА ПРИ КОНТИНУИРАНОМ ХЛАЂЕЊУ .....	75
4.2.1. Микроструктура челика V19 .....	75
4.2.2. Микроструктура челика TiV22 .....	81
4.3. ЗАТЕЗНА ИСПИТИВАЊА НА -196°C .....	87
4.3.1. Челик V19.....	87
4.3.2. Челик TiV22.....	89
4.4. УДАРНА ЖИЛАВОСТ НА -196°C .....	93
4.5. САВИЈАЊЕ У ЧЕТИРИ ТАЧКЕ .....	95
4.6. ФРАКТОГРАФИЈЕ .....	97
4.5.1. Фрактографије узорака челика V19.....	97
4.5.2. Фрактографије узорака челика TiV22.....	116
4.7. КРИТИЧАН НАПОН ЛОМА.....	129
<b>5. ДИСКУСИЈА .....</b>	<b>142</b>
5.1. СТРУКТУРА И ТРАНСФОРМАЦИОНЕ КАРАКТЕРИСТИКЕ .....	142
5.2. МЕХАНИЧКЕ ОСОБИНЕ .....	146
5.3. МИКРОМЕХАНИЗАМ ЛОМА ЦЕПАЊЕМ.....	150
<b>6. ЗАКЉУЧАК.....</b>	<b>162</b>
<b>7. ЛИТЕРАТУРА .....</b>	<b>165</b>

## 1. УВОД

Средњеугљенични микролегирани челици за ковање развијани су са циљем да замене класичне челике за ковање, чије се коначне механичке особине постижу каљењем и отпуштањем. Ови челици користе се за производњу делова конструкција и машина, који захтевају пре свега високу чврстоћу. Потреба за смањењем трошкова производње довели су до развоја микролегираних челика за ковање, код којих се захтеване механичке особине постижу хлађењем на ваздуху директно са завршних температура ковања. На тај начин, избегава се поступак каљења и отпуштања, чиме се елиминишу трошкови посебне термичке обраде, као и повезани додатни трошкови манипулације и складиштења отковака [1].

Први средњеугљенични микролегирани челици за ковање произведени су средином седамдесетих, али интензиван развој ових челика започиње тек осамдесетих година двадесетог века [2]. Микролегирани челици се базирају на малим додацима ванадијума, ниобијума и/или титана. Поред нешто већег садржаја угљеника у односу на каљене и отпуштане челике за ковање, висока чврстоћа код континуирано хлађених микролегираних челика постиже се пре свега додатком ванадијума, и то механизмом дисперзног ојачавања честицама ванадијум-карбо-нитрида, које се таложе у фериту током хлађења са температуре топлог ковања. Сличну улогу има и додаток ниобијума, с тим што ниобијум-нитриди могу допринети и рафинацији микроструктуре спречавањем раста аустенитних зрна на температурама прогревања комада пре ковања [2,3].

Код феритно-перлитних континуирано хлађених средњеугљеничних микролегираних челика постигнута је задовољавајућа чврстоћа захваљујући додатку ванадијума. Међутим, ударна жилавост је знатно нижа, у односу на класичне каљене и отпуштане челике. Једина могућност да се повећа жилавост материјала, уз задржавање истог нивоа чврстоће, јесте рафинација структуре. Рафинација феритно-перлитне структуре континуирано хлађених челика могућа је контролом величине аустенитног зрна. Главну улогу у контроли величине аустенитног зрна има додаток титана. Честице титанијум-нитрида се издвајају приликом очвршћавања челика и тешко су растворне на температурама топле

прераде, што их чини најефикаснијим у блокирању раста аустенитног зрна [4]. Истовремено, неизбежне су и крупне честице титан-нитрида, које нису ефикасне у блокади граница аустенитног зрна, а представљају преферентна места за нуклеацију микропрскотина и иницијацију лома цепањем [5]. Надаље, захтеви произвођача компоненти, посебно у ауто-индустрији, да се ради уштеде енергије смањи маса машина и конструкција, имплицира смањење димензија кованих делова, а тиме и додатно повећање њихове жилавости.

Највећу жилавост показује фина феритно-перлитна структура, коју је могуће постићи применом нижих температура ковања или убрзаног хлађења са температуре ковања, што је опет скопчано са повећаним трошковима производње. Другачији приступ је примењен код средњеугљеничних микролегираних челика новије генерације, код којих се при континуираном хлађењу са температура топле прераде, уместо феритно-перлитне структуре постиже беинитна структура. Повећањем садржаја мангана и малим додатком хрома и молибдена повећава се прокаљивост ових челика, тако да се аустенит при хлађењу на ваздуху трансформише у беинит [1,6]. Беинитну структуру, која се састоји од снопова финих плочица беинитног ферита исте кристалографске оријентације, карактерише висока чврстоћа, али и веома ниска жилавост. Зависно од хемијског састава челика и избора термо-механичког режима прераде, у истом опсегу брзина хлађења, могуће је постићи структуру ацикуларног ферита, која је знатно повољнија са становишта жилавости. Она се састоји од веома финих испреплетаних плочица и штапића ферита, насумичне кристалографске оријентације [7]. Показало се да оваква микроструктура доноси повећање жилавости у односу на континуирано хлађене беинитне или феритно-перлитне структуре. Претпоставља се да је разлог томе велика густина граница под великим углом, које представљају ефикасне препреке распростирању микропрскотина [8].

Микромеханизам кртог лома одвија се у три стадијума: 1) настајање микропрскотине ломом крте карбидне/нитридне честице под утицајем напрезања, 2) распростирање микропрскотине кроз границу између честице и основе, и 3) напредовање прскотине кроз границе зрна [9]. Критичан напон за лом цепањем и ефективна енергија површине, настале ломом цепањем, експериментално су одређени за низ различитих микроструктура, али за струкутру ацикуларног

ферита подаци у литератури су веома ретки. Критичан напон лома и ефективна енергија површине се користе у моделима развијеним за предвиђање појаве кртог лома. Један од проблема који се при томе јавља је дефинисање критичног стадијума у укупном микромеханизму кртог лома [10]. Код феритно-перлитних и беинитних средњеугљеничних микролегираних челика, крти лом започиње готово искључиво нуклеацијом микропрскотина ломом честица титан-нитрида. На температури течног азота ( $-196^{\circ}\text{C}$ ), напон потребан за лом ових честица (први стадијум кртог лома), или за распростирање микропрскотине (други стадијум кртог лома), већи је од напона за распростирање микропрскотине кроз основу (трећи стадијум), па је критичан стадијум нуклеација иницијалне микропрскотине ломом честице титан-нитрида [11]. Према многим истраживачима, тада величина зрна не утиче на одвијање механизма лома цепањем [11–13]. Међутим, када је у питању ацикуларни ферит, показало се да ове честице на неки начин не учествују у иницијацији кртог лома, чак ни на температури течног азота, када се лом одвија у потпуности кртим механизмом [14].

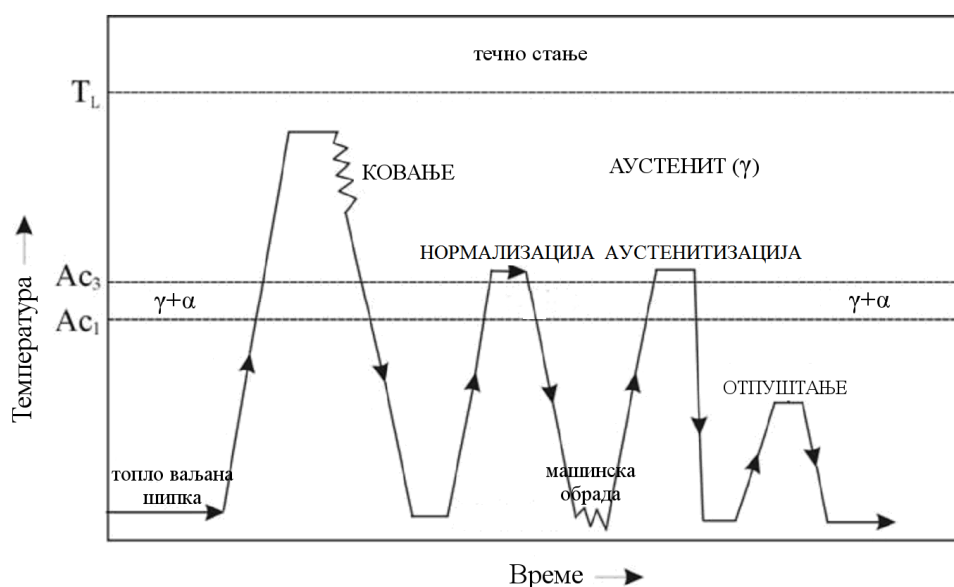
Главни циљ овог рада стога је да се утврди микромеханизам лома цепањем код средњеугљеничних микролегираних челика са структуром ацикуларног ферита и да се израчунају критичан напон лома и ефективна енергија површине. Истовремено, са становишта могућности постизања структуре ацикуларног ферита при континуираном хлађењу са температуре аустенитизације, неопходно је размотрити и утицај легирајућих елемената, температуре аустенитизације и величине аустенитног зрна на трансформационе карактеристике средњеугљеничних микролегираних челика.

## 2. ПРЕТХОДНА ИСТРАЖИВАЊА

### 2.1. ФИЗИЧКА МЕТАЛУРГИЈА СРЕДЊЕУГЉЕНИЧНИХ МИКРОЛЕГИРАНИХ ЧЕЛИКА

#### 2.1.1. Структура средњеугљеничних микролегираних челика

Класичан поступак ковања средњеугљеничних челика подразумева накнадно каљење и отпуштање, чиме се постиже микроструктура која се састоји од ферита и перлита. Микролегирајући елементи, ванадијум, ниобијум и титан, додати су у циљу рафинације феритно-перлитне структуре и таложног ојачавања. Главни мотив додатка титана је контрола величине аустенитног зрна на температурама топлог ковања. Присуство микролегирајућих елемената утиче и на прокаљивост и трансформационо понашање ових челика. У структури микролегираних челика, поред ферита и перлита, могу настати и беинит, Видманштетенов ферит (*Widmanstätten*), ацикуларни ферит, заостали аустенит, аустенитно–мартензитни конституент (А/ М) и мартензит. Шема класичног процеса ковања приказана је на слици 2.1.

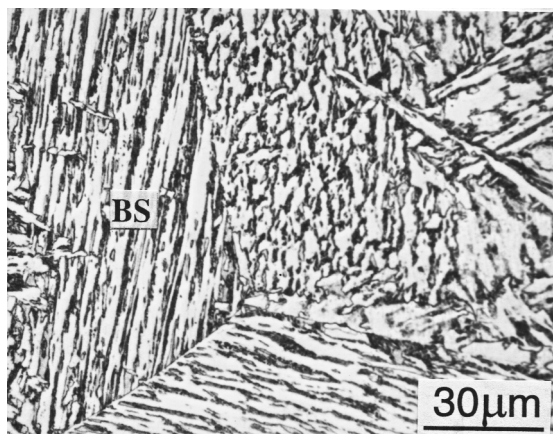


Слика 2.1. Шема термо-механичког режима класичног поступка ковања [1].



Беинији

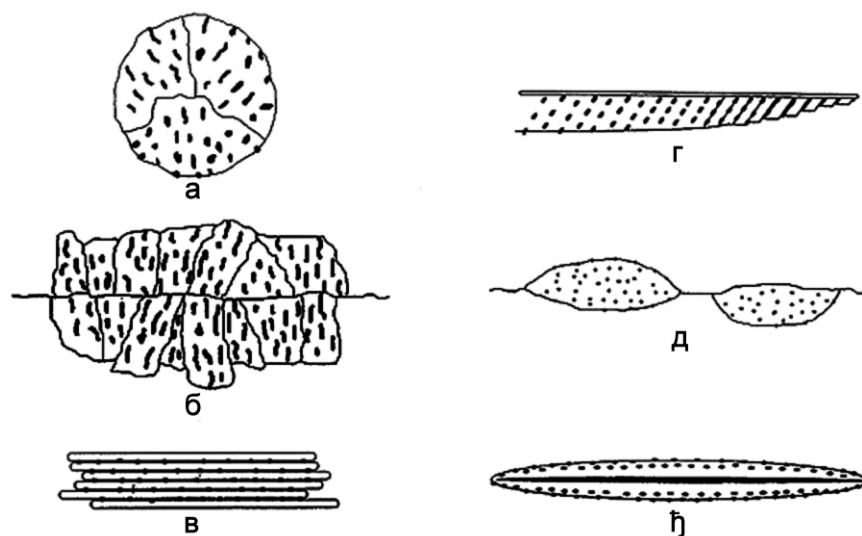
Према дефиницији, коју је предложио Аронсон (*Aaronson*), беинити су агрегати паралелних феритних плочица који расту са граница аустенитног зрна и садрже дисперзију цементита, без ламеларне структуре, и алтернативно са издуженим паралелним острвцима заосталог аустенита или мартензита и аустенита (М/А микроконституент) [15]. Пример беинитне структуре код континуирано хлађеног средњеугљеничног челика микролегираног ванадијумом приказан је на слици 2.2 – снопови беинитних плочица/штапића, нуклеирани на границама аустенитног зрна [16]. Иако и данас постоје недоумице у погледу механизма настанка беинита, дефиниција коју је предложио Аронсон (*Aaronson*) [15], опште узевши је и данас прихваћена, посматрано на нивоу светлосне микроскопије. Постојање низа сложених морфологија ферита међутим, доводи у питање овај начин формулисања беинита. Као што ће даље бити разматрано, данас још нема потпуне сагласности око тога да ли и ове морфологије, као што су Видманштетенов ферит, грануларни беинит, ферити у облику блокова или ацикуларни ферит, припадају беинитима.



**Слика 2.2.** Беинитни снопови („BS“, континуирано хлађени средњеугљенични ванадијум микролегирани челик) [16].

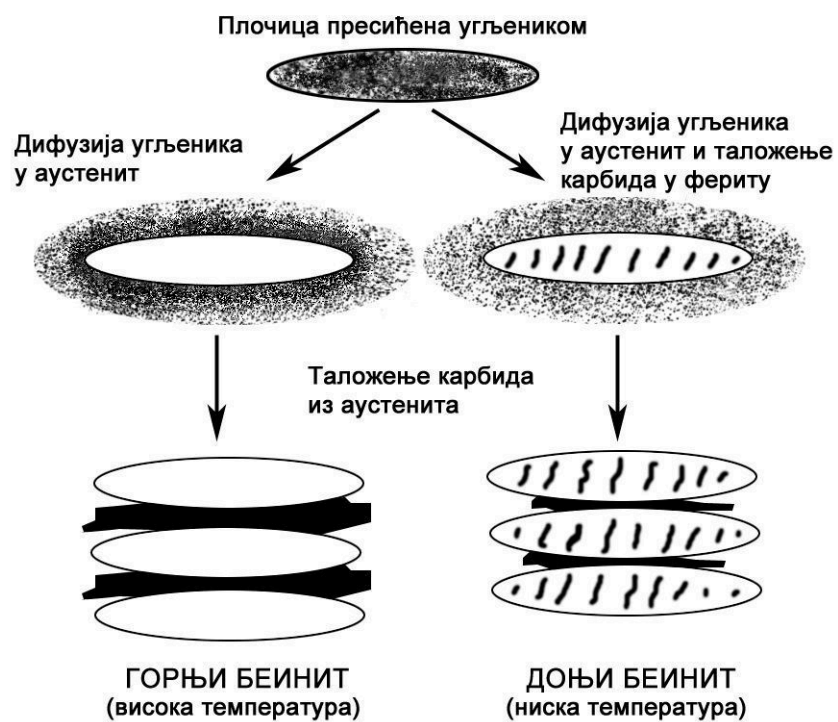
Морфологије беинија које настају изотермално

Различите морфологије беинита које могу настати изотермалним разлагањем аустенита различитих железних легура и челика, од ултра нискоугљеничних до надеутектоидних представљају основ класификације коју су предложили Рејнолдс, Аронсон и Спанос (*Reynolds, Aaronson, Spanos*, слика 2.3) [17].

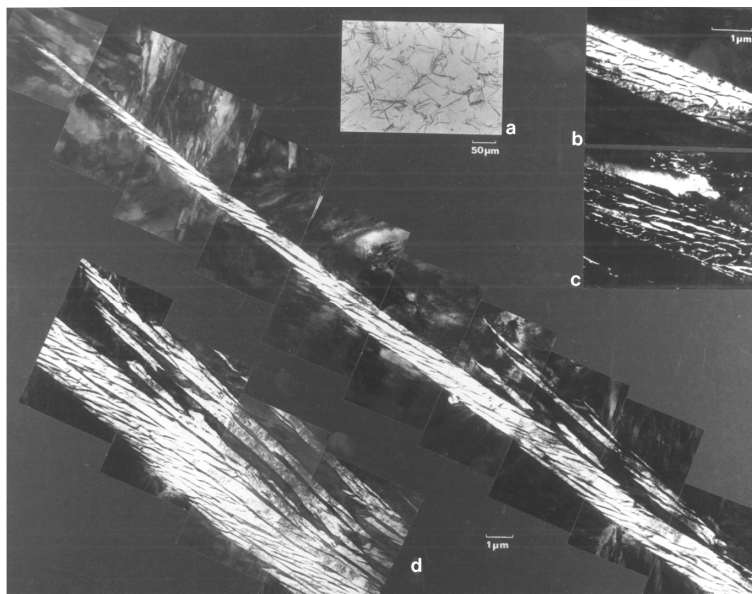


**Слика 2.3.** Класификација изотермалних морфологија беинита: а) нодуларни беинит, б) стубасти беинит, в) горњи беинит, г) доњи беинит, д) беинит у облику граничног алотриоморфа, ђ) инверзни беинит [17].

Од представљених типова беинита, на слици 2.3, у литератури су заправо опште прихваћени само горњи и доњи беинит [18,7]. Подела на горњи и доњи беинит поред тога што се уклапа у Аронсонову дефиницију беинита, одговара и запаженим разликама у њиховим механичким особинама [7], али се морфолошке тешко могу разликовати под светлосним микроскопом. Шема настајања горњег и доњег беинита и основне морфолошке разлике приказане су на слици 2.4. Горњи беинит настаје на вишим температурама изотермалне трансформације аустенита и састоји се од снопова феритних плочица без карбида, између којих је дисконтинуирано исталожено цементит. На нижим температурама трансформације настаје доњи беинит, који се састоји од снопова плочица ферита унутар којих су, исталожене ситне честице карбида. Честице карбида унутар плочица беинита обично су распоређене у низовима под углом од  $55-60^\circ$  у односу на подужну осу плочице (слика 2.3). Изглед горњег беинита снимљеног трансмисионом електронском микроскопијом приказан је на слици 2.5.



Слика 2.4. Шематски приказ настајања горњег и доњег беинита [19].



Слика 2.5. Трансмисиона електронска микроскопија снопа штапића горњег беинита; делимично трансформисана легура Fe-0,43C-2Si-3Mn [7].

Морфологије беинита које настају при континуираном хлађењу

Беинитна реакција при континуираном хлађењу одвија се у широком опсегу брзина хлађења, од неколико степени у минути до реда величине стотину степени у минути [20]. Зависно од брзине хлађења, на различитим температурама може настати више различитих морфологија. Тако је могуће да се у истој структури нађу и горњи и доњи беинит. Осим тога, за континуирано хлађене челике карактеристична је појава и других морфологија, као што је грануларни беинит, што отежава свеобухватну класификацију беинита. Пример грануларног беинита дат је на слици 2.6. Ово је беинит без карбида, којег карактеришу острвца заосталог аустенита или М/А конституента. Беинит без карбида јавља се и код нискоугљеничних челика са повећаним садржајем силицијума [21].

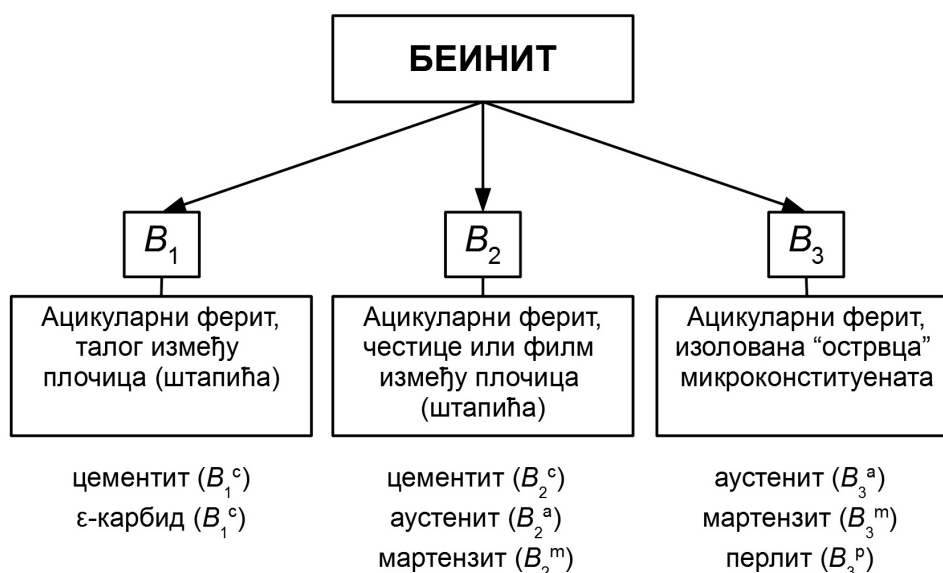


Слика 2.6. Грануларни беинит [21].

Према Охморију (*Ohmori*) [22] беинити се могу сврстати у три категорије, које су означене са VI, VII и VIII. VI одговара беиниту без карбида, који настаје први при хлађењу и састоји се увек од штапића ферита, између којих су острвца заосталог аустенита. Код беинита VII карбиди су распоређени између плочица беинита, што одговара практично горњем беиниту, док је VIII аналоган доњем

беиниту, код којег су карбиди дисперговани и унутар феритних плочица, односно штапића.

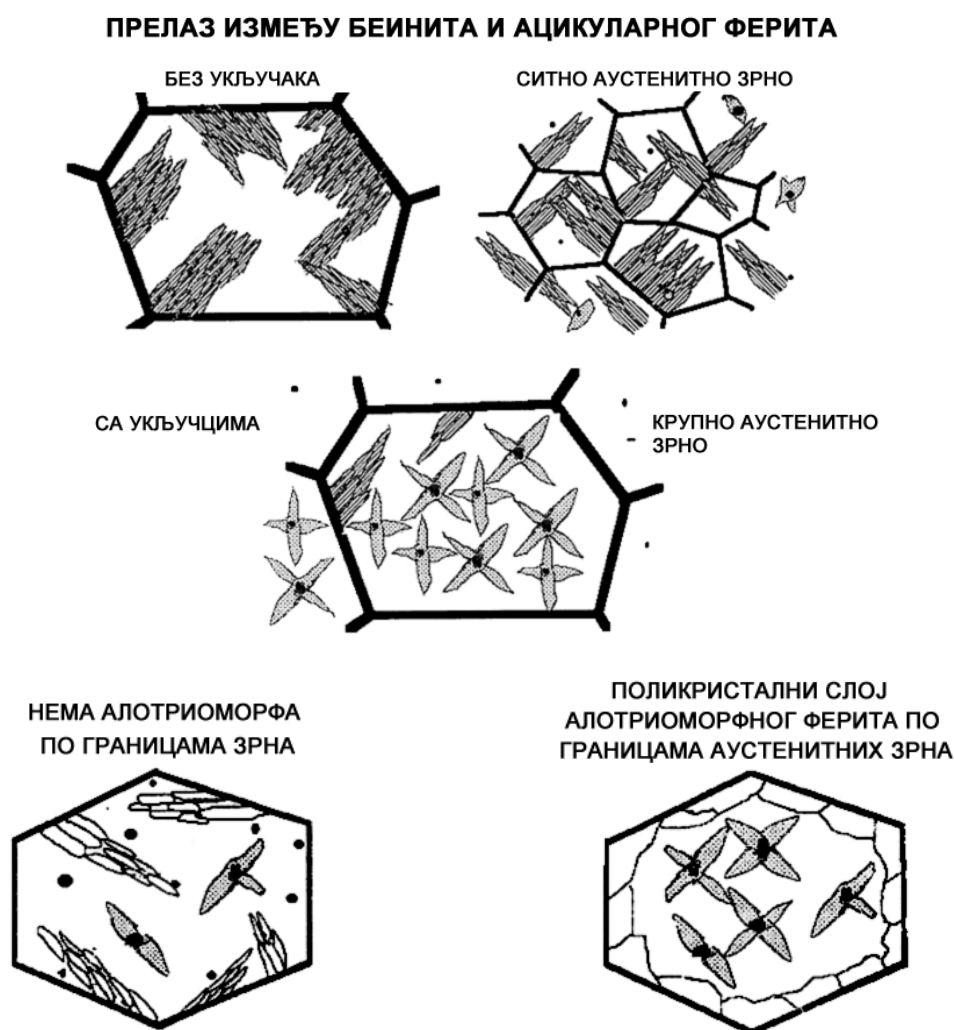
Нешто ширу класификацију су предложили Бремфит и Спир (*Bremfit, Speer*, [20]), која обухвата и грануларни беинит. Комплетна шема приказана је на слици 2.7.



Слика 2.7. Класификација беинита по Бремфиту и Спиру [20].

Ни шема по Бремфиту и Спиру, иако је сматрана најсвеобухватнијом [21], не узима у обзир све запажене морфологије ферита. Најважнија међу њима је свакако ацикуларни ферит. Ацикуларни ферит карактеришу интрагрануларно нуклеиране међусобно укрштене феритне плочице, које се простиру у више праваца. Ацикуларни ферит је прво запажен у шаву заварених спојева нискоугљеничних челика [23] и код нискоугљеничних микролегираних челика [24,25]. Ацикуларни ферит је потом запажен као доминантна морфологија и у континуирано хлађеним средњеугљеничним микролегираним челицима [26,27]. Сматра се да је ацикуларни ферит заправо интрагрануларно нуклеирани беинит [7]. Постоје мишљења и да је у питању интрагрануларно нуклеирани Видманштетенов ферит, пре свега зато што је температура почетка стварања ацикуларног ферита нешто нижа него беинита [28]. Интрагрануларни Видманштетенов ферит такође се јавља у облику плочица ферита, које су увек крупније од беинитних. Оно што се види на светлосном микроскопу као груба плочица интрагрануларног Видманштетеновог

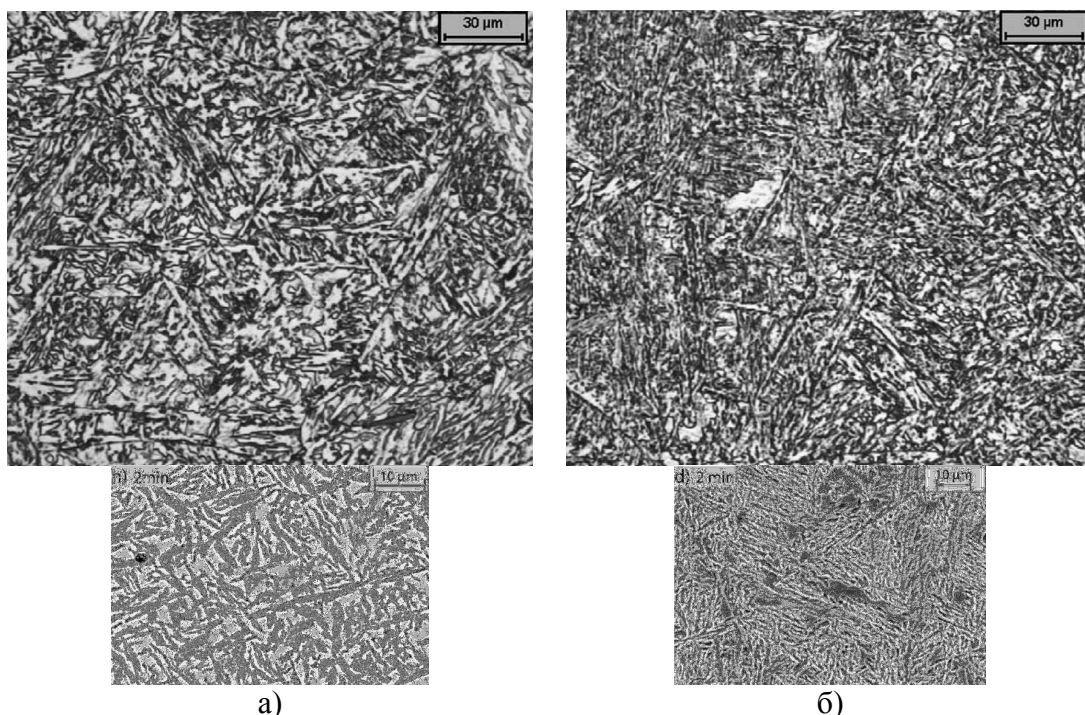
ферита, у ствари је агломерат парова плочица [29]. Данас преовладава прво мишљење, да је ацикуларни ферит интрагрануларно нуклеирани беинит. У прилог томе иде и доказ Странцвуда и Бадешије (*Strangwood, Bhadeshia*) да се контролом места нуклеације, уместо са границе аустенитног зрна у унутрашњости зрна на честицама секундарних фаза, мења и морфологија од беинита ка ацикуларном фериту [30]. Промена структуре беинитног ферита са променом типа места повољног за стварање клица нове фазе приказана је шематски на слици 2.8.



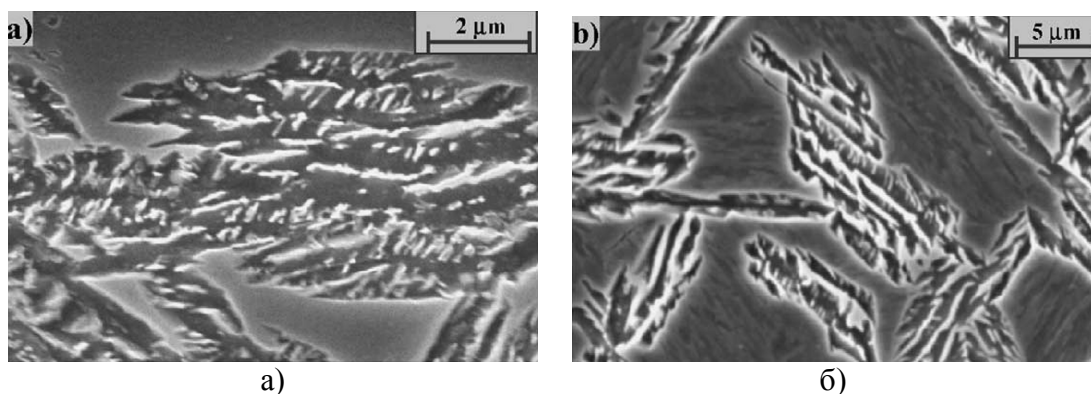
**Слика 2.8.** Шематски приказ промене морфологије ферита између беинитног и ацикуларног, зависно од места нуклеације [7].

У прилог тврдњи да ацикуларни ферит представља интрагрануларно нуклеиран беинит иду и налази о изотермалном стварању ацикуларног ферита [31-33]. При томе поједини аутори праве јасну разлику између изотермалних

морфологија горњег и доњег ацикуларног ферита, аналогно беиниту [34,35]. Горњи ацикуларни ферит састоји се од међусобно испреплетаних плочица ферита које се простиру у више праваца, као што је већ описано у случају континуирано хлађених морфологија (слика 2.9 а). Настаје на вишим температурама изотермалне трансформације, приближно  $500^{\circ}\text{C}$ . На ниским температурама изотермане трансформације, негде око  $400^{\circ}\text{C}$  и нижим, настаје морфологија ацикуларног ферита, која је по аналогiji са беинитима названа доњи ацикуларни ферит. Доњи ацикуларни ферит карактеришу интрагрануларно нуклеирани снопови паралелних плочица ферита (слика 2.9 б). Ови снопови ферита су пак међусобно оријентисани у различитим правцима, а како су настали интрагрануларно, аутори су закључили да их је практичније ипак назвати ацикуларним феритом, а не беинитима. На сличност са доњим беинитом указује и расподела карбида унутар појединачних плочица ферита, као што је приказано на слици 2.10.

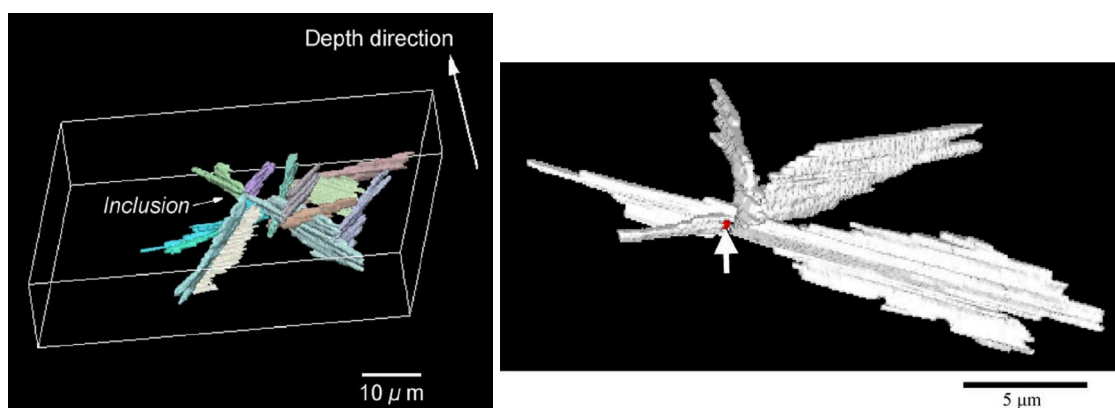


**Слика 2.9.** Изглед ацикуларног ферита добијеног изотермалним разлагањем аустенита: а) на  $500^{\circ}\text{C}$ , горњи ацикуларни ферит, б) на  $450^{\circ}\text{C}$ , доњи ацикуларни ферит [34]. Микрофотографије у горњем реду начињене су светлосном микроскопијом, а у доњем реду је дат детаљ микроструктуре снимљен помоћу С.Е.М.



**Слика 2.10.** Скенинг електронска микроскопија ацикуларног ферита добијеног изотермално: а) 500°C, горњи ацикуларни ферит, б) 450°C, доњи ацикуларни ферит [34].

На слици 2.11 је тродимензионални изглед ацикуларног ферита, који је реконструисан помоћу рачунара и великог броја снимака низа паралелних исечака по пресеку узорка нискоугљеничног челика легираног титаном, након аустенитизације и изотермалног разлагања на 570°C [36,37]. На основу ове реконструкције аутори су утврдили да је морфологија ацикуларног ферита штапићаста или плочаста, али не и игличаста, како то имплицира сам назив (ацикуларни – игличасти). Дужина штапића, односно плочица ацикуларног ферита је реда величине неколико до десет микрона, док је измерена дебљина мања од неколико микрона.



**Слика 2.11.** Рачунарска реконструкција морфологије ацикуларног ферита у три димензије [37].

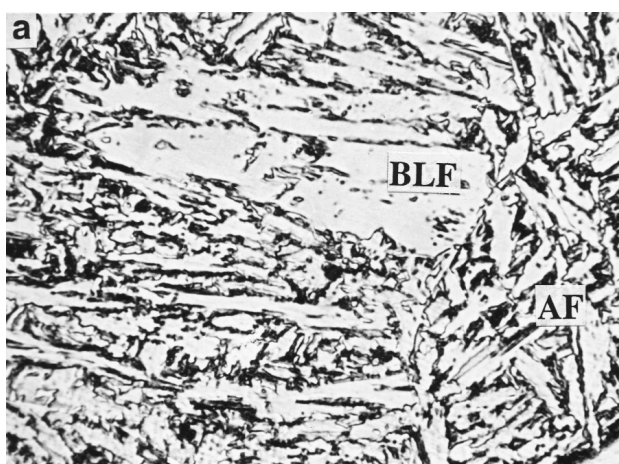


Дегенерисани Видманштетенов ферит

При континуираном хлађењу средњеугљеничних микролегираних челика јављају се и накупине приближно паралелних плочица ферита неправилних граница, као на слици 2.12. Ово је такође беинитни ферит који се назива дегенерисани Видманштетенов ферит, због сличности са Видманштетеновом морфологијом. Настаје нуклеацијом на граничним феритима као секундарне бочне плочице, али даље расте симпатетичком нуклеацијом, односно свака следећа плочица нуклеира на претходној [18,27]. На тај начин настају плочице ферита међусобно повезане у простору.



Слика 2.12. Дегенерисани Видманштетенов ферит (DWF); светлосна микроскопија,  $\times 800$  [16].



Слика 2.13. Блокови ферита (BLF); светлосна микроскопија,  $\times 800$  [16].

### Блокови ферита

Блокови ферита запажени су у континуирано хлађеним средњеугљеничним челицима легираним титаном и молибденом (слика 2.13). У питању су у ствари групе феритних плочица које су међусобно срасле коалесценцијом, па се границе међу њима не виде на светлосном микроскопу или се тек назиреу [27]. Ова морфологија беинита јавља се упоредо са другим беинитним морфологијама, као што су беинитни снопови или ацикуларни ферит.

### Проеутектоидни ферити (Дубеова класификација)

Различите морфологије проеутектоидног ферита разврстане су у неколико категорија, према класификацији Дубеа (*Dubé*) [38], а то су: гранични алотриоморфи, Видманштетенове бочне плочице, Видманштетенов тестерасти ферит и идиоморфи и интрагрануларне Видманштетенове плочице (слика 2.14).

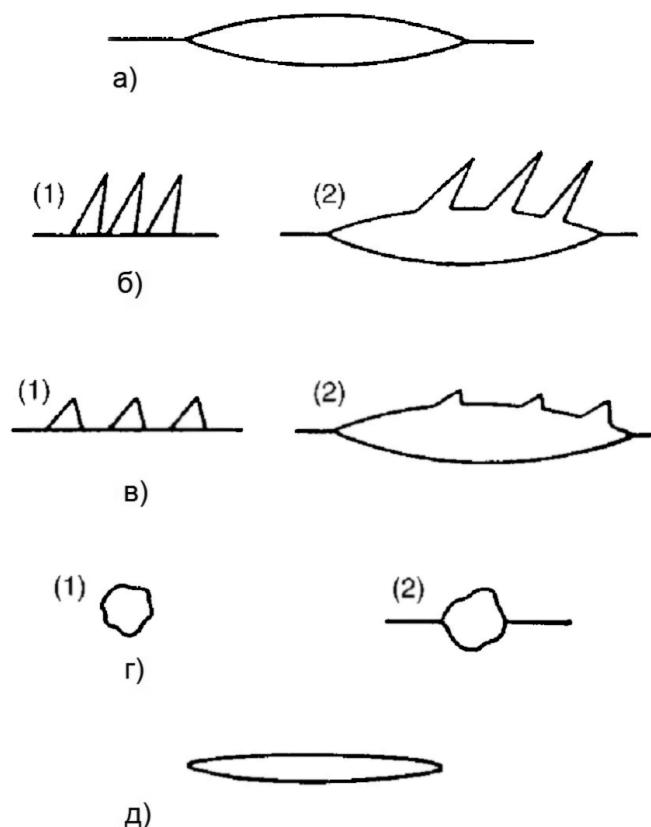
**Гранични алотриоморфи** (слика 2.14а) су феритна зрна која настају нуклеацијом на граници полазног аустенитног зрна и расту дуж ње.

**Видманштетенове бочне плочице** (слика 2.14б), феритна зрна у облику плочица или иглица, који расту са границе аустенитног зрна ка унутрашњости. Могу бити примарне (слика 2.14б (1)), које расту директно са границе аустенитног зрна, и секундарне, које расту са већ присутних феритних зрна, обично алотриоморфа (слика 2.14б (2)).

**Видманштетенова тестера** (слика 2.14в), кристали ферита у пресеку троугластог облика, који расту са границе зрна. Могу бити примарни (слика 2.14в (1)) и секундарни (слика 2.14в (2)), као у претходном случају.

**Идиоморфи** су полигонални кристали (слика 2.14г), који могу настати и на граници (слика 2.14г (2)) и унутар аустенитног зрна (слика 2.14г (1)).

**Интрагрануларне Видманштетенове плочице**, или иглице које се формирају у унутрашњости аустенитног зрна (слика 2.14д).



**Слика 2.14.** Дубеова класификација ферита: а) Гранични алотриоморфи, б) Видманштетенове бочне плочице, в) Видманштетенова тестера, г) Идиоморфи, д) Интрагрануларне Видманштетенове плочице [39].

## 2.1.2. Трансформационе карактеристике

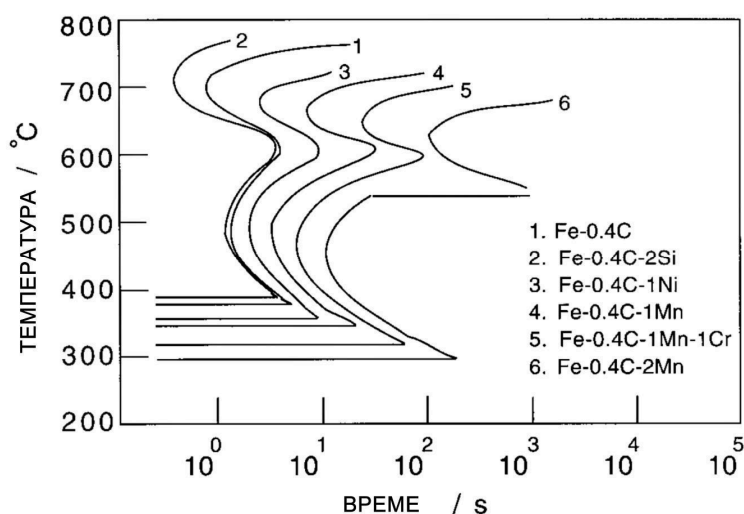
### 2.1.2.1. Утицај легирајућих елемената на трансформационе карактеристике

#### Дијаграми изотермалног разлагања

Дијаграми изотермалног разлагања у највећем броју случајева приказују две „С“ криве. Једна је на вишим температурама и обележава почетак дифузијом контролисаних реакција трансформације аустенита у ферит или перлит. Друга је на нижим температурама, где је дифузија отежана, која означава почетак трансформације у беинит. Данас још нема пуне сагласности око механизма беинитне трансформације, али је јасно да је по многим карактеристикама слична мартензитној трансформацији, јер подразумева премештање атома жезла на мала растојања, механизмом смицања, односно бездифузиону промену облика

кристалне решетке. Мартензитна трансформација је представљена равном линијом на дијаграму изотермалног разлагања (слика 2.15).

Легирајући елементи снижавају покретачку силу за разлагање аустенита, што се на дијаграму изотермалног разлагања одражава померање „С“ криве ка дужим временима, као што је илустровано на слици 2.15. Њихов утицај је више изражен у области дифузијом контролисаних реакција, на вишим температурама, па су горње линије више померене у десно.



**Слика 2.15.** Рачунски конструисане криве изотермалног разлагања за челике различитог састава [7].

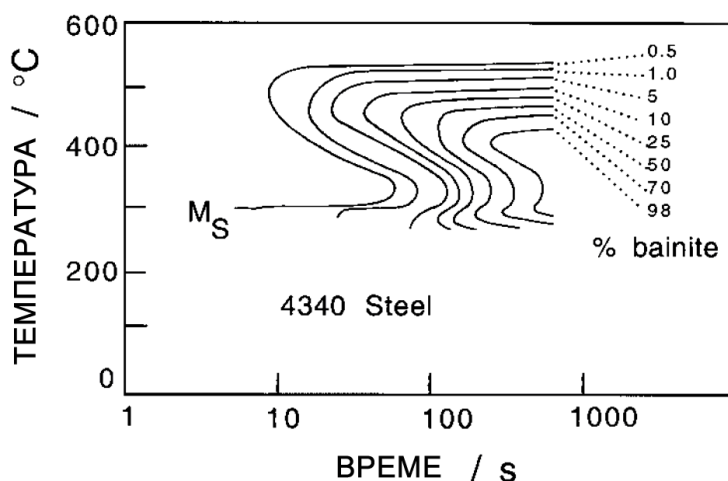
Утицај легирајућих елемената на температуру за почетак стварања беинита квантитативно је изражен емпиријском једанчином, која је одређена изотермалном трансформацијом великог броја узорака челика различитог хемијског састава [40]:

$$B_S = 830 - 270w_C - 90w_{Mn} - 37w_{Ni} - 70w_{Cr} - 83w_{Mo} \text{ [}^\circ\text{C]} \quad (2.1)$$

где је  $w$  – процентуални масени удео легирајућег елемента у чврстом раствору аустенита.

„С“ криве ферита и беинита могу да се делимично преклапају (крива 1 на слици 2.15). Са повећањем садржаја легирајућих елемената ове области се постепено раздвајају и при одређеној концентрацији потпуно су раздвојене. При томе се запажа да је беинитна област оивичена са горње стране хоризонталном линијом. Испод ове линије трансформација је бездифузиона, односно представља

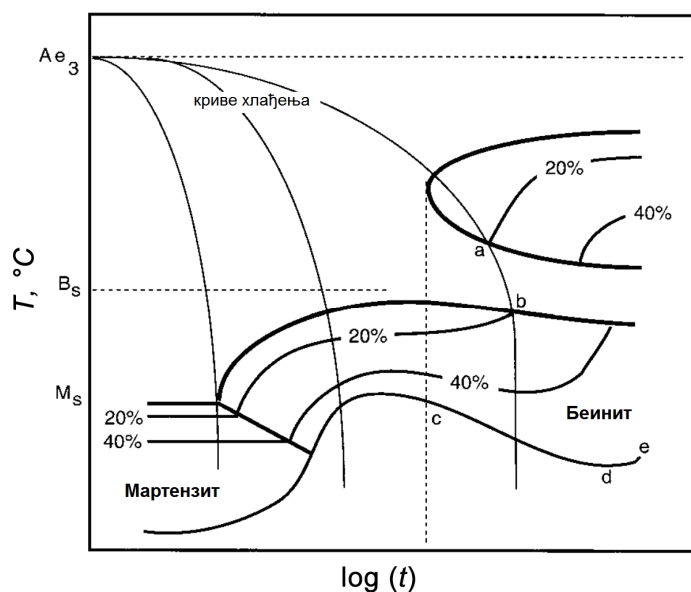
најнижу температуру на којој је могућа дифузиона (реконструктивна) трансформација. Пример потпуно засебне беинитне области на дијаграму изотермалног разлагања дат је на слици 2.16.



Слика 2.16. Дијаграм изотермалног разлагања за челик са 0,39%С, 0,70%Mn, 1,7%Ni, 0,76%Cr, 0,2%Mo, 0,28%Si, 0,22%Cu [41]

#### Дијаграм континуираног хлађења

У индустријској пракси изотермално разлагање аустенита није уобичајено, па дијаграми континуираног хлађења имају далеко већи практичан значај. Шематски приказ једног дијаграма континуираног хлађења дат је на слици 2.17.

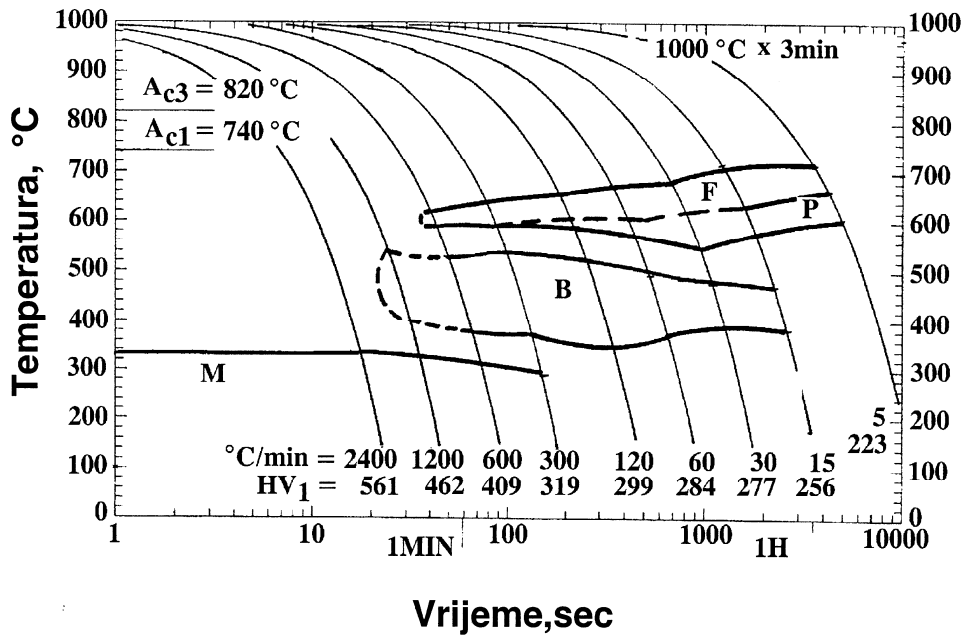


Слика 2.17. Скица дијаграма континуираног хлађења [7].

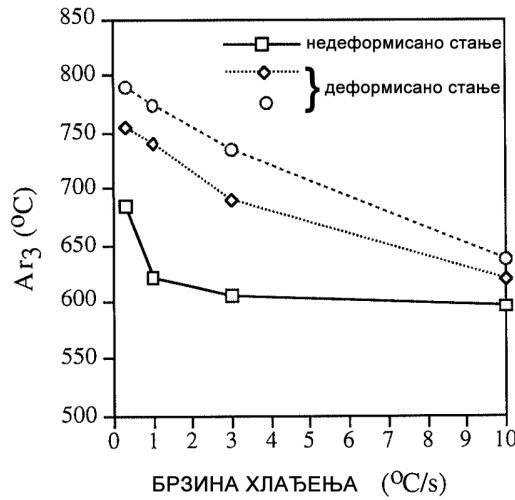
Слично дијаграму изотермалног разлагања и овде су линијама раздвојене различите фазне области. Међутим, при континуираном хлађењу из аустенитног подручја микролегирани челици пролазе кроз низ сложених трансформација, зависно од брзине хлађења. Најпре се уочава да линија почетка мартензитне реакције показује пад у области где почиње стварање беинита. Беинитна реакција повећава садржај угљеника у околном аустениту, чиме га стабилише, услед чега долази до одлагања почетка мартензитне реакције ка нижим температурама. Свака дифузиона трансформација, поред издвајања нове фазе измењене структуре и састава има за последицу и промену састава полазне фазе – аустенита. Свако повећање садржаја легирајућих елемената и нарочито угљеника доводи до повећања стабилности аустенита, тј. снижава се температура до које је тај измењени аустенит стабилан. Према тома, свака трансформација која мења хемијски састав аустенита утиче на остале трансформације које следе на нижим температурама при континуираном хлађењу. Из истог разлога долази до снижења температуре почетка беинитне реакције, када јој претходи издвајање ферита и перлита. Линија стварања беинита иначе има тенденцију да са смањењем брзине хлађења тежи асимптотски ка вредности  $B_S$ . Са почетком стварања ферита мења се састав аустенита и беинитна реакција започиње на нижим температурама, што се на дијаграму континуираног хлађења запажа као пад на кривој која одваја беинитну област. Поред тога, у области мањих брзина хлађења беинитна област се сужава, то јест беинитна реакција се одиграва брже.

Области ферита и перлита са једне стране и беинита са друге су раздвојене код средњеугљеничних челика. Пример дијаграма континуираног хлађења за један микролегирани средњеугљенични челик дат је на слици 2.18 [16].

Са повећањем брзине хлађења,  $A_{T3}$  температура опада (слика 2.19). Веће потхлађење, већа покретачка сила за трансформацију, резултује повећаном брзином нуклеације и већим бројем нуклеуса нове фазе. Резултат је ситније зрно проеутектоидног ферита, рафинација беинита, већа дисперзија честица секундарних фаза и већа густина дислокација [42].



Слика 2.18. Дијаграм континуираног хлађења за средњеугљенични челик микролегиран ванадијумом [16].



Слика 2.19. Зависност  $A_{r3}$  температуре од брзине хлађења [42].

Утицај легирајућих елемената на трансформације при континуираном хлађењу

Практично сви легирајући елементи, изузев кобалта, одлажу почетак проеутектоидне феритне и перлитне реакције, па су криве на дијаграму изотермалног разлагања легираних челика померене ка дужим временима, као што је приказано на слици 2.15. Други ефекат који се може запазити код легираних челика је да се област дифузијом контролисаних трансформација

сужава. При томе се јавља и област беинитне трансформације, као друга „С“ крива, која се са повећањем концентрације легирајућих елемената раздваја потпуно од феритно-перлитне. Комбиновани ефекат више легирајућих елемената, на пример Mn, Ni, Mo и Cr, је такав да је беинитна област на дијаграму изотермалног разлагања потпуно раздвојена, а област дифузионих реакција одложена ка дугим временима разлагања аустенита. Ефекат легирајућих елемената на трансформације при континуираном хлађењу је аналоган ефектима при изотермалном разлагању аустенита. Криве почетка трансформације аустенита у ферит и перлит при континуираном хлађењу код легираних челика су померена ка мањим брзинама хлађења у односу на угљеничне челике. У случају хлађења истом брзином, трансформација почиње након дужег времена хлађења, тј. на нижим температурама. Међутим, осим што при континуираном хлађењу легираних челика издвајање ферита и перлита утиче и на беинитну реакцију на нижим температурама, или настанак беинита утиче на стварање мартензита, посебно се намеће и питање прокаљивости челика. Прокаљивост у ширем смислу одређује којом брзином се челик мора хладити са температуре аустенитизације како би механизми трансформације који су контролисани дифузијом били потиснути, односно спречени. У ужем смислу, то се односи на стварање мартензита при каљењу и на дубину каљења. Међутим, обзиром да беинит настаје у условима отежане дифузије и да се ова област на дијаграму континуираног хлађења јасно издваја у односу на феритно-перлитну, прокаљивост ће се посматрати у смислу одлагања одигравања реконструктивних, то јест дифузијом контролисаних трансформација. Утицај легирајућих елемената на прокаљивост челика у овом смислу је веома сложен и тешко га је генерализовати, посебно кумулативни ефекат више легирајућих елемената истовремено.

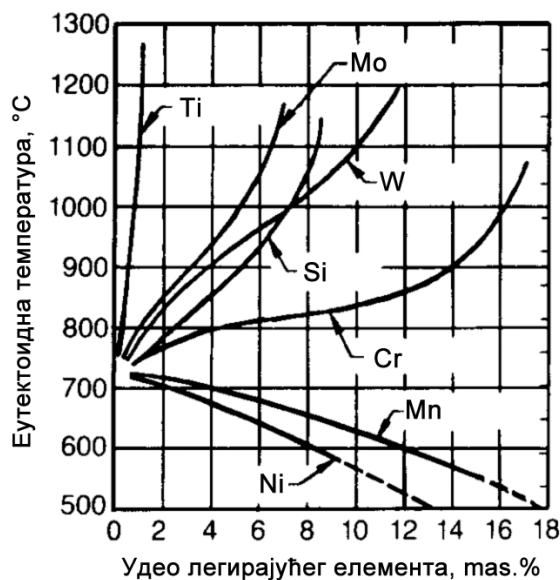
Према свом утицају на равнотежни дијаграм стања Fe-Fe<sub>3</sub>C легирајући елементи се могу сврстати у две групе:

- а) легирајући елементи који проширују аустенитну област и снижавају температуру еутектоидне трансформације, такозвани  $\gamma$ -стабилизатори, и
- б) легирајући елементи који сужавају аустенитну област и повишавају температуру еутектоидне трансформације, такозвани  $\alpha$ -стабилизатори.

Од уобичајених супституцијских легирајућих елемената у групу



$\gamma$ -стабилизатора спадају манган и никл, а у групу  $\alpha$ -стабилизатора молибден, хром, титан и ванадијум. На слици 2.20 је илустрован утицај легирајућих елемената на температуру еутектоидне реакције.

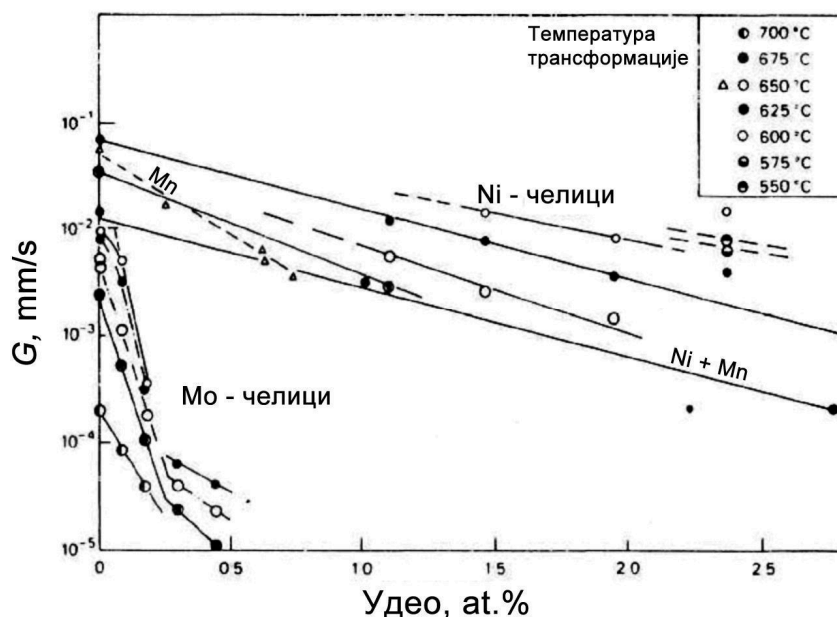


**Слика 2.20.** Утицај супституцијских легирајућих елемената на температуру еутектоидне трансформације [43].

Карактеристично је да легирајући елементи  $\alpha$ -стабилизатори истовремено граде стабилне карбиде. Када је у питању трансформација аустенита у ферит и цементит при спором хлађењу, сви супституцијски легирајући елементи теже ка феритној фази. Никл не гради карбиде, али се раствара у фериту, док се манган лако раствара у цементиту, иако не гради стабилне карбиде.

Да би се донекле разјаснио утицај легирајућих елемената и на дифузионе процесе који се одигравају при трансформацији аустенита у ферит и цементит, неопходно је размотрити равнотежу растворених елемената на граници двеју фаза. Постоје у основи два модалитета. Први је успостављање локалне равнотеже на међуфазној граници дифузијом на велика растојања (прерасподела атома растворених елемената, локална равнотежа). Тада постоји градијент концентрације дифундујућег елемента на прелазу двају фаза. Други подразумева да се градијент концентрације не успоставља и да нема дифузије на велика растојања (локална равнотежа без прерасподеле атома растворених елемената). Оба модалитета су могућа без обзира која група легирајућих елемената да је у

питању,  $\alpha$ -стабилизатор или  $\gamma$ -стабилизатор, зависно од услова трансформације, односно температуре и времена, односно брзине хлађења. Легирајући елементи који снижавају температуру еутектоидне трансформације,  $\gamma$ -стабилизатори, као што су манган и никл, имају тенденцију ка другом типу равнотеже на међуфазној граници, успостављање локалне равнотеже без прерасподеле атома. Како у том случају нема градијента концентрације супституцијског легирајућег елемента, кретање међуфазне границе је релативно лако, па је тиме и раст феритне фазе релативно брз, посебно имајући у виду да је дифузија угљеника неколико редова величина бржа него супституцијских елемената. С друге стране, ови елементи стабилизују аустенит тако да у крајњем резултату трансформација аустенита у ферит и цементит успорена у односу на угљенични челик. Утицај неких легирајућих елемената на брзину раста перлита приказан је на слици 2.21. Снижење брзине раста перлита,  $G$ , знатно је мање у случају мангана и никла, као  $\gamma$ -стабилизатора, него у случају молибдена ( $\alpha$ -стабилизатор).



**Слика 2.21.** Утицај легирајућих елемената на брзину раста перлита у опсегу 550–700°C [44].

Легирајући елементи  $\alpha$ -стабилизатори, као што је на пример молибден или хром, подижу температуру еутектоидне трансформације и истовремено као елементи који граде стабилне карбиде лако се растварају у цементиту. Обзиром и на њихову тежњу за растварањем у фериту, као што је раније поменуто, склони су

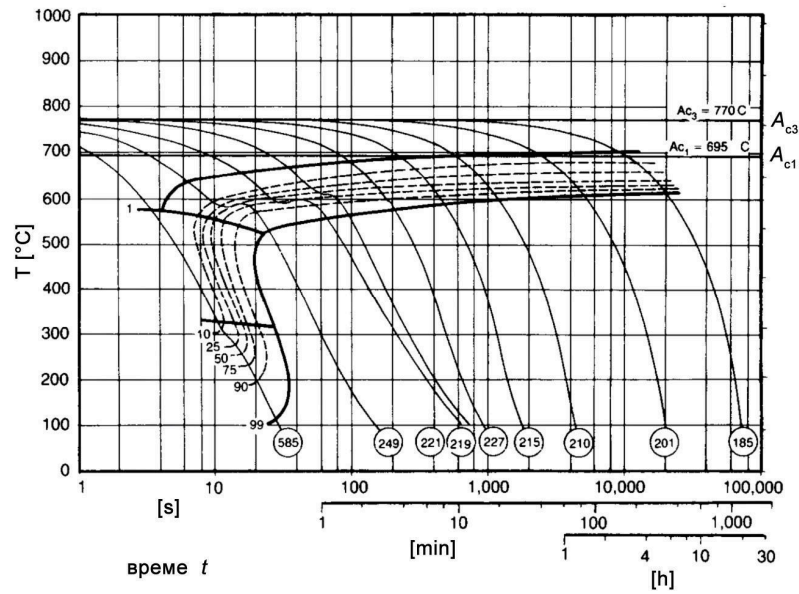
успостављању локалне равнотеже на међуфазној граници прерасподелом, што захтева дифузију на велика растојања. У том случају укупна брзина процеса трансформације ограничена је брзином дифузије супституцијски растворених елемената, а не угљеника. Истовремено, успостављени градијент концентрације супституцијски растворених елемената омета кретање међуфазне границе. На тај начин је трансформација аустенита у перлит знатно отежана, као што се то види и са графика на слици 2.21 у случају молибдена, који драстично успорава раст перлита.

Као пример утицаја легирања на трансформације при континуираном хлађењу дати су дијаграми за два челика са 0,37%С, и практично истим садржајем мангана и никла и различитим садржајем молибдена (слика 2.22). Са дијаграма на слици 2.22 а може се оценити утицај никла. Никл као  $\gamma$ -стабилизатор снижава температуре еутектоидне и феритне реакције,  $A_{T1}$  и  $A_{T3}$ , што се види по одступању кривих од ових температура на дијаграму, слика 2.22 а. Имајући у виду и да су нуклеације ферита и перлита одложене су ка дужим временима, дакле и ка мањим брзинама хлађења, може се рећи да никл повећава прокаљивост челика. Дифузиони процеси су отежани, па је почетак мартензитне трансформације померен ка вишим температурама.

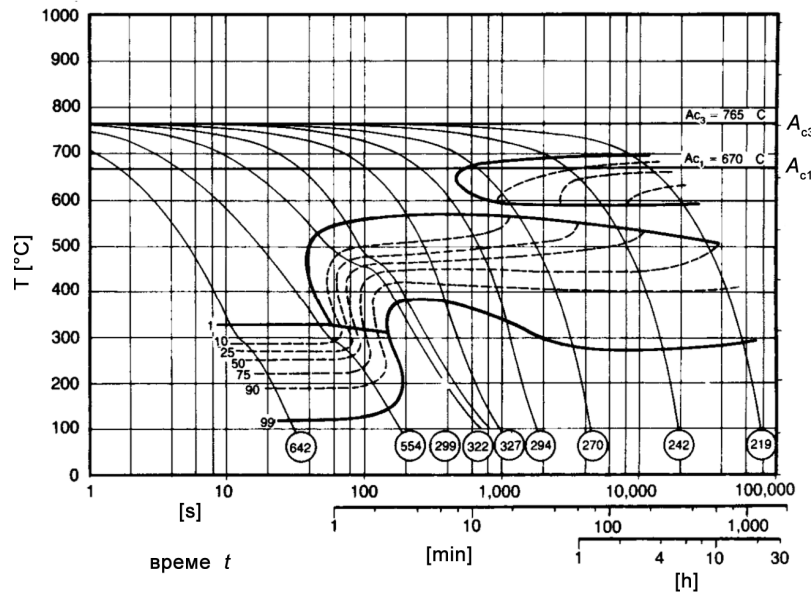
Утицај додатка 0,5% молибдена је још израженији, а изглед дијаграма на слици 2.22 б је потпуно другачији. Све криве су померене ка мањим брзинама хлађења, а област ферита и перлита је знатно сужена и померена ка веома малим брзинама хлађења, а јавља се и беинитна област, која је потпуно одвојена од феритно-перлитне. Са почетком издвајања ферита и перлита, беинитна област се сужава, као што је раније поменуто, под утицајем промене хемијског састава нетрансформисаног аустенита. Област мартензитне трансформације је знатно проширена али је њен почетак померен ка нешто нижим температурама. Очигледно да додаток молибдена значајно повећава прокаљивост што се драстично одражава на изглед дијаграма континуираног хлађења [1].

Манган слично никлу, као  $\gamma$ -стабилизатор, снижава температуру еутектоидне реакције. Не гради стабилне карбиде, али за разлику од никла лако се раствара у цементиту. Као што је раније поменуто, манган, као и никл, отежава дифузију угљеника, те на тај начин успорава нуклеацију и раст перлита. Уз

снижење температуре трансформације аустенита у перлит, манган доприноси рафинацији перлита и у крајњем исходу повећава његову чврстоћу. Поред тога, манган се додаје челику због великог афинитета према сумпору, који везује у манган-сулфид, те на тај начин спречава таложење штетних сулфида железа по границама зрна.



а)



б)

**Слика 2.22.** Утицај никла и молибдена на трансформације у челику при континуираном хлађењу [1]: а) челик састава 0.37% С, 0.36% Si, 0.85% Mn, 1.44% Ni, 0.02% Мо, б) челик са додатком молибдена, састава 0.37% С, 0.36% Si, 0.84% Mn, 1.40% Ni, 0.47% Мо.

Хром и волфрам, слично молибдену, подижу еутектоидну температуру и лако се ратварају у фериту, услед чега успоравају његову нуклеацију и раст. Заједно са титаном, ванадијумом и ниобијумом чине групу  $\alpha$ -стабилизатора који граде карбиде. Карбиди титана, ванадијума и ниобијума веома су стабилни, док су карбиди молибдена, хрома и волфрама мање стабилни и растварају се на нижим температурама.

### Прокаљивосћ

Хром, молибден, никл, манган и бор се додају челику превасходно ради повећања прокаљивости. Прокаљивост легирајућих елемената може да се процени на основу емпиријске једначине за дубину каљења [4]:

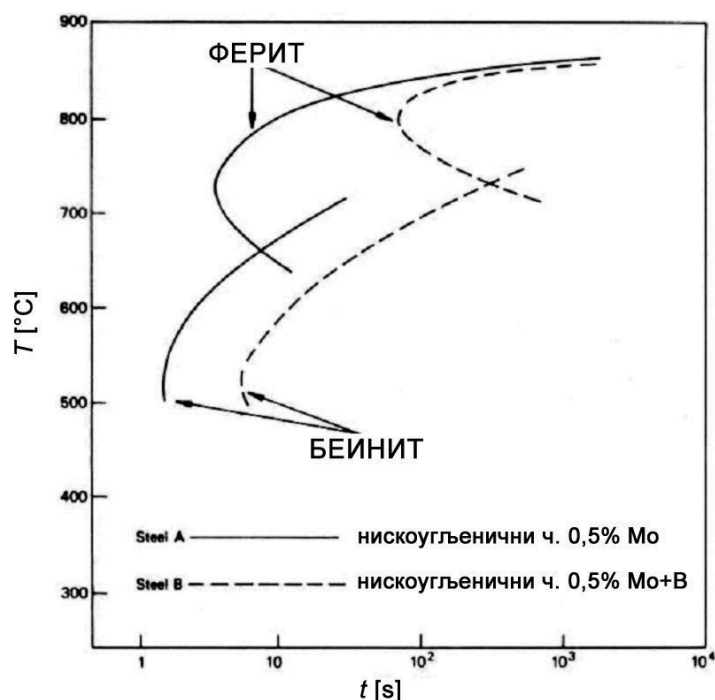
$$D_i = D_{iC} \times 2,21 (\%Mn) \times 1,40 (\%Si) \times 2,13 (\%Cr) \times 3,275 (\%Mo) \times 1,47 (\%Ni) \quad (2.2)$$

Највећу прокаљивост по проценту додатка челику има молибден, али је са становишта економичности и укупног ефекта на чврстоћу и жилавост челика највећи значај има манган.

Силицијум није растворљив у цементиту, па отежава његово издвајање, што повећава прокаљивост челика.

Посебно изражен утицај на повећање прокаљивости има додаток бора. Бор ефикасно одлаже почетак трансформације аустенита у ферит и перлит. Утицај бора на трансформацију аустенита илустрован је на слици 2.23. Претпоставља се да атоми бора услед сегрегације ка границама аустенитног зрна снижавају њихову енергију и чине их мање погодним као места хетерогене нуклеације ферита. Бор има веома малу растворљивост у железу, хемијски је веома активан и посебно лако реагује са угљеником и азотом. Зато се не додаје челику у концентрацијама већим од 0,005%, а најчешће се креће од 0,0005 до 0,003%.

Поред легирајућих елемената, на прокаљивост утиче и величина аустенитног зрна. Како су границе зрна место хетерогене нуклеације ферита и перлита, смањењем њихове укупне површине смањује се и број места за нуклеацију продуката трансформације. Дакле, повећањем аустенитног зрна, повећава се прокаљивост челика.



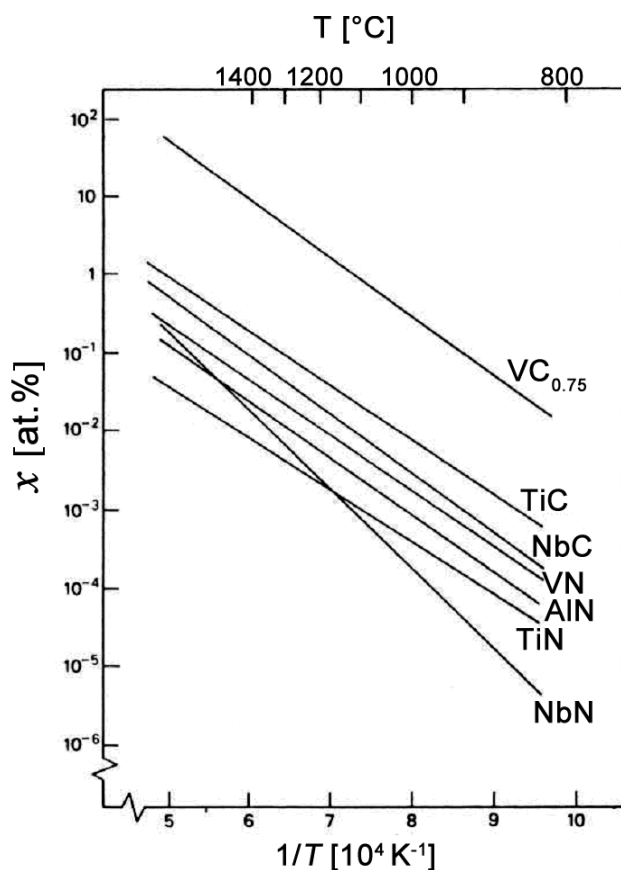
Слика 2.23. Утицај додатка бора на криве изотермалног разлагања нискоугљеничног челика [45].

### 2.1.2.2. Утицај микролегирајућих елемената на трансформацију аустенита

Микролегирани челици садрже мале концентрације микролегирајућих елемената, титана, ниобијума и ванадијума, који граде стабилне карбиде и нитриде. Основни ефекти карбо-нитрида микролегирајућих елемената су контрола величине аустенитног зрна и таложно ојачавање. Њихов утицај на прокаљивост челика је индиректан, преко утицаја на величину аустенитног зрна.

Најефикаснију контролу величине аустенитног зрна обезбеђују фино дисперговане честице титан-нитрида, које су најстабилније на температурама аустенитизације. Растворљивост карбида и нитрида, представљена производом растворљивости, зависно од температуре приказана је графички на слици 2.24.

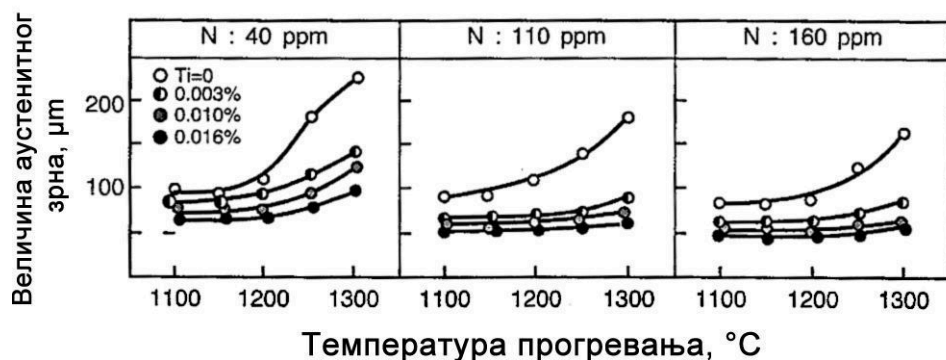
Највећу растворљивост показује ванадијум-карбид. Опште узевши, карбиди имају већу растворљивост од нитрида микролегирајућих елемената, пошто је атом угљеника мањи од атома азота. Растворљивост TiN је, ако што се види са овог графика, најмања управо на температурама прогревања челика при термичкој обради или ковања, обично на температурама изнад 1150°C.



Слика 2.24. Производ растворљивости карбида и нитрида микролегирајућих елемената [4].

Ефикасна блокада граница аустенитног зрна остварује се веома фином дисперзијом честица TiN. Честице TiN почињу делимично да се издвајају већ на температурама непосредно након завршеног очвршћавања. Како не би дошло до огрубљавања честица TiN, примањује се брзо хлађење одливака након очвршћавања челика, а садржај титана је ограничен на неких 0.01-0.015%, уз такав ниво азота у челику да постоји подстехиометријски однос Ti:N ( $Ti:N < 3,411$ ) [46,47]. На слици 2.25 приказан је утицај садржаја Ti и N на величину аустенитног зрна, зависно од температуре прогревања.

Превасходна намена ванадијума је таложно ојачавање честицама VC и VN. Код феритно-перлитних микролегираних челика за ковање ове честице такође имају улогу рафинатора структуре која се добија отпуштањем каљених отковака. На овим температурама током трансформације аустенита у ферит и перлит, долази истовремено и до таложња честица V(C,N), које блокирају огрубљавање настале феритно-перлитне структуре [49–51].



Слика 2.25. Утицај титана и азота на величину аустенитног зрна у средњеугљеничном челику [48].

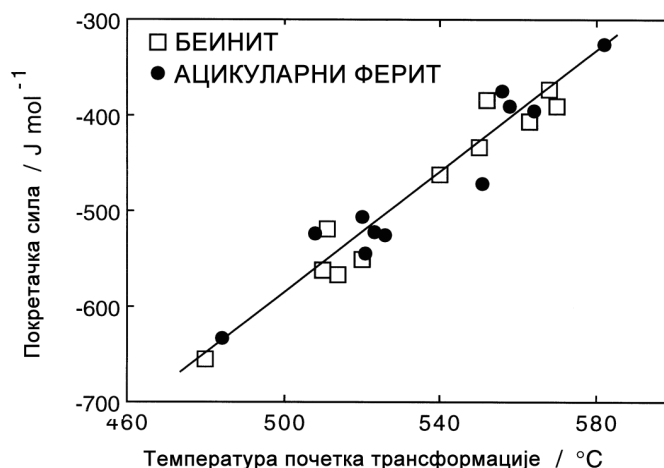
Ниобијум поседује делимичну растворљивост у аустениту на високим температурама, карактеристичним за ковање, нарочито при вишим концентрацијама угљеника, тако да таложење ниобијум-карбо-нитрида не представља ефикасан начин контроле аустенитног зрна. Осим тога, ниобијум у чврстом раствору аустенита повећава прокаљивост, што доводи до стварања Видманштетеновог ферита, који је неповољан са становишта жилавости. Ово су разлози због којих се ниобијум ретко користи у средњеугљеничним челицима [52,53].

Величина аустенитног зрна упоредо са утицајем на количину проеутектоидних продуката има утицај на морфологију продуката разлагања аустенита на нижим температурама при континуираном хлађењу микролегираних челика. Смањење аустенитног зрна подразумева већу површину граница и повећање број потенцијалних места хетерогене нуклеације проеутектоидног ферита, док у супротном случају, повећање аустенитног зрна подстиче интрагрануларну нуклеацију. У случају феритно-перлитних микролегираних челика на овај начин је подстакнута интрагрануларна нуклеација полигоналног ферита [54,55] што се користи за разбијање перлитне структуре и у укупном рафинацију зрна [50]. Код микролегираних челика веће прокаљивости, код којих је феритно-перлитно подручје на дијаграму континуираног хлађења одвојено од подручја у којем могу настати беинит, Видманштетенов ферит или ацикуларни ферит, величина зрна индиректно утиче на удео и морфологију ових нискотемпературних производа трансформације аустенита. Проеутектоидни ферит који се издвојио по границама аустенитног зрна заузима места за нуклеацију беинита, те тако потискује стварање беинита. У том случају могу



настати други продукти аустенитне трансформације у условима отежане дифузије, Видманштетенов ферит и ацикуларни ферит. Видманштетенов ферит настаје нуклеацијом на границама зрна (примарни) или на граничним алотриоморфима (секундарни Видманштетенов ферит), док ацикуларни ферит настаје интрагрануларно, нуклеацијом на честицама секундарних фаза [27].

У конкуренцији места за хетерогену нуклеацију нових фаза између граница зрна и честица секундарних фаза, границе зрна су потентнија места. Сматра се да је енергија потребна да нуклеус постигне критичну величину мања на равним површинама граница, него на закривљеним површинама честица, јер је повољнији однос површина/запремина нуклеуса нове фазе [56]. Према томе, интрагрануларна нуклеација ће генерално бити фаворизирана повећањем аусенитног зрна и повећањем броја укључака или честица секундарних фаза. Надаље, када се узме у разматрање и трансформација аустенита на нижим температурама, треба рећи да и издвајање ферита по границама аустенитних зрна на вишим температурама смањује могућност нуклеације беинита при континуираном хлађењу, а фаворизује интрагрануларну нуклеацију и стварање ацикуларног ферита. Стога, у смислу утицаја на разлагање аустенита при континуираном хлађењу, нуклеација ферита по границама зрна заправо поспешује интрагрануларно настајање ацикуларног ферита. Између осталог доказ да је ацикуларни ферит заправо интрагрануларни беинит је резултат да је могуће изменом услова нуклеације, од интергрануларне ка интрагрануларној, заменити беинитну структуру структуром ацикуларног ферита (видети слику 2.8) [57]. Као један од доказа да је ацикуларни ферит заправо интрагрануларни беинит наводи се и резултат да је вредност активационе енергије за њихову нуклеацију једнака [7]. На слици 2.26 приказан је дијаграм зависности активационе енергије за нуклеацију беинита и ацикуларног ферита од температуре трансформације, за низ челика различитог хемијског састава [58], са којег се види да обе морфологије леже на истој линији.



**Слика 2.26.** Покретачка сила за нуклеацију беинита или ацикуларног ферита за серију челика различитог састава [58].

Додатак титана у ове челике нема јасан и једнозначан утицај. Додатак титана обезбеђује стварање честица TiN, које се таложе по границама зрна, али се могу створити и унутар зрна. Стабилне честице TiN ефикасно успоравају раст аустенитног зрна. Тако TiN посредно, преко рафинације аустенитног зрна, утиче на повећање удела граничног ферита, због повећаног броја места за хетерогену нуклеацију. Истовремено додатак титана смањује вероватноћу за интрагрануларну нуклеацију. Може се рећи да титан поспешује нуклеацију граничног ферита, односно беинита, зависно од прокаљивости челика, а потискује нуклеацију интрагрануларног ферита, односно ацикуларног ферита. Међутим, не треба изгубити из вида да издвајање проеутектоидног ферита по границама зрна у ствари потискује стварање беинита, а погодује интрагрануларној нуклеацији ацикуларног ферита. Према експерименталним налазима из литературе величина аустенитног зрна у челицима са титаном може значајно да порасте на високим температурама аустенитизације (преко 1200°C), док је код челика без титана пораст аустенитног зрна знатно израженији и на нижим температурама, као што се то може очекивати [27,16]. Може се рећи да на тај начин, при континуираном хлађењу челика, зависно од температуре аустенитизације и брзине хлађења, за дати хемијски састав челика постоји нека оптимална величина зрна која одговара настанку структуре ацикуларног ферита. У том смислу и утицај додатка титана треба посматрати заједно са другим параметрима, најпре са температуром и временом прогревања континуирано хлађених челика. Када су у питању класични

микролегирани челици за ковање, каљени и отпуштени, улога TiN честица је везана за утицај величине аустенитног зрна на уситњеност феритно-перлитне структуре.

Када је реч о улози граница аустенитног зрна треба напоменути да сегрегације растворених атома могу да спрече нуклеацију проеутектоидног ферита. У томе је посебно ефикасан додатак бора, који у веома малим концентрацијама (мање од 0,005%) значајно повећава прокаљивост челика. Постоје мишљења и неке индикације да сличну улогу може имати и ванадијум у чврстом раствору. Ванадијум се додаје челику најпре због таложног ојачавања фино диспергованим честицама ванадијум-карбонитрида, али неки резултати указују на одређени утицај који може имати и на трансформационо понашање. Претпоставља се да сегрегације атома ванадијума на нижим температурама аустенитизације повећавају површинску енергију граница, које тада нису повољна места за нуклеацију проеутектоидног ферита [59], аналогно поменутом ефекту бора [60]. Сегрегације ванадијума на границама аустенитног зрна су потврђена истраживањима [61].

Честице TiN, поред своје улоге у спречавању раста аустенитног зрна, помињу се у литератури и као места интрагрануларне нуклеације ацикуларног ферита. Анализе указују да само оне честице TiN веће од 0,2-0,3 $\mu$ m имају потенцијал да смање енергетску баријеру за нуклеацију ферита, у складу са класичном теоријом хетерогене нуклеације [62–64]. Претпоставља се да се да одлучујућу улогу има подударност решетке честице и ферита. Према теорији подударности решетке, структурна сличност одговарајућих равни смањује енергетску баријеру за нуклеацију [65–67]. У табели 2.1 су дате израчунате вредности степена неподударности кристалних решетки неких честица. Показало се да су међу честицама приказаним у табели 2.1 за нуклеацију ацикуларног ферита честице титан-оксида потентније од чистог TiN, али и од Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> и MnO·Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, иако последњи имају мању неподударност кристалне решетке [67]. Овај ефекат практично није могуће искористити, зато што се умиривањем у току израде челика, слободни кисеоник везује у Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, који испливава у међулонцу. Са друге стране, у металу шава при заваривању нискоугљеничних микролегираних челика, додатком инокуланата у облогу електроде, овај ефекат је веома добро

искоришћен [67]. Висок потенцијал за интрагрануларну нуклеацију ацикуларног ферита на честицама Ti–оксида у новије време се користи код инокулираних челика. Овим челицима се додају оксидне честице да би се индуковало стварање структуре ацикуларног ферита, која обезбеђује побољшану жилавост [68].

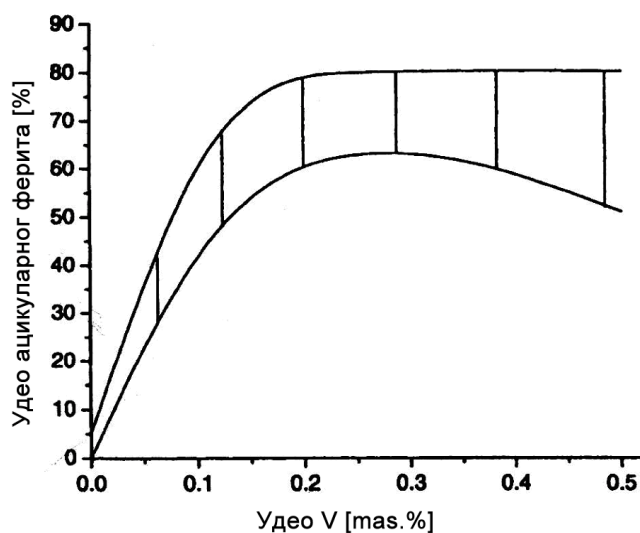
**Табела 2.1.** Степен неподударности кристалних решетки честица секундарних фаза и ферита [60,67,69].

Тип честице	Најмања неподударност решетки [%]
TiO	3
TiN	4,6
TiC	5,9
Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	3,2
MnAl <sub>2</sub> O <sub>4</sub>	1,8
VN	1,3
VC	2,5
NbC	10,1
CuS	2,8

Висок степен подударности са феритом имају и честице VN (Табела 2.1.). Истовремено показало се да са повећањем садржаја ванадијума и азота расте и удео ацикуларног ферита у структури средњеугљеничних челика [26,16]. Обзиром на висок степен подударности решетки VN и ферита дуж одређених кристалографских равни (*Baker-Nutting* кристалографска оријентациона зависност), закључено је да се ацикуларни ферит нуклеира на овим честицама задржавајући кохерентну међуфазну границу ниске енергије. Детаљнија истраживања су показала да честице VN заиста представљају ефикасне центре нуклеације ацикуларног ферита [70]. Такође се наводи да је састав ових честица близак чистом VN, што подразумева да су исталожене на високим температурама, још у аустениту. Као услов да честице VN постану активне, наводи се и да је неопходно да границе аустенитног зрна буду неутралисане за нуклеацију беинита издвајањем проеутектоидног ферита. На честицама VN могу настати идиоморфни ферит или ацикуларни ферит, зависно од температуре трансформације. Са повећањем прокаљивости челика, са повећањем брзине хлађења или са снижењем

температуре трансформације, морфологија се мења од интрагрануларног идиоморфног ферита ка ацикуларном фериту [71].

Према једној претпоставци атоми ванадијума сами по себи могу утицати на интрагрануларну нуклеацију ферита. Наиме, према овој претпоставци атоми ванадијума који сегрегирају ка унутрашњости зрна стварају накупине Fe-V, које снижавају енергију потребну за стварање нуклеуса ферита [61]. Аутори Хе и Едмондс (*He, Edmonds*) ову претпоставку заснивају на немогућности да испитивањем електронском микроскопијом пронађу честице VN као нуклеаторе ацикуларног ферита, али и на експерименталним доказима о постојању сегрегација ванадијума и на границама зрна и његовој унутрашњости. На слици 2.27 приказан је утицај садржаја ванадијума на удео ацикуларног ферита у челицима испитиваним у овом раду. При томе треба имати на уму да су на дијаграму дати подаци и за челике са сниженим садржајем азота, али нису посебно назначени. Поред тога, у овом раду су сегрегације ванадијума по границама аустенитног зрна доказане, али њихов утицај на прокаљивост није једнозначан, јер нуклеација беинита није у потпуности спречена.



**Слика 2.27.** Зависност удела ацикуларног ферита од садржаја ванадијума у челику [61].

Утицај азота на интрагрануларну нуклеацију ферита везан је за утицај ванадијума. Резултати показују, насупрот претпоставкама Хеа и Едмонса, да са снижењем садржаја азота повећава се удео беинита, а смањује удео ацикуларног

ферита у структури средњеугљеничних микролегираних челика [26]. Осим тога, када се разматра утицај ванадијума и азота, треба узети у обзир да ли су на температури аустенитизације честице VN и VC растворене. Производ растворљивости ових честица дат је једначинама [72]:

$$\log[V][N] = -7840/T_{VN} + 3.02, \quad (2.3)$$

$$\log[V][C] = -9500/T_{VC} + 6.72. \quad (2.4)$$

Што се тиче азота, истраживања су потврдила да азот сам по себи не утиче директно на развој структуре, осим утицаја на количину честица нитрида [73, 74].

У микролегираним челицима увек су присутне честице MnS, које саме по себи не представљају центре нуклеације ферита, зато што су некохерентне са аустенитом. Ипак већина истраживача наводи да је у челицима без мангана интрагрануларна нуклеација знатно отежана. Утврђено је да су већина центара нуклеације ацикуларног ферита заправо комплексне честице, честице V(C,N) исталожене на честицама MnS [75–77]. Неки истраживачи сугеришу да честице MnS у комбинацији са додатком ванадијума имају кључну улогу у интрагрануларној нуклеацији ферита [78]. Постоје примери честица MnS и TiN исталожених на честицама Ti<sub>2</sub>O<sub>3</sub> активних центара нуклеације ацикуларног ферита [79]. Постоји теорија по којој се у околини честица MnS ствара зона осиромашена на мангану, у којој је стабилност аустенита мања него ван те зоне, што олакшава стварање ферита [75].

Честице Ti–оксида такође су познате као преферентна места за нуклеацију интрагрануларног ферита [7], посебно у случају заварених спојева. Међутим, када су у питању микролегирани челици, није уобичајено да се ове честице нађу у структури у значајним количинама, пре свега зато што је титан везан у TiN, али и зато што су ови челици умирени, па нема довољно слободног кисеоника за њихово значајније таложење. Такође је документовано и да интрагрануларни ферит може да настане и на честицама CuS, које формирају слој на постојећим честицама MnS [31,55].

Остали легирајући елементи, пре свега молибден и хром, у микролегираним челицима утичу на кинетику трансформација као што је раније описано. Резултати у погледу утицаја на интрагрануларну нуклеацију ацикуларног ферита нису једнозначни. Неки резултати додатно указују да молибден промовише

настајање ацикуларног ферита [80–82]. Међутим, молибден истовремено повећава удео мартензита у структури, што умањује његов укупни допринос уделу ацикуларног ферита у структури. С друге стране, постоје и резултати који показују да додатак молибдена и хрома потискују стварање проеутектоидног ферита и да повећавају удео беинита у структури континуирано хлађених средњеугљеничних микролегираних челика [83].

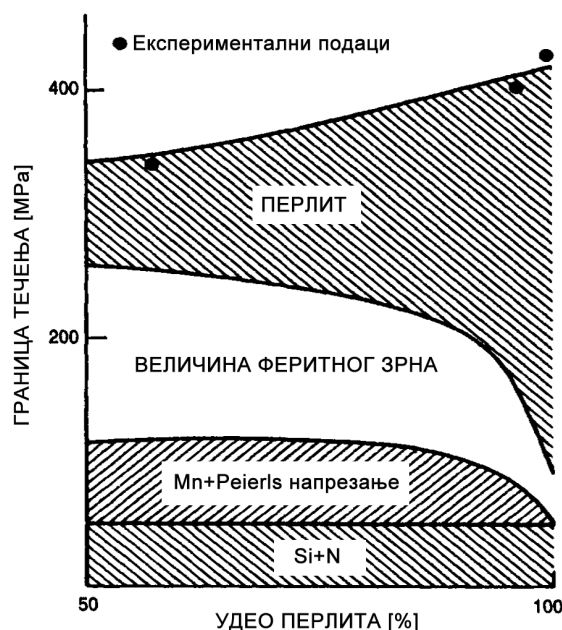
Бор се микролегираним челицима додаје ради повећања прокаљивости. Обзиром да бор сузбија нуклеацију по границама аустенитног зрна, може се рећи да потискује стварање алотриоморфа и Видманштетеновог ферита, те на тај начин доприноси настајању ацикуларног ферита или беинита, зависно од других услова трансформације.

### **2.1.3. Чврстоћа и жилавост средњеугљеничних микролегираних челика**

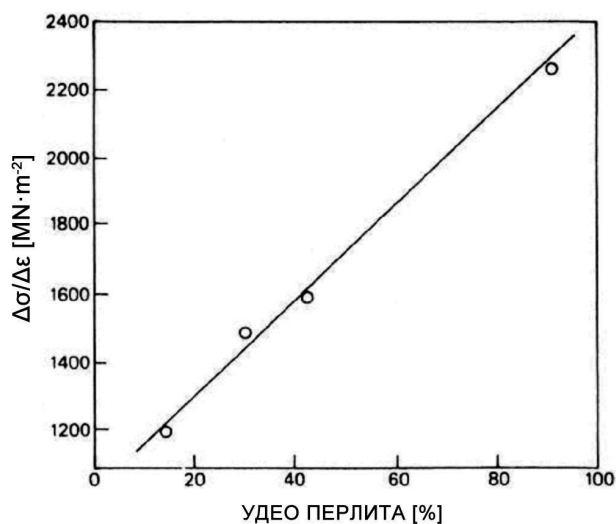
#### *Чврстоћа феритно-перлитне структуре*

Чврстоћа ферита у највећој мери зависи од величине зрна, док је у случају перлита најутицајнији микроструктурни параметар међуламеларно растојање. Граница течења и затезна чврстоћа перлита обрнуто су пропорционалне корену средњег међуламеларног растојања у перлиту [84]. Допринос перлита укупној чврстоћи феритно-перлитног челика је доминантан при запреминском уделу већем од 80% [85].

При садржајима угљеника испод 0,3% удео перлита је знатно мањи и има значајно мањи утицај на границу течења. Утицај појединих параметара на чврстоћу феритно-перлитне структуре приказан је на слици 2.28. Затезна чврстоћа је, пак, веома осетљива на удео перлита. То се објашњава утицајем перлита на брзину деформационог ојачавања, који је знатно јачи него у случају ферита. Брзина деформационог ојачавања показује линеарну зависност од удела перлита (слика 2.29).



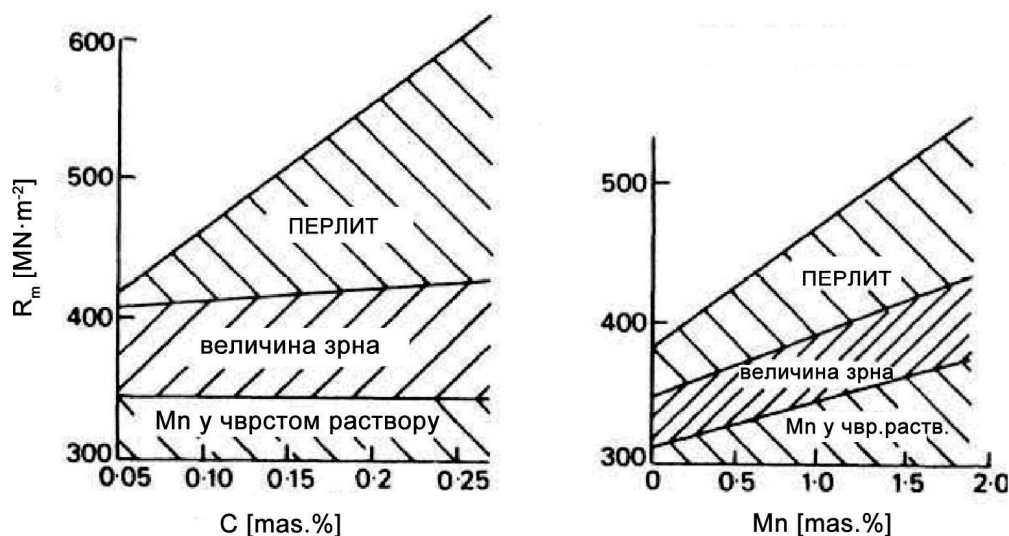
Слика 2.28. Допринос перлита укупној чврстоћи челика [85].



Слика 2.29. Утицај перлита на деформационо ојачавање ( $\Delta\sigma/\Delta\varepsilon$ ) [88].

Манган изазива растварајуће ојачавање ферита, али не и перлита, док силицијум и слободан азот показују исте ефекте растварајућег ојачавања и ферита и перлита [86, 87]. Манган међутим утиче на трансформационо понашање, па је његов допринос у том смислу тешко раздвојити. Манган смањује садржај угљеника при којем долази до еутектоидне реакције, те на тај начин повећава удео перлита и посредно даје додатан допринос укупној чврстоћи [4]. На слици 2.30 приказан је утицај садржаја угљеника и мангана на затезну чврстоћу, као и допринос појединих механизма ојачавања.





Слика 2.30. Утицај садржаја угљеника и мангана на затезну чврстоћу и допринос појединих механизма ојачавања. [89].

Статистичком анализом великог броја резултата испитивања чврстоће челика до 0,9% угљеника истраживачи Гладман и Пикеринг развили су емпиријске једначине за границу течења и затезну чврстоћу феритно-перлитног челика. Ове једначине полазе од премисе да укупна чврстоћа представља збир ефеката чврстоће ферита и перлита [86]:

$$\sigma_0 = f_\alpha^n \sigma_\alpha + (1 - f_\alpha^n) \sigma_p \quad (2.5)$$

где су

$\sigma_0$  – граница течења феритно-перлитног агрегата,

$\sigma_\alpha$  - граница течења ферита,

$\sigma_p$  - граница течења перлита,

$f_\alpha$  – запремински удео ферита.

Збирни ефекат запреминског удела ферита и перлита није линеаран (слика 2.28), а вредност параметра  $n = 1/3$  описује одступање удела ферита и перлита на границу течења од линеарности. Границе течења ферита и перлита, појединачно представљају проширени облик Хол-Печове (*Hall-Petch*) једначине зависности границе течења од величине зрна:

$$\sigma_0 = \sigma_t + k_0 d^{-\frac{1}{2}} \quad (2.6)$$

где су:

$\sigma_0$  – граница течења ферита или перлита,

$\sigma_t$  – напрезање потребно да се савлада трење кристалне решетке,

$k_0$  – Хал-Печов фактор,

$d$  – пречник зрна (у Хол–Печовој једначини се често користи величина пакета који чини перлит или беинит).

Хол-Печова једначина је проширена за члан који узима у обзир ефекат растварајућег ојачавања мангана, силицијума и слободног азота, тако да једначине добијају следећи општи облик:

$$\sigma_0 = \sigma_t + \sum_i k'_i (\%X) + k_0 d^{-\frac{1}{2}} \quad (2.7)$$

где је  $\%X$  – удео одговарајућег легирајућег елемента у чврстом раствору и коефицијент  $k^2$  – фактор утицаја датог легирајућег елемента.

Коначни изрази емпиријских једначина Гладмана и Пикеринга су [86]:

$$\sigma_0 = f_a^{1/3} [35 + 58(\%Mn) + 17d_a^{-1/2}] + (1 - f_a^{1/3}) [179 + 3,9S^{-1/2}] + 63(\%Si) + 425(\%N_f) \quad (2.8)$$

$$\sigma_m = f_a^{1/3} [246 + 1143(\%N_f) + 18d_a^{-1/2}] + (1 - f_a^{1/3}) [719 + 3,5 S^{-1/2}] + 97(\%Si) \quad (2.9)$$

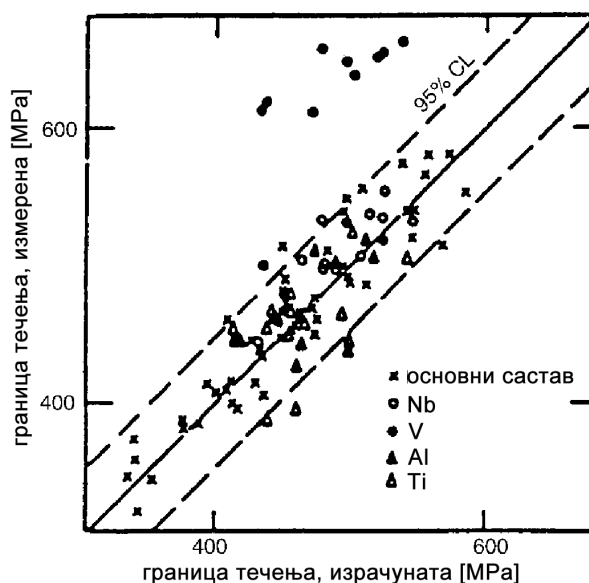
где су  $d_a$  – пречник феритног зрна,  $S$  – интерламеларно растојање у перлиту и  $N_f$  – слободан азот.

Ове једначине су се показале веома успешним за челике различитих садржаја угљеника и истовремено дају добар опис утицаја појединачних фактора [85,90–92].

#### Утицај таложног ојачавања

Са становишта једначина Гладмана и Пикеринга, утицај микролегирајућих елемената на чврстоћу феритно-перлитних челика везан је за рафинацију феритног зрна, удео перлита и величину ламеларног растојања. Титан ефикасно везује азот, па је допринос слободног азота ојачавању умањен или потпуно елиминисан. Међутим, сви ови ефекти могу се узети у обзир постојећим једначинама. Таложно ојачавање, међутим, квантификује се као одступање од предвиђених вредности. Највеће одступање забележено је у случају међуфазног таложења честица  $V(C,N)$ , приближно од 100-150 МПа [85]. На слици 2.31 је дат дијаграм на којем су упоређене вредности границе течења које су израчунате једначинама Гладмана и Пикеринга (једначине 2.8.) са измереним вредностима за

различите феритно-перлитне челике са микролегирајућим додацима, на којем се види добро поклапање за све челике, осим за оне легиране ванадијумом.



**Слика 2.31.** Поређење измерених и израчунатих вредности границе течења за различите феритно-перлитне челике [86].

Постоје покушаји да се допринос таложног ојачавања опише једначинама, али за сада нису дали задовољавајуће резултате за шири распон микролегираних челика и режима термичке обраде [93–96]. Прираст чврстоће таложним ојачавањем зависи од врсте и димензија честица, њиховог удела, односно дисперзије, и кохерентности међуфазне површине. Квантитативна анализа удела и расподеле честица  $V(C,N)$  у литератури није потпуно усаглашена. Поред тога постоје и неслагања по питању кохерентности ових честица са основом, што је повезано са механизмом таложног ојачавања. Неки аутори су предлагали Орован-Ешбијев (*Orowan-Ashby*) механизам дисперзног ојачавања, према којем дислокације не могу да секу честице  $V(C,N)$  већ их заобилазе [93], док други аутори сматрају да ојачавање потиче од интеракције дислокација са пољем напрезања око кохерентних честица [95].

Најчешће се сматра да највећи допринос ојачавању имају честице које су се таложиле током трансформације аустенита у ферит, међуфазно, или после у фериту, као и да честице које су се таложиле у аустениту имају слаб ефекат ојачавања, зато што након трансформације неизбежно постају некохерентне.

Надаље, термодинамички прорачуни показују да је хемијска покретачка сила за таложење V(C,N) у недеформисаном аустениту мала и да се даље снижава са смањењем удела азота и угљеника, те да је због тога таложење у аустениту практично веома слабо [97,98]. Новија истраживања, пак, показују да су заправо све честице карбо-нитрида у комерцијалним челицима некохерентне [69].

### Чврстоћа беинита

Чврстоћа беинита може се сумирати као збир доприноса различитих механизма ојачавања чврстоћи чистог железа,  $\sigma_{Fe}$ , према изразу

$$\sigma = \sigma_{Fe} + \sum_i \sigma_{SS}^i + \sigma_C + k_\epsilon (\bar{L}_3)^{-1} + k_P \Delta^{-1} + C_{10} \rho_d^{0.5} \quad (2.10)$$

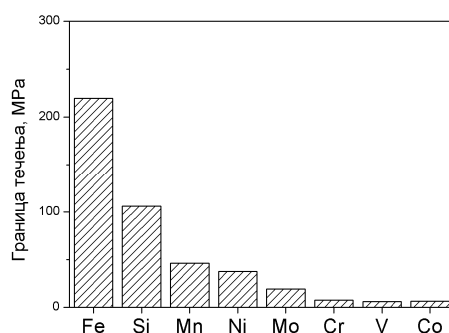
где су:  $\sigma_{SS}$  - растварајуће ојачавање супституцијски растворених атома легирајућих елемената,  $\sigma_C$  - ојачавање интерстицијски раствореним угљеником, а последња три члана представљају редом: ојачавање границама зрна, дисперзно ојачавање и ојачавање дислокацијама [7].

Ојачавање које изазивају супституцијски растворени атоми легирајућих елемената је пропорционално њиховој концентрацији [99]. Њихов појединачан ефекат се разликује. Дијаграм на слици 2.32. илуструје допринос супституцијских елемената, заједно са другим ефектима ојачавања из једначине 2.9.

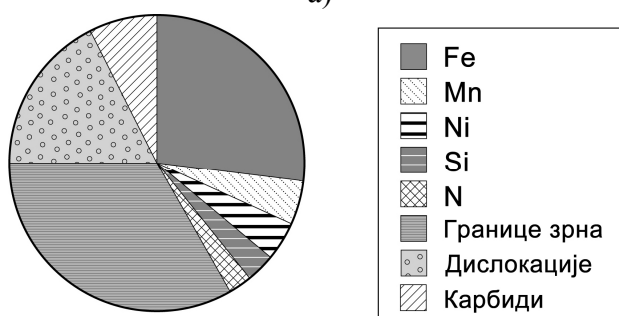
Што се тиче утицаја садржаја угљеника у чврстом раствору, његов допринос ојачавању је пропорционалан корену његове концентрације [100]. Равнотежна концентрација угљеника у беиниту је мала, али су истраживања показала да постоји пресићење и да је концентрација већа од равнотежне [101]. Неке грубе процене су да растварајуће ојачавање угљеника износи 150-200 МПа [102].

Највећи допринос укупној чврстоћи беинита има ојачавање високоугаоним границама зрна. Беинитне плочице су дужине око 10  $\mu\text{m}$  дебљине око 0,2  $\mu\text{m}$ . Вероватноћа да се клизна путања дислокација поклопи са дужином плочице је веома мала, тако да је слободна путања дислокација у беиниту веома кратка. Ефективна величина зрна је у том случају приближно једнака двострукој дебљини беинитне плочице [45]. Основа Хол-Печове зависности од величине зрна је претпоставка да дислокације нагомилане на границама изазивају напрезање у суседном зрну, на тај начин преносећи деформацију. Међутим, када је у питању

веома фино зрно, као што су танке плочице беинита, не може се очекивати да нагомилавање дислокација има одлучујући утицај. Показало се да је у том случају напрезање за попуштање одређено напрезањем које је потребно да се дислокационе петље прошире по целој клизној равни [103–105]. Граница течења тада је функција реципрочне вредности величине зрна,  $\sigma_y \propto (\bar{L})^{-1}$  (четврти члан једначине 2.9). Хол-Печова једначина престаје да важи при величини зрна од приближно 1  $\mu\text{m}$  [103–107]. Мерења су показала да вредност коефицијента  $k_\epsilon$  у једначини 2.10 износи приближно 115 МПа [107].



а)



б)

**Слика 2.32.** Затезна чврстоћа беинита на 25°C: а) типичан допринос растварајућег ојачавања по мас.% легирајућег елемента, б) процењен допринос чврстоћи потпуно беинитног узорка [7,99]

Честице цементита имају скроман допринос дисперзном ојачавању беинита. Оне су најчешће крупне, дислокације не могу да их пресеку, па их заобилазе. Процењено је да је њихов допринос релативно слаб и износи око 400 МПа на сваких 1%С [45]. Крупне цементитне честице и плочице издвојене између беинитних плочица у горњем беиниту, имају веома слаб ефекат ојачавања [108,109].

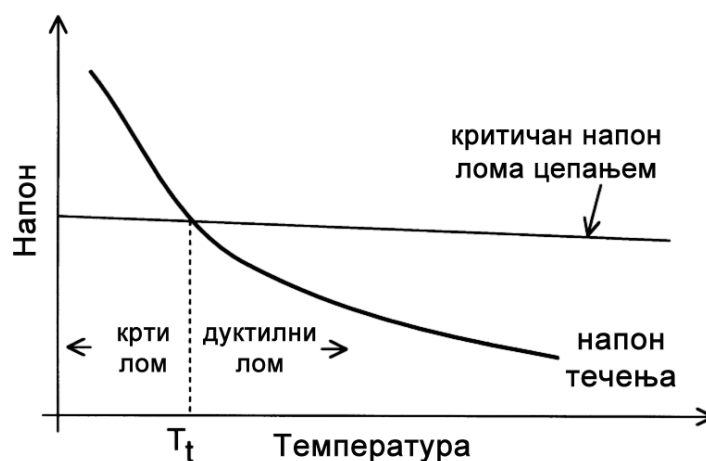
Беинит поседује знатно већу густину дислокација од ферита, као резултат бездифузионе трансформације, смицајном деформацијом, која ствара нове дислокације у околном аустениту и у самом беиниту [110]. Са снижењем температуре трансформације број дислокација који овако настаје се повећава [111, 112]. Трансмисионом електронском микроскопијом измерена је густина дислокација у беиниту између  $1,7 \cdot 10^{14} \text{ m}^{-2}$  и  $4 \cdot 10^{14} \text{ m}^{-2}$ , у односу на алотриоморфни ферит, где је измерена густина дислокација износила мање од  $0,5 \cdot 10^{14} \text{ m}^{-2}$  [113]. У последњем члану једначине 2.9, који се односи на дислокационо ојачавање, вредност коефицијента  $C_{10}$  износи 7,34 МПа [7]. За густину дислокација од  $4 \cdot 10^{14} \text{ m}^{-2}$  допринос укупном ојачавању износи 147 МПа.

### Жилавости феритно-перлитне структуре

За метале са просторно центритраном кубном кристалном решетком (прост.ц.к.) карактеристична је појава температурне области у којој се мења карактер лома од дуктилног ка кртом лому. Разлог прелаза од дуктилног ка кртом лому је изразит пораст границе течења са снижењем температуре, тј. отежавање пластичне деформације. С друге стране, вредност напона за крти лом је практично независна од температуре. На слици 2.33. шематски је приказана зависност напона течења и напона за крти лом од температуре. На ниским температурама напон за лом је мањи од напона течења, односно до лома цепањем долази пре достизања напона за пластичну деформацију. Жилавост прост.ц.к. метала на ниским температурама је веома мала, без обзира на њихову чврстоћу и структуру. Зато је уобичајено да се као мера њихове жилавости користи вредност прелазне температуре. Постоје различити критеријуми за дефинисање прелазне температуре. Најчешће је то одређена вредност ударне жилавости, као на пример критеријум абсорбоване енергије удара од 27 Ј. Критеријум може бити одређени удео кртог и дуктилног лома, најчешће 50% дуктилног лома на површини прелома.

Са становишта прелазне температуре повећање чврстоће негативно утиче на ударну жилавост прост.ц.к. метала, као што је приказано шематски на слици 2.33. Рафинација микроструктуре представља једини ефикасан начин да се истовремено повољно утиче и на чврстоћу и на жилавост [85,9]. Када је у питању челик са феритно-перлитном структуром, прелазна температура се снижава са

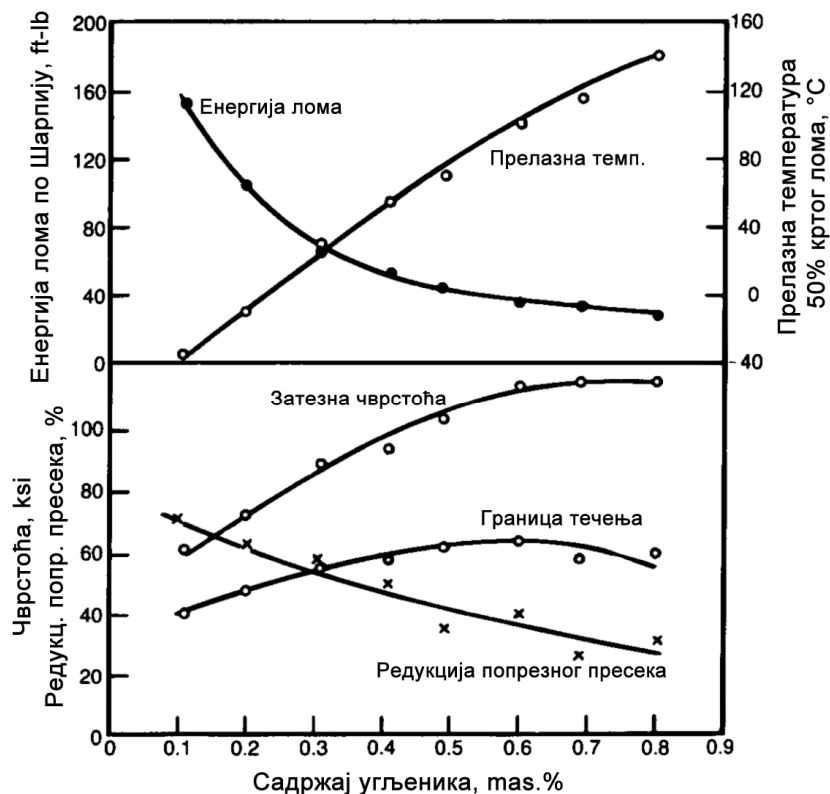
рафинацијом феритног зрна и перлита. [86,114-116]. Утицај величине перлитне колоније потпуно перлитне структуре на жилавост идентичан је утицају величине феритног зрна на жилавост код феритних челика [85]. У перлиту, као мешавини ферита и цементита ламеларне структуре, критични структурно–димензиони параметри су величина перлитне колоније, дебљина цементитне ламеле и међуламеларно растојање. Међуламеларно растојање и дебљина цементитне ламеле не могу се независно мењати, а њихов утицај на жилавост представља збир појединачних ефеката. Показало се да је, са становишта прелазне температуре, оптимално међуламеларно растојање у перлиту око  $0,3 \mu\text{m}$  [85,117]. Са повећањем садржаја угљеника у челику, повећава се удео перлита у укупној структури, а смањује удео ферита. Са повећањем удела перлита значајно се смањује ударна жилавост феритно–перлитних челика, а прелазна температура расте и до температуре изнад собне [1].



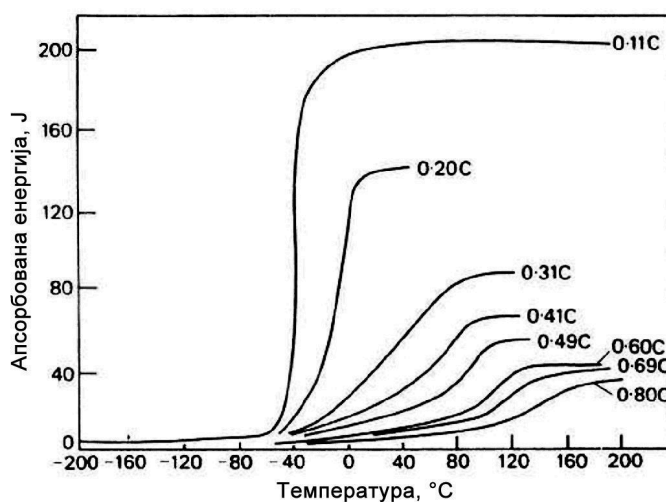
Слика 2.33. Шематски приказ прелаза крти/дуктилни лом [7].

Утицај садржаја угљеника, а посредно и перлита на прелазну температуру приказан је на слици 2.35. Са повећањем удела перлита (повећање %C) повећава се прелазна температура и смањује се апсорбована енергија удара при испитивању жилавости Шарпијевим клатном. Цементитне ламеле по својој морфологији представљају идеалне концентраторе напрезања. На оштрим врховима ових ламела долази до индуковања троосног затезног напрезања, које директно води у лом, а онемогућава значајну пластичну деформацију. Такође, због могућности да дође до њиховог лома, цементитне ламеле представљају повољна места за стварање микропрскотина, које се шире кроз перлит релативно лако, без промене

правца. Истовремено велика брзина деформационог ојачавања, карактеристична за перлит (видети слику 2.29), ограничава распрострањање пластичне деформације, што у крајњем исходу погодује развоју кртог лома.



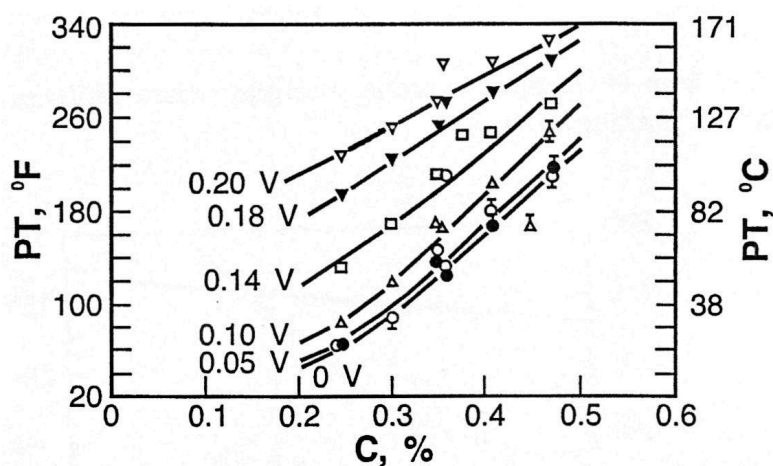
Слика 2.34. Утицај садржаја угљеника на механичке особине и жилавост челика [1].



Слика 2.35. Утицај садржаја угљеника на прелазну температуру [88].



Микролегирајући додаци који изазивају таложно ојачавање негативно утичу на ударну жилавост челика. Са повећањем садржаја ванадијума и азота расту прелазна температура и снижава се ударна жилавост на собној температури. На слици 2.36 илустрован је утицај додатка ванадијума прелазну температуру челика са 1,5%Mn.



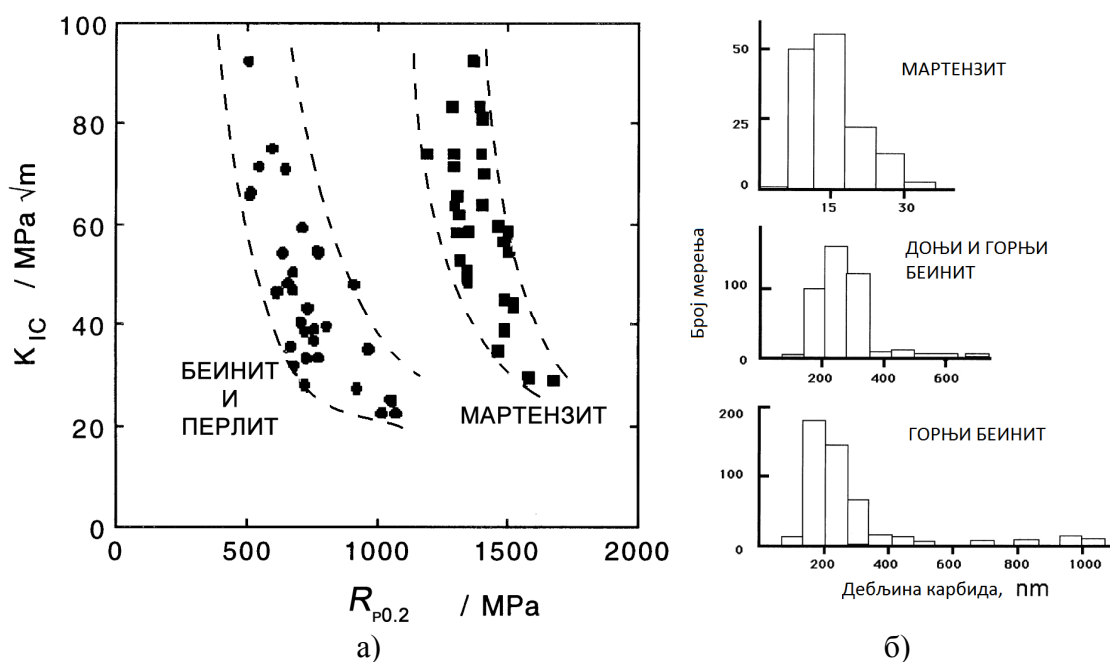
Слика 2.36. Утицај садржаја ванадијума и угљеника на прелазну температуру челика са 1,5%Mn [118].

### Жилавост беинија

Жилавост беинитне структуре зависи од морфологије беинита, димензија беинитних плочица, и удела и дисперзије карбида. Испитивањем челика са готово потпуно беинитном структуром, утврђено је да жилавост превасходно зависи од удела и дисперзије честица цементита. Чврстоћа беинита се повећава са снижењем температуре трансформације и са променом морфологије од горњег ка доњем беиниту [119]. Ово повећање чврстоће не прати пад жилавости, не само због рафинације плочица беинита, већ због разлике у величини и дисперзији цементитних честица. Разлог томе је што су и микропрскотине које настају ломљењем кртих честица карбида у случају доњег беинита мање, па је потребно применити веће напрезање да би се прошириле кроз феритну основу. Слично претходном, мартензитни челици, занатно више чврстоће од беинитних, у односу на границу течења истовремено показују и знатно већу жилавост (слика 2.37а). И у овом примеру, утврђено је да је овакво понашање последица величине и расподеле присутних честица карбида (слика 2.37 б). На тај начин, поређењем за

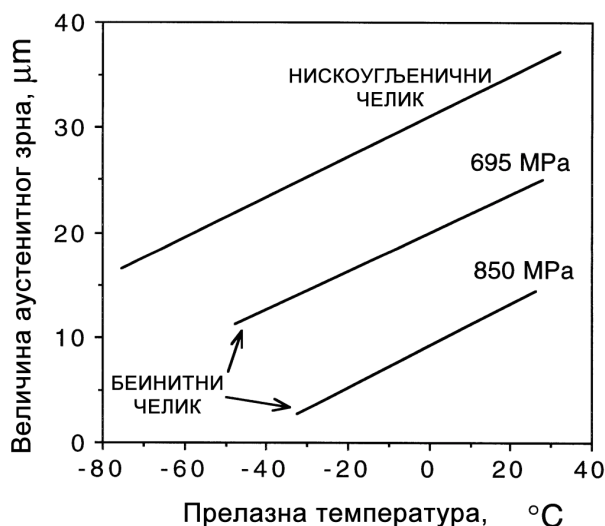
исту границу течења, жилавост расте у низу – горњи беинит, доњи беинит и отпуштени мартензит, као што опада величина карбидних честица [7,120].

У наведеним примерима за крти лом су одговорне честице карбида. Испитвањем површине прелома истраживачи су утврдили да димензије пљосни цепања (фацете) приближно одговарају величини беинитних снопова [121–125]. Границе зрна под великим углом представљају препреку напредовању микропрскотине. Кристалографска оријентација плочица беинита у оквиру истог снопа је практично иста и микропрскотина, која је створена ломљењем честица карбида, са лакоћом пролази кроз цео сноп. Прелазна температура беинитних челика опада са смањењем величине беинитних снопова [125], што се постиже рафинацијом аустенитног зрна (слика 2.38).



**Слика 2.37.** Жилавост (критични фактор напрезања,  $K_{IC}$ ) за беинит, перлит и отпуштени мартензит (а), расподела величине карбидних честица у горњем и доњем беиниту, и отпуштеном мартензиту [120].

Показало се да границе под великим углом представљају ефикасну препреку ширењу микропрскотина у случају челика са структуром ацикуларног ферита. Танке плочице ацикуларног ферита су испреплетане тако да прскотина мора при проласку кроз сваку од њих промени правац кретања, што захтева утрошак додатне енергије, односно примену већег напрезања [5].



Слика 2.38. Промена прелазне температуре у функцији величине аустенитног зрна код нискоугљеничних и беинитних челика [125].

## 2.2. ЛОМ У СРЕДЊЕУГЉЕНИЧНИМ МИКРОЛЕГИРАНИМ ЧЕЛИЦИМА

### 2.3.1. Критичан напон кртог лома

Крти лом челика увек прати и мањи или већи степен пластичне деформације, али може се претпоставити да је, у условима у којима долази до лома цепањем, величина пластичне зоне на врху прскотине веома мала. У том случају процес кртог лома цепањем по одређеним кристалографским равнима код челика може се описати применом линеарно-еластичне механике лома, а жилавост се може квантификовати као критичан интензитет напрезања,  $K_{IC}$  [126]:

$$K_{IC} = \sigma_F \sqrt{2\pi r_C} \quad (2.11)$$

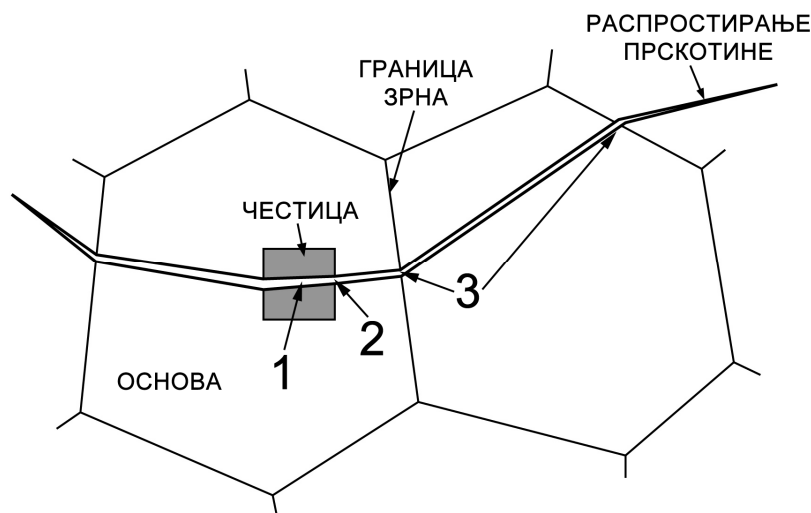
Критичан интензитет напрезања представља карактеристику материјала, зато што не зависи од димензија и облика комада. Члан  $r_C$  у изразу 2.11 представља растојање дуж којег је напрезање довољно да изазове лом честица карбида, а члан  $\sigma_F$  представља критичан напон лома. Критичан напон лома,  $\sigma_F$ , је локални напон при којем микропрскотина може да се шири кроз структуру, узрокујући крти лом, и дефинисан је Грифитовом једначином [127,128]:

$$\sigma_F = \sqrt{\frac{4E\gamma_S}{\pi(1-\nu^2)c}} \quad (2.12)$$

где су  $E$  – Јангов (*Young*) модул еластичности,  $\gamma_s$  – ефективна енергија површине (у јединицама  $J/m^2$ ),  $\nu$  – Поасонов (*Poisson*) коефицијент,  $c$  – дужина прскотине.

Критичан напон лома практично не зависи од температуре. С друге стране, граница течења прост.ц.к. метала се изразито повећава са снижењем температуре и на ниским температурама је већа од критичног напона лома. Изостанком пластичне деформације, по достизању критичног напона, долази до лома цепањем, односно кртог лома. Промена границе течења и критичног напона лома са температуром приказана је шематски на слици 2.33.

### 2.3.2. Механизам кртог лома



**Слика 2.39.** Шема механизма кртог лома у три стадијума: 1– нуклеација микропрскотине ломом крте фазе или честице, 2– микропрскотина се шири преко међуфазне границе, 3– микропрскотина даље напредује кроз основу, савлађујући баријеру граница зрна.

Механизам кртог лома код челика обухвата настанак почетне микропрскотине и њено ширење кроз основу, савлађујући отпор граница зрна или фаза (скица дата на слици 2.39). Механизам кртог лома у челицима одвија се у три стадијума [9, 129]:

- 1) лом честице секундарне фазе, карбида или цементитне ламеле,
- 2) микропрскотина настала у стадијуму 1 мора да савлада енергетску баријеру на граници честица/основа,

3) микропрскотина мора даље да савлада енергетску баријеру на граници између два зрна, основа/основа, и допунску енергетску баријеру због промене правца кретања прскотине на прелазу између два зрна различите кристалографске оријентације.

Грифитова једначина доводи у везу критичан напон кртог лома са микроструктуром челика. Процес нуклеације кртог лома код прост.ц.к. метала започиње нуклеацијом микропрскотине на некој микроструктурној компоненти мале дуктилности, као што је цементит, честица карбида или неметални укључак [129,9]. Дужина иницијалне микропрскотине у Грифитовој једначини,  $s$ , тада одговара по димензијама датој микроструктурној компоненти на којој је настала. Раније је овај димензиони фактор био повезиван са величином зрна, да би се са бољим познавањем механизма лома прецизније везивао за критично место настанка лома (величина беинитног пакета, величина укључка). У случају феритно-перлитног челика то може бити дебљина цементитне ламеле. Када су у питању честице секундарних фаза сферичног облика, микропрскотина је приближно кружна. У том случају је концентрација напона на врху прскотине већа  $\pi/2$  пута, па једначина 2.11 тако добија следећи облик [127,128,130]:

$$\sigma_{pm} = \sqrt{\frac{\pi E \gamma_{pm}}{(1 - \nu^2)d}} \quad (2.13)$$

где је  $d$  – пречник честице, чијим ломом је настала почетна микропрскотина.

Према представљеном механизму кртог лома границе зрна, међуфазне границе, односно границе честица/основа представљају препреке кретању прскотине. Под претпоставком да микропрскотина у трећем стадијуму има димензије које одговарају пречнику зрна,  $D$ , минимални локални напон потребан да савлада границу зрна,  $\sigma_{mm}$ , према Грифитовој једначини је:

$$\sigma_{mm} = \sqrt{\frac{\pi E \gamma_{mm}}{(1 - \nu^2)D}} \quad (2.14)$$

Укупна дужина прскотине реда величине једног или неколико зрна довољна је за одвијање кртог лома, под условом да се цео механизам одвија динамички, без застоја [9,130]. Лом се одвија цепањем дуж одређених кристалографских равни, а код прост.ц.к. метала то су неклизне равни из фамилије  $\{1\ 0\ 0\}$ .

Да би се механизам кртог лома одвијао несметано, неопходан услов је да микропскотина на динамичан начин савлада баријере на границама честица/основа и основа/основа. При некој критичној вредности дужине микропрскотине, за дату вредност ефективне површине, достиже се критичан напон кртог лома. У којем стадијуму прскотина достиже критичну дужину зависи од микроструктуре, односно дужине  $d$  или  $D$ , према Грифитовој једначини. Постоје три могућности:

а) Ако је  $\sigma_p > \sigma_{pm}$ , где је  $\sigma_p$  напон при којем се ломи честица, онда је то стадијум настанка микропрскотине ломом честице (1);

б) Ако је  $\sigma_{pm} > \sigma_{mm}$ , онда је то стадијум ширења микропрскотине кроз границу честица/основа (2);

в) Ако је  $\sigma_{mm} > \sigma_{pm}$ , онда се лом зауставља на граници зрна.

Напони  $\sigma_{pm}$  и  $\sigma_{mm}$  зависе од дужине микропрскотине  $d$ , односно  $D$ , па ће и однос ових напона зависити од односа пречника честица и зрна:

$$\frac{\sigma_{pm}}{\sigma_{mm}} = \sqrt{\frac{D}{d} \cdot \frac{\gamma_{pm}}{\gamma_{mm}}} \quad (2.15)$$

Одавде следи услов ширења микропрскотине настале преломом честице пречника  $d$ ,

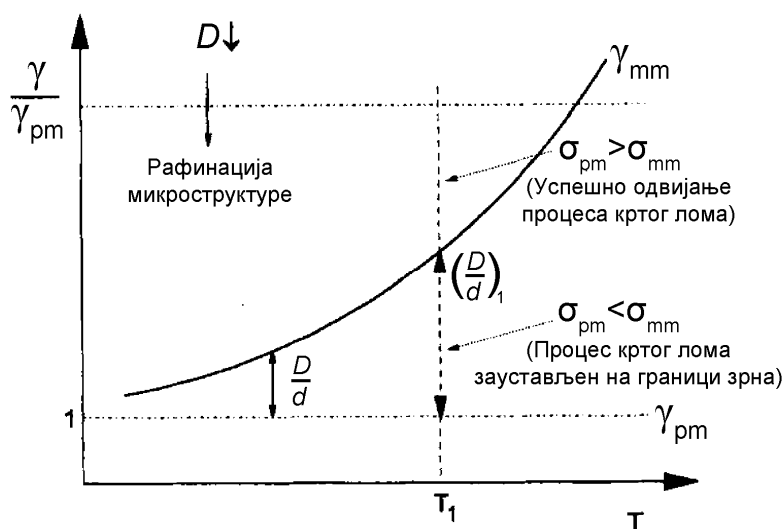
$$\sigma_{pm} > \sigma_{mm} \Rightarrow \frac{D}{d} > \frac{\gamma_{mm}}{\gamma_{pm}} \quad (2.16)$$

односно услов да лом зависи од напона на граници зрна, у трећем стадијуму механизма кртог лома је:

$$\sigma_{pm} < \sigma_{mm} \Rightarrow \frac{D}{d} < \frac{\gamma_{mm}}{\gamma_{pm}}. \quad (2.17)$$

Ефективна енергија површине,  $\gamma_{mm}$ , представља рад по јединици површине створене ширењем микропрскотине кроз основу. На температурама тако ниским да је обим пластичне деформације занемарљив, ефективна енергија површине једнака је енергији еластичне деформације кристалне решетке, која се ослобађа стварањем слободне површине ширењем прскотине. Ефективна енергија површине,  $\gamma_{mm}$ , расте са температуром, јер са температуром расте удео енергије која се троши на пластичну деформацију у околини врха прскотине. Са

повећањем вредности ефективне енергије, према Грифитовој једначини, повећава се и критични напон. На одређеној температури граница течења челика постаје нижа од критичног напона за крти лом, пластична деформација претходи лому и удео дуктолног лома расте. Челик је тада у области температура прелаза из области кртог у област дуктилног лома (тзв. прелазна област). Претпостављајући да су критичан напон лома,  $\sigma_F$ , и ефективна енергија површине на граници честица/основа,  $\gamma_{pm}$ , независни од температуре [131], из израза 2.15, односно 2.16 следи услов да се ширење микропрскотине заустави у трећем стадијуму, на граници зрна. Овај услов је илустрован на слици 2.40.



**Слика 2.40.** Шематски приказ услова за ширење микропрскотине зависно од односа пречника зрна и честице [131].

Према услову приказаном на слици 2.40, ширење микропрскотине кртим механизмом се зауставља на граници зрна када је структура довољно ситнозрна, зависно од односа ефективних енергија,  $\gamma_{mm}/\gamma_{pm}$ , на датој температури  $T_1$  (када је испуњен услов дефинисан изразом 2.16).

Ефективна енергије површине експериментално је одређивана за низ различитих микролегираних челика [131–10]. На температури течног азота ( $-196^\circ\text{C}$ ) процењене су следеће вредности  $\gamma_{pm} \approx 7 \text{ J/m}^2$ ,  $\gamma_{mm} \approx 50 \text{ J/m}^2$ , а на собној температури  $\gamma_{mm} \approx 200 \text{ J/m}^2$ . Према услову из једначине 2.16 следи да се на  $-196^\circ\text{C}$  може очекивати да крти лом контролише трећи стадијум механизма кртог лома када је однос пречника честице и зрна:

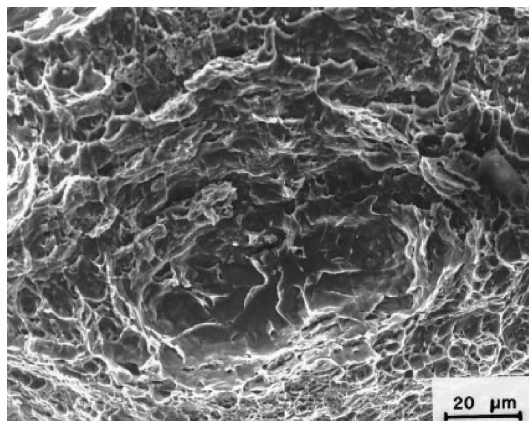
$$\frac{D}{d} < \frac{\gamma_{mm}}{\gamma_{pm}} = \frac{50}{7} \approx 7. \quad (2.18)$$

На собној температури је тај однос приближно  $200/7 \approx 29$ .

Међутим, показало се да је на  $-196^\circ\text{C}$  однос  $D/d$  далеко већи од 7, зато што су измерене димензије прве пљосни увек веће него што може бити величина зрна. Утврђено је да прва фацета обухвата неколико зрна приближне кристалографске оријентације. У случају мале разлике у кристалографској оријентацији, микропрскотина са лакоћом савладава границу зрна. Такав је случај код феритно перлитних челика где иницијалну прскотину чине површина преломљених зрна ферита и перлитних нодула исте кристалографске оријентације [5]. У складу са овим резултатима је и закључак више истраживача да је на температури течног азота одлучујући фактор у механизму кртог лома иницијација микропрскотине ломљењем кртих фаза и њено ширење кроз границу честица/основа (стадијум 2) [130,132,133].

У области прелазних температура, како ефективна енергија површине  $\gamma_{mm}$  расте са температуром, однос  $D/d$  из услова датог изразом 2.16 постаје знатно већи. Као што је наведено, тај однос је на собној температури приближно 29, што је довољно да омогући контролу кртог лома рафинацијом зрна. У литератури су забележени примери да је ширење иницијалне микропрскотине заустављено на граници зрна код средњеугљеничних микролегираних челика са веома фином феритно-перлитном структуром и са структуром ацикуларног ферита [131,10,8–14]. Прекидом кртог лома у трећем стадијуму, услов непрекидног раста прскотине није испуњен, а њена оштрина се смањује пластичном деформацијом, па се јавља дуктилни лом. На слици 2.41 приказан је снимак површине прелома начињен скенирајућом електронском микроскопијом, који приказује преломљену честицу TiN и прву раван цепања, окружену дуктилним јамицама. Овај пример указује да је микропрскотина иницирана на кртој честици TiN заустављена у трећем стадијуму механизма кртог лома, на границама под великим углом.



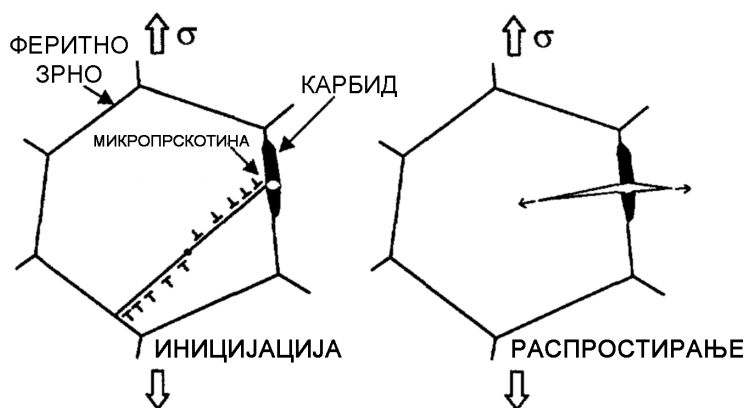


**Слика 2.41.** Микропрскотина настала ломљењем честице TiN; пљосан цепања је окружена дуктилним јамицама (Ti-V микролегирани челик феритно-перлитне структуре, састава 0,21% C, 1,51% Mn, 0,27% Si, 0,012% P, 0,002% S, 0,19% V, 0,015% Al, 0,017% Ti, 0,0010% N) [10].

### 2.3.3. Микроструктурни аспекти кртог лома

#### Нуклеација лома на честицама секундарних фаза

Механизам лома у челицима започиње ломљењем честица кртих фаза. Код нискоугљеничних челика лом је превасходно инициран ломљењем честица цементита лоцираних на границама феритних зрна [129]. Детаљним истраживањима утврђен је модел по којем долази до иницијације лома на честицама карбида или других честица кртих секундарних фаза, као што је илустровано на слици 2.42 [135–138].



**Слика 2.42.** Модел иницијације лома цепањем стварањем микропрскотине ломом честице карбида на граници феритних зрна [134].

Дислокације се нагомилавају под дејством спољашњег напрезања на честицама карбида, које се налазе на путањи клизних трака. Истовремено честице су напегнуте у правцу затезних напона и приморане да се деформишу у складу са деформацијом феритне основе. Карбиди оријентисани у правцу дејства напона, који трпе највећу деформацију се коначно ломе. Неке новонастале микропрскотине настављају напредовање кроз феритна зрна, док се неке заустављају на границама, у складу са тростепеним механизмом кртог лома описаним раније (слика 2.39). Овај модел имплицира да лому честице мора да претходи извесна пластична деформација. И новија испитивања указују да ломљење честица заиста наступа под истовременим дејством поља напрезања нагомиланих дислокација на граници основе и честице и концентрације напона на местима структурних и геометријских неправилности саме честице [134].

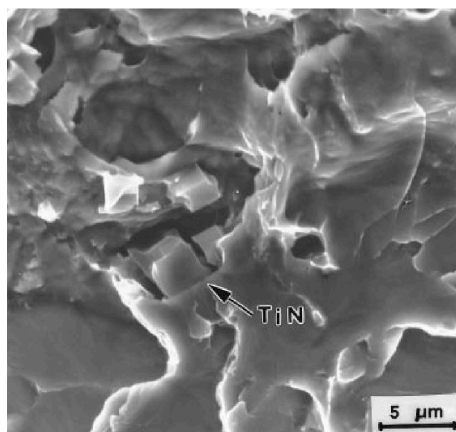
Поред цементитних честица или ламела, као иницијатори микропрскотина идентификоване су различите честице секундарних фаза, зависно од врсте и састава челика. У нискоугљеничним челичним завареним спојевима лом цепањем је индукован ломљењем неметалних укључака на бази Ti, Si [139], или комплексних укључака са Mn, Ti, Si и S [140]. Код нискоугљеничних и еутектоидних умирених челика идентификоване су комплексне честице оксида Al, Si, Mn и Ca [13]. Код нисколегираних челика високе чврстоће (“HSLA” челици) крти лом може бити инициран ломљењем мартензитно-аустенитног конституента (M/A конституент) у виду танког филма издвојеног по границама феритног зрна [141]. Има примера где лом цепањем потиче од шупљина насталих декохезијом издужених честица MnS од феритне основе [142–144].

**Табела 2.2.** Преглед места иницијације кртог лома у челицима.

Место иницијације	Челик
карбиди	феритни, беинитни каљени и отпуштени челици
комплексни укључци	заварени спојеви
$Al_2O_3$ -MnO-SiO <sub>2</sub> -CaO	Умирени челици
TiN честице > 1 μm	Ti микролегирани челици
танке плочице M/A	“HSLA” челици
дуктилне шупљине на издуженим MnS честицама	перлитни, беинитни челици

За челике са додатком титана карактеристично је да лом цепањем готово увек започиње ломљењем крупних честица TiN ( $> 1 \mu\text{m}$ ). Честице TiN су полиедарног облика и остварују чврсту везу са основом због неусаглашености кристалних решетки и велике разлике у коефицијентима термичког ширења. У литератури се наводи да је чврста веза честица/основа кључна особина која чини честице потентним за нуклеацију лома цепањем [145].

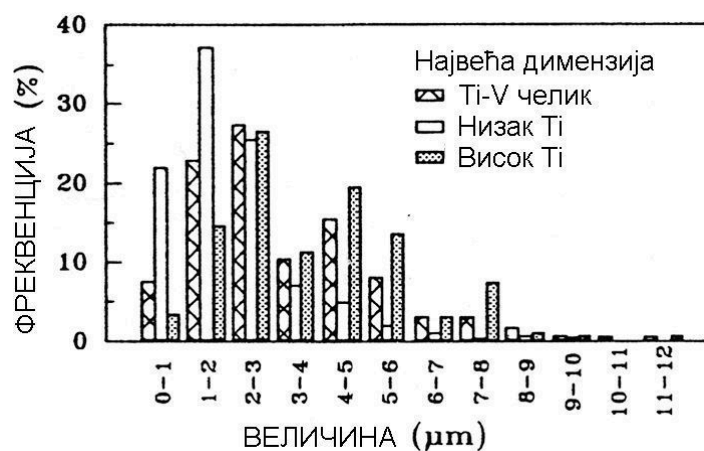
Детаљним испитивањем улоге честица у нуклеацији лома у средњеугљеничним Ti-V микролегираним челицима, откривено је да лом цепањем започиње на честицама (Ti,V)(C,N). То су заправо честице TiN на којима се у току хлађења са температура аустенитизације таложе честице V(C,N). Штавише, једна половина преломљене честице богатија је на титану, а друга на ванадијуму. Димензије (Ti,V)(C,N) честица одговорних за лом цепањем су 3 до  $9 \mu\text{m}$ . [146]. Изглед преломљене честице TiN, снимљене скенирајућом електронском микроскопијом приказан је на слици 2.43.



**Слика 2.43.** С.Е.М. снимак преломљене честице TiN на површини прелома епрувете за испитивање савијањем у четири тачке [10].

И други извори наводе да су крупне честице на бази TiN одговорне за иницијацију лома цепањем, измерене су димензије 2 до  $6 \mu\text{m}$  [5,131–11,14,150]. На основу расподеле величина честица TiN, аутори истраживања су закључили честице TiN изван овог опсега величина, односно оне најстиније и најкрупније, не учествују у иницијацији лома. Исто тако, податак о просечној величини честица не даје праву слику о томе које честице представљају потенцијална места

нуклеације кртог лома [150]. На слици 2.44 приказан је пример хистограма величина честица TiN.



**Слика 2.44.** Хистограм највеће димензије крупних честица TiN у Ti-V микролегираним челицима [150].

Претпоставља се да се најкрупније честице ломе при напрезањима која су нижа од критичне вредности, на супрот најситнијим честицама, за које је потребно веће напрезање од критичног, због запреминског ефекта (Веибулов ефекат, *Weibull*) [147]. Чврстоћа честица мења се са њеном запремином према изразу:

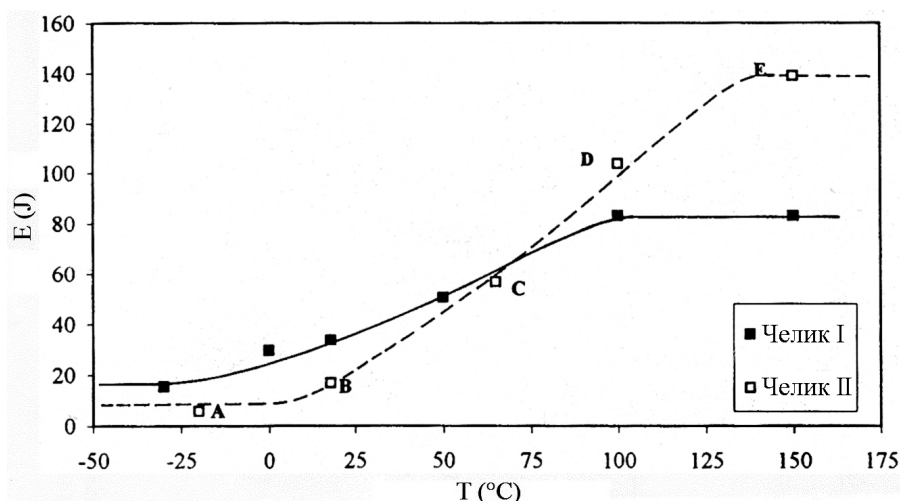
$$a^3 \cdot \sigma^m = const. \quad (2.19)$$

где је  $m$  – Веибулов модул, који зависи од врсте честице,  $a$  – пречник честице. Када је напон  $\sigma$  из једначине 2.19 већи од критичног напона лома, микропрскотина настала ломом честице може изазвати лом цепањем. У супротном, настала микропрскотина не може да савлада препреку на граници са основом [131].

Сматра се да честице TiN имају кључну улогу у нуклеацији лома цепањем код микролегираних средњеугљеничних челика. Два челика приближног састава могу имати различиту жилавост зависно од удела и дисперзије честица секундарних фаза. Утицај додатка Ti на криву зависности енергије лома од температуре, илустрован је на слици 2.45. Виша прелазна температура код челика са додатком Ti последица је иницијације лома на крупним честицама TiN [8].

Постоје и примери челика у којима лом цепањем није инициран на честицама. Код челика без додатка Ti лом започиње у основи, највероватније на

размеђу перлитних колонија насталим на границама некадашњег аустенитног зрна, на местима где нема алотриоморфа или граничног ферита [148]. Други пример је челик беинитне структуре са крупним честицама TiN, које нису идентификоване као иницијатори микропрскотина и лома цепањем [149].



**Слика 2.45.** Утицај додатка Ti на енергију лома по Шарпију за два микролегирана челика: челик I – 0,26%С 1,56%Mn 0,018%Al 0,17%V 0,0110%N, 0,008%Ti; челик II – 0,21%С 1,51%Mn 0,015%Al 0,19%V 0,0100%N, 0,017%Ti [8].

### Ширење микропрскотине кроз основу

Већином се сматра да на ниским температурама крти лом контролише ширење микропрскотине настале на честици кроз међуфазну границу са основом, те да величина зрна у овом случају нема пресудан утицај. Ипак, интересантно је да мерења равни цепања на месту иницијације лома показују да су пљосни које су настале ширењем иницијалне микропрскотине (прва фацета) веће од просечног пречника зрна [14]. Дакле, просечна величина зрна није једнозначно релевантан параметар са становишта иницијације лома цепањем. Димензије прве пљосни заправо одговарају најкрупнијим зрнима у структури или агрегатима више зрна исте кристалографске оријентације. Код феритно-перлитне структуре то су накупине феритних зрна и перлитних нодула исте кристалографске оријентације („феритна јединица“) [10]. Микропрскотина настала на честицама окружена оваквим накупинама микроконституената исте кристалографске оријентације,

шири се кроз основу без застоја. Између осталог, ово је још један резултат у прилог мишљењу да на ниским температурама, када је вредност  $\gamma_{\text{min}}$  мала, кључну улогу у механизму лома цепањем има други стадијум – ширење микропрскотине кроз границу честица/основа. У случају беинитне структуре основна микроструктурна јединица, исте кристалографске оријентације је беинитни сноп, док је код структуре ацикуларног ферита то једна плочица [13]. Не треба, међутим, изгубити из вида када је реч о структури ацикуларног ферита, да су у структурама континуирано хлађених челика, поред њега увек присутни и гранични ферити и перлит.

Многи истраживачи верују да величина зрна, односно релативни однос величине зрна и величине честица има утицај на жилавост челика на ниским температурама [151,152]. Запажено је да са повећањем дебљине карбида изнад неке критичне вредности жилавост челика више не опада. Истовремено, при константној дебљини карбида, ударна жилавост се повећава са смањењем величине зрна [152]. Штавише, резултати истраживача Чена и Јана (*Chen, Yan*) навели су их на закључак да чак и на  $-196^{\circ}\text{C}$  кључну улогу има заправо само величина зрна. Наиме, феритно-перлитни челици приближно исте величине и садржаја перлита показали су приближну жилавост и поред разлике у величини карбидних честица, па су закључили да је величина зрна тај параметар који одређује локални критични напон лома, а да величина карбидних честица не игра значајну улогу [153,154]. Аутори претпостављају да је потребна критична микропрскотина величине бар једног зрна да би се несметано ширила кроз основу. Ечеверија и сарадници, у намери да провере претпоставке о ефекту величине зрна на ниским температурама, долазе до резултата да на  $-196^{\circ}\text{C}$  жилавост средњеугљеничних челика беинитне структуре опада са повећањем зрна, односно дебљине беинитних плочица [14]. Запажени пад жилавости са повећањем величине зрна не може се интерпретирати са становишта одлучујућег стадијума механизма лома цепањем. Претпоставља се да је утицај величине зрна везан за дужину клизне траке и напрезање које изазивају дислокације нагомилавањем на граници са честицом [14,155]. Следећа претпоставка је да величина зрна заправо утиче на промену механизма иницијације лома на  $-196^{\circ}\text{C}$ , а не на ширење већ инициране микропрскотине. Тако је забележено да се у случају

структуре ацикуларног ферита, где су танке плочице ферита насумичне оријентације испреплетане у простору, механизам иницијације микропрскотине на  $-196^{\circ}\text{C}$  измењен, јер аутори у овом случају нису идентификовали честице као место иницијације микропрскотине. Такође, на целој површини прелома није идентификована ни једна честица TiN ни као место секундарне иницијације микропрскотина [14]. Аутори доводе ове резултате у везу са ситнозрном и испреплетаном структуром ацикуларног ферита.

### 3. ЕКСПЕРИМЕНТАЛНИ ДЕО

#### 3.1. МАТЕРИЈАЛ

У овом раду су испитана два микролегирана средњеугљенична челика, испоручена као топло ваљане шипке кружног пресека, пречника 19 mm и 22 mm и дужине 1 m. Хемијски састав ових челика дат је у табели 3.1. Ознаке V19 и TiV22 указују на преовлађујући микролегирајући елемент и пречник испоручене топло ваљане шипке.

Табела 3.1. Хемијски састав испитиваних челика [mas.%].

	<b>V19</b>	<b>TiV22</b>
<b>C</b>	<b>0,256</b>	<b>0,309</b>
<b>Si</b>	0,416	0,485
<b>Mn</b>	1,451	1,531
<b>P</b>	0,0113	0,0077
<b>S</b>	0,0112	0,0101
<b>Cr</b>	0,201	0,265
<b>Ni</b>	0,149	0,200
<b>Mo</b>	0,023	0,041
<b>V</b>	<b>0,099</b>	<b>0,123</b>
<b>Ti</b>	<b>0,002</b>	<b>0,011</b>
<b>Al</b>	0,038	0,017
<b>Cu</b>	0,183	0,232
<b>Nb</b>	0,002	0,003
<b>As</b>	0,0110	0,0180
<b>N</b>	0,0229	0,0228

Челици V19 и TiV22 израђени су у индустријској електролучној пећи капацитета 60 t уз ванпећну обраду на постројењу ASEA-SKF и ливени у металне калупе капацитета 2630 kg. Инготи су након вађења из кокила хлађени у базенима са водом, а затим на ваздуху.



Инготи су топло ваљани са температуре од  $1200^{\circ}\text{C}$  у гредице  $120 \times 120 \text{ mm}$  на блуминг ваљаоници. Гредице су прогреване на  $1150^{\circ}\text{C}$  и топло ваљане на континуираној ваљаоници у шипке пречника  $19 \text{ mm}$  и  $22 \text{ mm}$  и хлађене на ваздуху. Завршне температуре ваљања су биле више од  $950^{\circ}\text{C}$ .

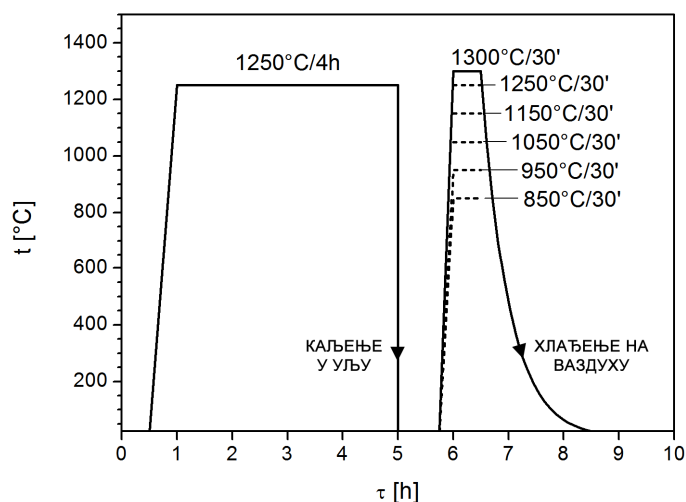
## 3.2. ТЕРМИЧКА ОБРАДА УЗОРАКА

### 3.2.1. Хомогенизација

Узорци шипке хомогенизовани су у лабораторијској електроотпорној пећи на температури од  $1250^{\circ}\text{C}$  у трајању од 4 сата у заштитној атмосфери аргона, а затим су каљени у уљу.

### 3.2.2. Одређивање режима аустенитизације узорака за испитивање

Пробни узорци шипке дужине  $180 \text{ mm}$ , који су претходно хомогенизовани и каљени у уљу, прогревани су на различитим температурама, и то  $850^{\circ}\text{C}$ ,  $950^{\circ}\text{C}$ ,  $1050^{\circ}\text{C}$ ,  $1150^{\circ}\text{C}$ ,  $1250^{\circ}\text{C}$  и  $1300^{\circ}\text{C}$  у трајању од 30 минута у заштитној атмосфери аргона, а потом хлађени на мирном ваздуху. Шема термичке обраде приказана је на слици 3.1.



Слика 3.1. Шема термичке обраде.

Након испитивања микроструктуре светлосном микроскопијом одређена је коначна температура прогревања узорака намењених даљем испитивању од 1250°C.

### 3.2.3. Аустенитизација узорака за испитивање

Хомогенизовани и каљени узорци шипки дужине 210 mm, намењени за израду епрувета за испитивање једноосним затезањем, и узорци шипки дужине 180 mm, намењених за израду епрувета за испитивање савијањем у четири тачке, прогревани су на температури од 1250°C, у трајању од 30 минута у заштитној атмосфери аргона, након чега се хлађени на мирном ваздуху.

## 3.3. МИКРОСТРУКТУРНА ИСПИТИВАЊА

Микроструктура је испитивана светлосним микроскопом „Reichert-Jung MeF3“ и на скенирајућем електронском микроскопу „JEOL JSM 5800“, који је опремљен уређајем за енергетску дисперзивну спектроскопију X-зрачења (*Energy dispersive X-ray spectroscopy*, EDS) типа „Oxford Instruments Inca“. Светлосном микроскопијом узорци су испитивани при повећањима од 100× до 1000×, а на скенирајућем електронском микроскопу у опсегу од 1000× до 3500×.

Узорци за светлосну микроскопију дужине 10 mm исечени су из средине шипки, које су претходно термички обрађене као што је то описано у поглављу 3.2.2. Узорци су мокро брушени силицијум карбидним брусним папирима гранулација 120, 240, 320, 600, 800 и 1200, а потом су полирани дијамантском пастом финоће 9 μm, затим 5 μm и коначно 1 μm на текстилној подлози (филц) са лубрикантом. Полирана површина нагризана је у 2% раствору азотне киселине у етанолу („нитал“).

Микрофотографије снимљене дигиталном камером на светлосном микроскопу анализирани су помоћу софтвера за обраду и квантитативну анализу слике „JmicroVision v1.27“. Слике су припремљене за аутоматску планиметрију применом постојећих алгоритама, и то аутоматском нивелацијом интензитета нијанси фотографије и редукцијом шума применом медиан филтера („median

*filter*“). Раздвајање ферита и перлита (сегментација слике) извршена је на основу разлике у интензитету сивих тонова, одабиром жељеног нивоа сиве нијансе („*threshold*“). Сегментација полигоналног ферита у присуству ацикуларног ферита била је могућа само уз увођење параметара облика и минималне величине зрна. Стога је задат и опсег вредности ексцентричности и конвексности зрна. Издвојени делови слике су бинаризацијом преведени у слику потпуно белих објеката (интензитет је 255), који одговарају издвојеном микроконституенту, на потпуно црној позадини (интензитет је нула). На бинаризованим сликама микроконституент бео на црној позадини, што омогућава аутоматску квантитативну анализу.

Аутоматском анализом добијени су следећи параметри за свако издвојено зрно: површина, дужина границе, ширина и висина описаног правоугаоника, дужина и ширина трага („*ferret diameter*“), оријентација у односу на слику, ексцентриčnost, конвексност и пречник круга еквивалентне површине.

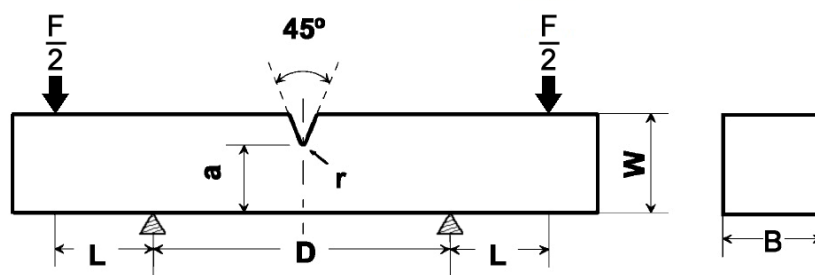
Величина зрна ферита је израчуната на основу средњег површинског удела и средње дужине границе зрна по јединици анализиране површине, као као средња процењена величина зрна  $d_s$ .

Дебљина плочица ацикуларног ферита је процењена као средња вредност ширине зрна, која је одређена аутоматски, у односу на оријентацију највеће димензије зрна, у попречном правцу, као растојање између тангенти у најудаљенијим тачкама по ширини (ширина трага, „*ferret diameter*“).

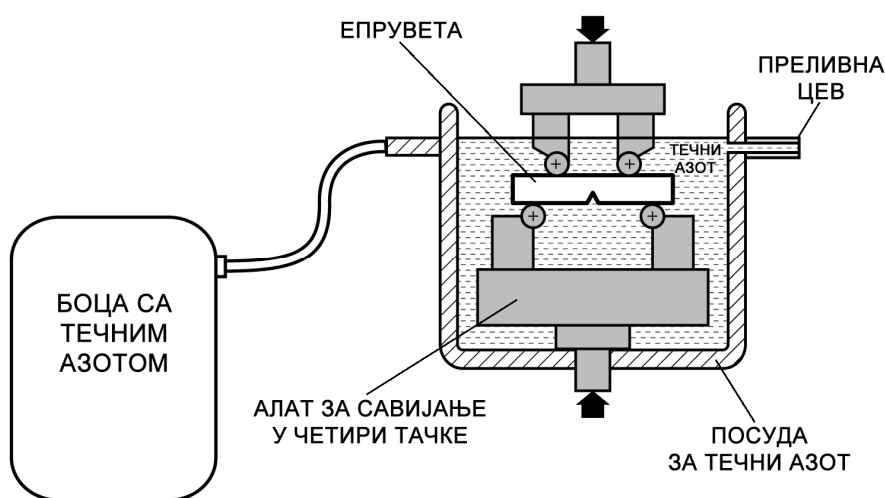
За одређивање величине аустенитног зрна узорци каљени у уљу са температуре хомогенизације накнадно су жарени на температури од 450°C у трајању од 24 часа и хлађени на мирном ваздуху. Ови узорци су након брушења и полирања нагризани у раствору 10 g пикринске киселине ( $C_6H_3N_3O_7$ ), 1 cm<sup>3</sup> хлороводоничне киселине и 20cm<sup>3</sup> агенса за квашење (детергент) у 100 cm<sup>3</sup> дестиловане воде, загрејаном на температуру од 90°C. Величина полазног аустенитног зрна одређивана је са микрофотографија снимљених на светлосном микроскопу, применом методе линеарних пресека зрна.

### 3.4. ИСПИТИВАЊЕ САВИЈАЊЕМ У ЧЕТИРИ ТАЧКЕ

За испитивање савијањем у четири тачке коришћени су узорци са зарезом, чија геометрија и димензије, дате на слици 3.2, одговарају узорку коришћеном у оригиналном раду Грифитса и Овена (Griffiths, Owen) [156].



Слика 3.2. Узорак за испитивање савијањем у четири тачке:  $B = 12,7 \text{ mm}$ ,  $W = 12,7 \text{ mm}$ ,  $a = 8,47 \text{ mm}$ ,  $D = 38,1 \text{ mm}$ ,  $L = 12,7 \text{ mm}$ ,  $r = 0,25 \text{ mm}$ .



Слика 3.3. Шема апаратуре за испитивање савијањем у четири тачке на температури течног азота.

Испитивање савијањем у четири тачке изведено је на хидрауличној машини за испитивање *Instron* на температури течног азота ( $-196^\circ\text{C}$ ). Узорак је испитиван у посуди повезаној са боцом за течни азот са регулацијом притиска и протока течне фазе. Сталан проток течног азота обезбедио је да узорак буде увек потопљен како би температура испитивања била константна. Скица коришћене апаратуре дата је на слици 3.3.

Брзина испитивања савијањем у четири тачке износила је 0,1 mm/min.

Номинални напон савијања израчунат је према једначини:

$$\sigma_{nom} = \frac{6 \cdot M}{B \cdot a^2} \quad (3.1)$$

где је  $M$  момент савијања дат изразом

$$M = \frac{F}{2} \cdot L \quad (3.2)$$

Величине  $B$ ,  $a$  и  $L$  су димензије епрувете за испитивање савијањем, дате на слици 3.2, а  $F$  је сила савијања, која је забележена на уређају за испитивање.

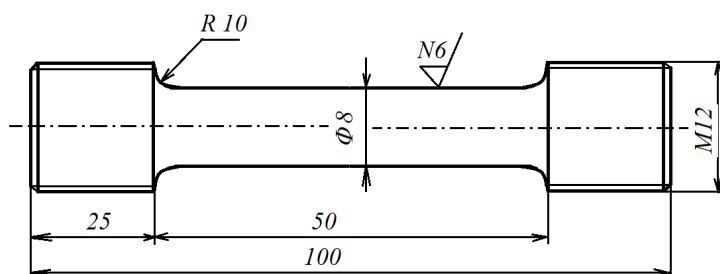
### 3.5 ИСПИТИВАЊЕ ЈЕДНООСНИМ ЗАТЕЗАЊЕМ

#### 3.5.1. Испитивање на температури течног азота

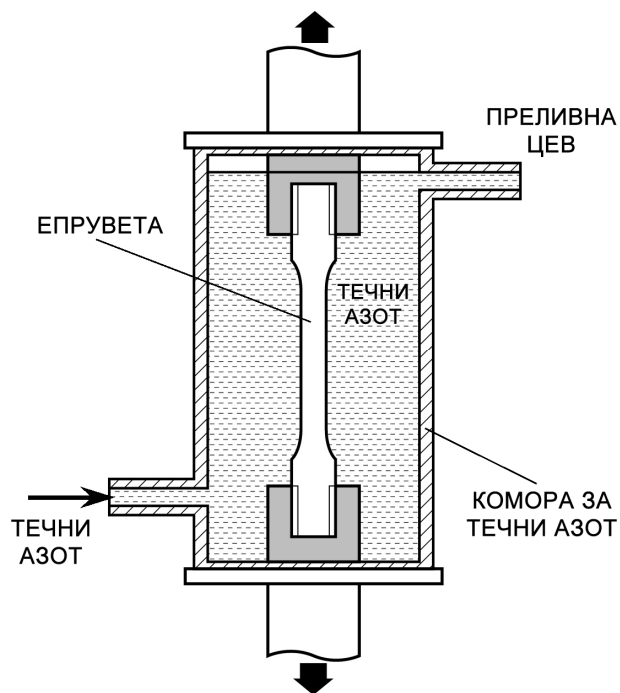
Испитивање једноосним затезањем на температури течног азота извршено је на хидрауличној машини за испитивање *Instron*, модел 1332, капацитета 100 kN. Коришћене су пропорционалне епрувете кружног попречног пресека (слика 3.4), мерне дужине  $L_0 = 40$  mm и пречника  $d = 8$  mm (SRPS EN 10 002-1) и модификоване пропорционалне епрувете, мерне дужине  $L_0 = 30$  mm и пречника  $d = 6$  mm.

Затезна епрувета је испитивана у комори у којој је одржаван сталан ниво течног азота током испитивања (слика 3.5).

Брзина затезања је била константна и износила је 0,1 mm/min. Сила затезања и издужење бележени су дигитално.



Слика 3.4. Стандардна пропорционална епрувета за испитивање једноосним затезањем: (SRPS EN 10 002-1).



Слика 3.5. Скица коморе за испитивање једноосним затезањем у течном азоту.

### 3.5.2. Нумеричка обрада деформационих кривих

Експерименталне вредности силе и издужења добијене испитивањем једноосним затезањем прерачунате су на номиналне и стварне вредности напона и деформације. Са номиналне криве очитане су вредности границе течења, затезне чврстоће и укупног издужења у процентима. Граница течења одређивана је као напон при 0,2% деформације ( $R_{p0,2}$ ).

Стварна крива деформације описана је полиномом, који је одређен полиномском регресијом методом најмањих квадрата. За регресиону анализу коришћен је програмски пакет Лабплот („Labplot”). На овај начин добијене су криве погодне за даљу обраду или за описивање механичких особина материјала при моделовању методом коначних елемената.

Диференцирањем стварних кривих деформације одређене су криве зависности брзине деформационог ојачавања од деформације, односно од напона.

Индекс деформационог ојачавања одређен је према Холомоновој једначини,

$$\sigma = K \cdot \varepsilon^n \quad (3.3)$$

чијим се логаритмовањем добија једначина праве

$$\log \sigma = \log K + n \cdot \log \varepsilon \quad (3.4)$$

где је индекс деформационог ојачавања,  $n$ , одређен нагибом праве.

### 3.6. ИСПИТИВАЊЕ УДАРНЕ ЖИЛАВОСТИ ПО ШАРПИЈУ

Испитивање ударне жилавости изведено је на температури течног азота инструментираним клатном типа Tinius Olsen опсега до 300J. Коришћене су стандардне епрувете са V зарезом.

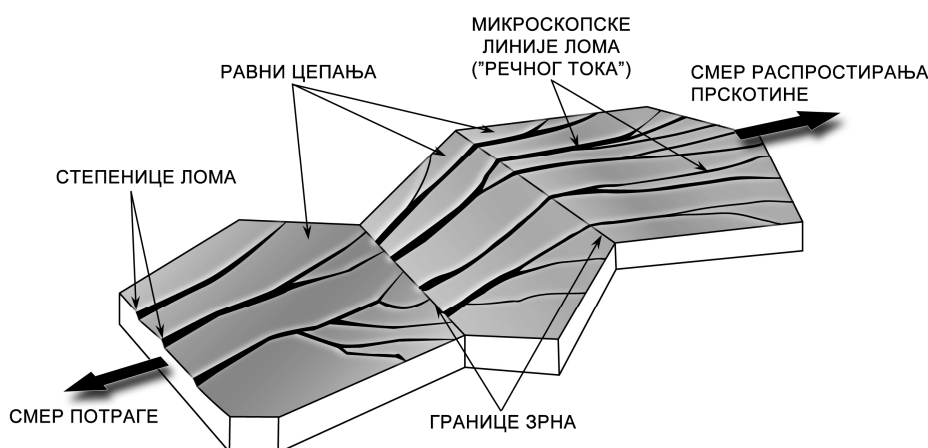
### 3.7. ФРАКТОГРАФИЈА – АНАЛИЗА ПОВРШИНЕ ПРЕЛОМА

За анализу површине прелома епрувета испитиваних савијањем у четири тачке коришћен је скенирајући електронски микроскоп „JEOL JSM 6610LV“. Радни напон износио је 20 kV. Узорци су испитивани при увећањима у опсегу од 100× до 10 000×. Овај микроскоп опремљен је уређајем за енергетски дисперзивну спектроскопију X-зрака (*Energy dispersive X-ray spectroscopy*, EDS) „Oxford Instruments“, помоћу којег је анализиран хемијски састав честица секундарних фаза на површини прелома.

Локација иницијалне микропрскотине детектована је праћењем трагова на површини прелома, карактеристичних за лом цепањем. Макроскопски видљиве линије у облику латиничног слова „V“ („*chevron lines*“) указују на извориште лома. Даљим праћењем микроскопских линија лома у облику „речног тока“ („*river lines*“), при већим увећањима на С.Е.М.-у, долази се до места настанка иницијалне микропрскотине. Фине линије унутар прве плосни цепања, које представљају микроскопске степенице на површини, упућују на тачну локацију микроструктурне компоненте, на којој је нуклеирана иницијална микропрскотина. Схематски приказ потраге за извориштем кртог лома дат је на слици 3.6.

Након детекције локације иницијалне микропрскотине, са које се лом проширио на цео узорак, измерено је њено растојање од врха машински обрађеног зареза на епрувети за савијање. Затим су измерене и димензије прве равни – плосни цепања (фацете), на којој је детектована тачка иницијације лома.

Неправилан облик ове равни апроксимиран је елипсом, чија је мања оса одређена у правцу под углом од  $90^\circ$  у односу на највећу димензију фацете као растојање између тангенти које додирују најудаљеније тачке периметра пљосни.



**Слика 3.6.** Схематски приказ проналажења места иницијације лома.

Растојања места иницијације лома од зареза на епрувети за испитивање и димензије пљосни цепања мерени су са снимака начињених на С.Е.М.-у помоћу софтвера за обраду и анализу слике „JMicroVision v1.27“.

Ове величине коришћене су за одређивање локалног напона лома и енергије за стварање слободне површине при лому цепањем, према Грифитовој једначини. Поступак одређивања ових параметара описан је у поглављу 3.9.

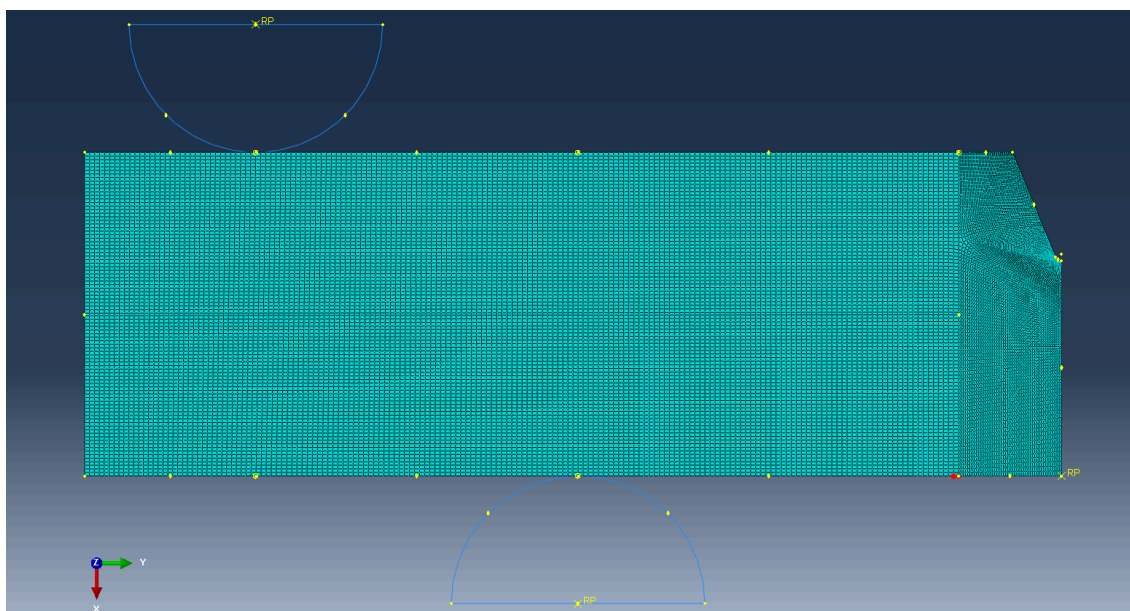
### 3.8. МОДЕЛОВАЊЕ ИСПИТИВАЊА САВИЈАЊЕМ У ЧЕТИРИ ТАЧКЕ МЕТОДОМ КОНАЧНИХ ЕЛЕМЕНАТА

За моделовање методом коначних елемената коришћен је програмски пакет „Абакус“ („*Simulia Abaqus FEA*“). Геометрија епрувете у потпуности одговара моделу епрувете за испитивање савијањем у четири тачке по Грифитсу и Овену (Griffiths–Owen, слика 3.2) [156]. Епрувета за савијање у четири тачке представљена је дводимензионално, уз претпоставку раванског стања деформације. Моделована је једна половине епрувете, уз примену граничног услова за симетрију по одговарајућој оси (слика 3.7).

Претпостављено је еластично-пластично понашање материјала. Еластичне особине дефинисане су модулом еластичности,  $E$ , и Поасоновим коефицијентом,  $\nu$ ,



чије су вредности  $E = 200 \text{ GPa}$  и  $\nu = 2,8$ . Пластичне особине материјала описане су стварним кривама деформације добијеним испитивањем једноосним затезањем челика V19 и TiV22 на  $-196^\circ\text{C}$  и нумеричком обрадом, како је то описано у одељку 3.5.2.

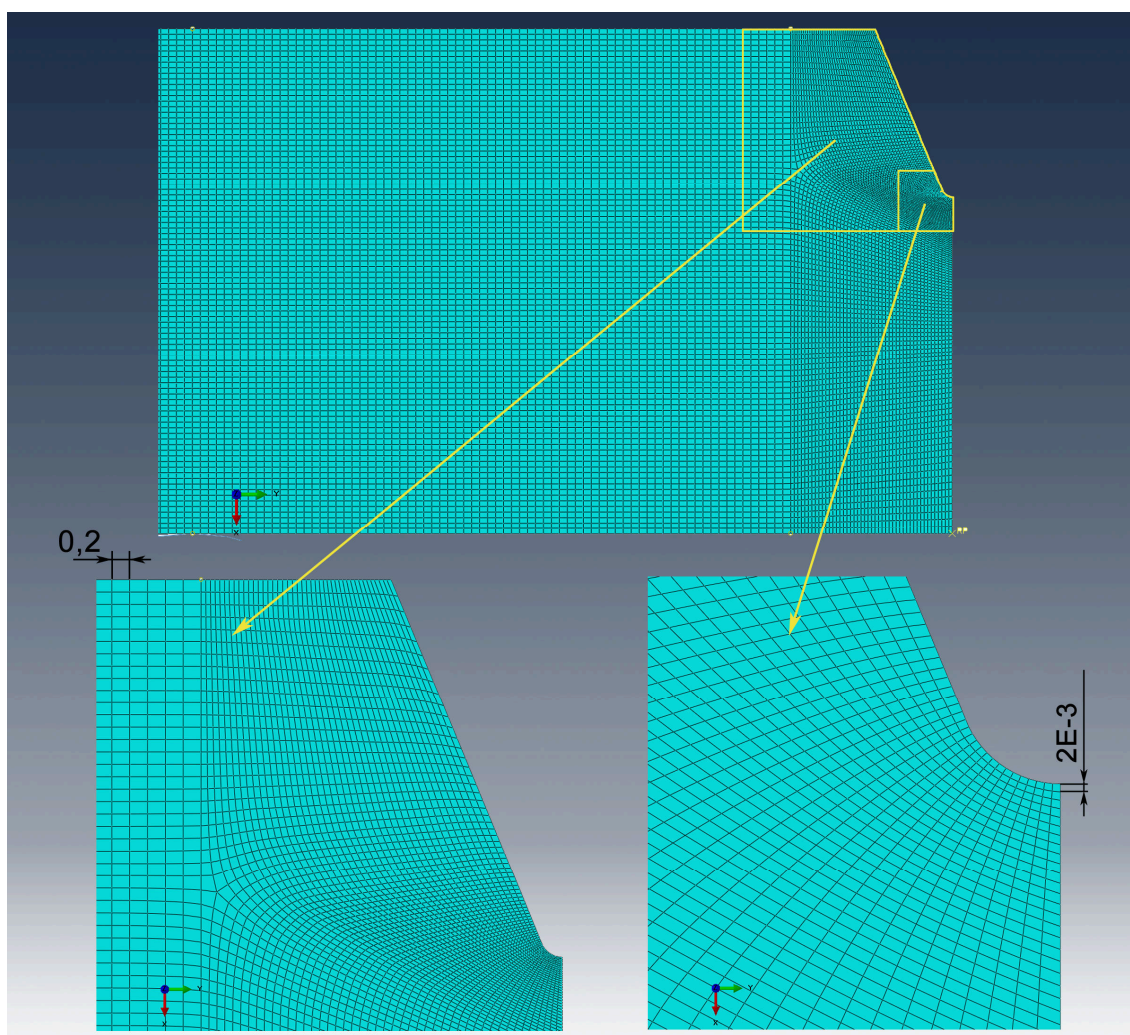


**Слика 3.7.** Цртеж склопа за моделовање са мрежом: пола епрувете за савијање у четири тачке, позиција ослонаца преко којих се задаје угиб, и гранични услов за симетрију склопа.

За моделовање су коришћени четвороугаони, 8-чворни коначни елементи, са генерализованим раванским деформационим стањем и потпуном интеграцијом (ознака типа коначног елемента је CPEG8).

Мрежа је конструисана применом уграђеног алгорита уз задавање почетних услова да мрежу чине искључиво четвороугаони елементи и да прате у контуре моделованог дела („*quad elements, structured*“). Димензије и густина коначних елемената задате су поделом ивица епрувете на одговарајуће сегменте („*Seed Edges*“). Ивице модела епрувете подељене су тако да густина мреже буде највећа дуж зареза и непосредно испод њега, где се тражи највећа прецизност прорачуна. Истовремено, четвороугаони елементи не смеју при томе да постану изобличени до те мере да то утиче на поузданост моделовања или да га потпуно онемогуће. Пре самог прорачуна извршена је провера ваљаности геометрије свих елемената мреже, помоћу одговарајућег сета инструкција програмског пакета

Абакус [157]. Фина подела дуж зареза обезбедила је да елементи што приближније опишу радијус зареза (0,25 mm, слика 3.2). Укупан број елемената је 21.746, број чворишта 22.100, најмања димензија елемената износила је  $2 \cdot 10^{-3}$  mm, а највећа 0,2 mm. Изглед мреже коначних елемената у околини зареза и дуж линије испод зареза приказан је на слици 3.8.



**Слика 3.8.** Мрежа коначних елемената; увећани детаљи мреже у околини зареза.

Ваљкасти ослонци пречника 10 mm апроксимирани су цилиндричним ослонцима као круто, недеформабилно тело. Један ослонац дефинисан је као непомичан, а други као трансаторно покретан по једној оси. Контакти ослонаца и епрувете за савијање у четири тачке дефинисани су као контакти између две површи без трења.

Сила савијања епрувете, која одговара експерименталним вредностима, задата је индиректно, преко помераја покретног ослоњаца, односно задавањем угиба. Директним задавањем силе у тачкама ослоњаца, концентрисана сила доводи до прекомерне деформације мреже коначних елемената и грешке у прорачуну.

Кретање ослоњаца задато је у два корака, применом граничних услова за translацију дуж једне осе без ротације. Временски интервал за прорачун подешен је тако да одговара величини помераја ослоњаца и да износи  $1 \cdot 10^{-2}$  део од задатог угиба. У случају модела за челик V19 износио је 0,0025 mm, а за челик TiV22 0,0015 mm. Из резултата моделовања очитани су подаци за промену укупне силе реакције ослоњаца у функцији инкремента времена, односно у функцији помераја покретног ослоњаца. Из ове зависности одређена је величина translације ослоњаца (угиба), т.ј. инкремента времена, која одговараја вредности силе савијања при лому епрувете,  $F_{\max}$ , која је експериментално одређена. За ову вредност силе савијања очитане су вредности главног нормалног напона,  $\sigma_1$ , и стварне главне пластичне деформације,  $\epsilon_{p1}$ , дуж растојања,  $X$ , испод зареза на епрувети за савијање у четири тачке.

### 3.9. ОДРЕЂИВАЊЕ НАПОНА ЛОМА

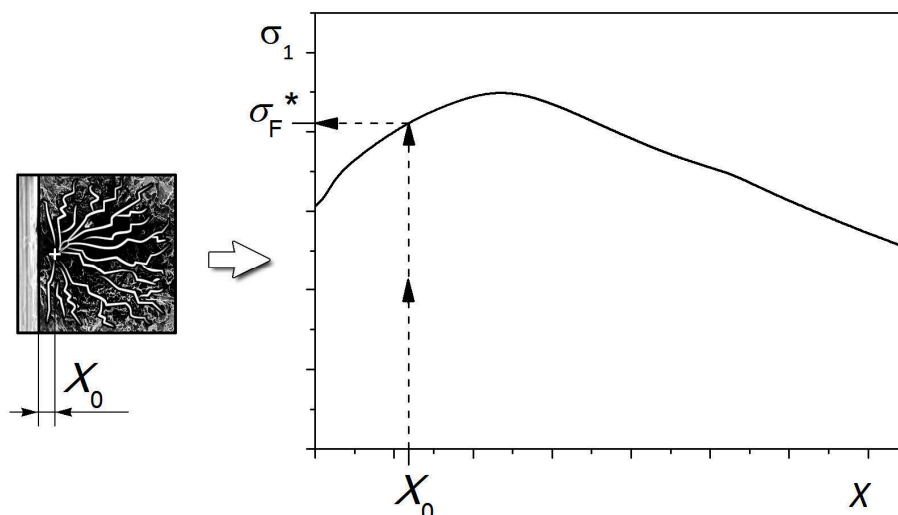
Номинални напон лома,  $\sigma_{\text{nom}}$ , израчунава се према једначини 3.1 за вредност максималне силе савијања,  $F_{\max}$ . Критичан напон кртог лома, или локални напон лома,  $\sigma_F^*$ , дефинисан је Грифитовом једначином:

$$\sigma_F^* = \sqrt{\frac{\pi \cdot E \cdot \gamma}{(1 - \nu^2) \cdot D}}, \quad (3.5)$$

где је  $E$  – модул еластичности,  $\nu$  - Поасонов коефицијент и  $D$  – критичан пречник кружне микропрскотине.

Критичан напон лома, који фигурише у Грифитовој једначини, одређен је експериментално на основу резултата испитивања савијањем у четири тачке, прорачуна напона и деформација моделовањем методом коначних елемената и детекцијом места иницијације лома на површини прелома помоћу С.Е.М.-а.

Након налажења места иницијације лома цепањем, мери се његово растојање од подножја зареза на епрувети за испитивање савијањем у четири тачке,  $X_0$  (видети поглавље 3.7). Затим се са дијаграма расподеле највећег главног напона испод зареза на епрувети, за вредност растојања  $X_0$  читава напон, који одговара вредности критичног напона лома,  $\sigma_F^*$ . Схема одређивања критичног напона лома дата је на слици 3.9.



Слика 3.9. Схематски приказ одређивања критичног напона лома.

Грифитова једначина важи за кружну прскотину, па су димензије прве пљосни, која је апроксимирана елипсом као што је описано у поглављу 3.7., прерачунате на ефективни пречник,  $D_{ef}$ , према следећој једначини:

$$D = D_{ef} = \frac{D_{min} \pi^2}{\phi^2 4} \quad (3.6)$$

где је

$$\phi = \frac{3\pi}{8} + \frac{\pi}{8} \left( \frac{D_{min}}{D_{max}} \right)^2 \quad (3.7)$$

Ефективни пречник представља пречник кружне прскотине за коју је напон,  $\sigma_F^*$ , еквивалентан напону елиптичне прскотине, чије су главне осе  $D_{max}$  и  $D_{min}$  [158].

Енергија стварања слободне површине при лому цепањем,  $\gamma$ , израчуната је заменом измерених и израчунатих вредности локалног напона лома,  $\sigma_F^*$ , и ефективног пречника прве пљосни цепања,  $D_{ef}$ , у Грифитову једначину.

Према Грифитовој једначини зависност критичног напона лома од реципрочне вредности корена пречника,  $\sigma_F^* \cdot D^{-1/2}$ , представља једначину праве:

$$\sigma_F^* = \sqrt{\frac{\pi E \gamma}{1 - \nu^2}} \cdot \frac{1}{\sqrt{D}} \quad (3.8)$$

која пролази кроз координатни почетак и из чијег се нагиба може одредити вредност енергије стварања слободне површине при лому цепањем,  $\gamma$ .

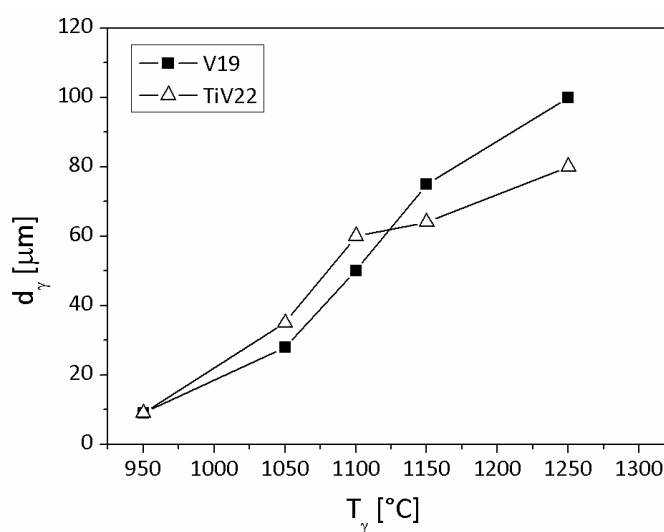
$$\gamma = \frac{1 - \nu^2}{\pi E} \cdot b^2 \quad (3.9)$$

где је  $b$  – нагиб праве.

## 4. РЕЗУЛТАТИ

### 4.1. ПОЛАЗНО АУСТЕНИТНО ЗРНО

Са порастом температуре полазно аустенитно зрно расте у оба челика, с тим да је раст нешто спорији код челика TiV22, него код V19. Промена величине полазног аустенитног зрна са температуром аустенитизације приказана је на слици 4.1 и у табели 4.1.



Слика 4.1. Зависност величине аустенитног зрна од температуре аустенитизације.

Табела 4.1. Величина аустенитног зрна на различитим температурама аустенитизације.

Температура аустенитизације, $T_\gamma$ , [°C]	Величина аустенитног зрна [μm]	
	челик V19	челик TiV22
950	9	9
1050	28	35
1100	50	60
1150	75	64
1250	100	80

## 4.2. РАЗЛАГАЊЕ АУСТЕНИТА ПРИ КОНТИНУИРАНОМ ХЛАЂЕЊУ

### 4.2.1. Микроструктура челика V19

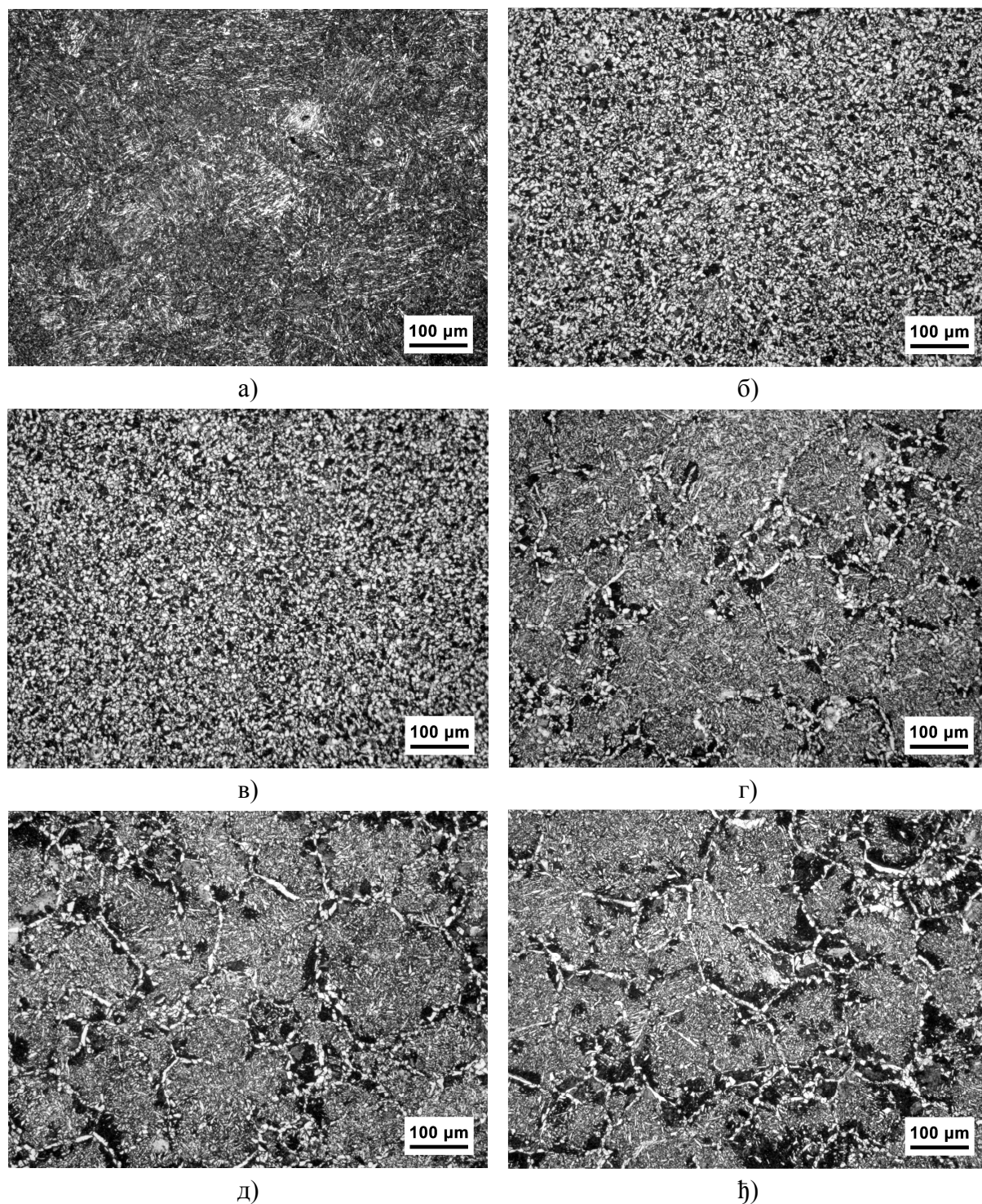
На сликама 4.2 до 4.6 приказане су микроструктуре челика V19, хлађеног на ваздуху са температура аустенитизације од 850°C до 1300°C, при увећањима на светлосном микроскопу од 100×, 200× и 500×. На сликама 4.7 и 4.8 приказани снимци начињени скенинг електронском микроскопијом.

У структури челика V19 хлађеног на ваздуху са 850°C види се веома фина структура, наизглед игличаста, коју је тешко разлучити под светлосним микроскопом при увећањима до 500× (слике 4.2а, 4.3а и 4.4а). С.Е.М. снимци откривају да су у питању снопови беинита, са плочицама чија просечна дебљина не прелази 1 μm. Само на С.Е.М.-у, при великим увећањима, понегде се може уочити и веома танак испрекидан слој проеутектоидног алотриоморфног ферита по границама некадашњег аустенитног зрна, са којег се шире плочице секундарног ферита, који се могу класификовати као Видманштетенов ферит (*Widmanstätten ferrite*), односно Видманштетенове бочне плочице (слика 4.6а).

После хлађења на ваздуху са 950°C и 1050°C микроструктура челика V19 је феритно-перлитна. Феритна зрна су полигонална и ситна, средња величина износи 3 μm, односно 5 μm, респективно. Цементитне плочице у перлиту тешко се разазнају чак и при увећањима од 2000× (слика 4.6б) или 3000× (слика 4.6в) на С.Е.М.-у.

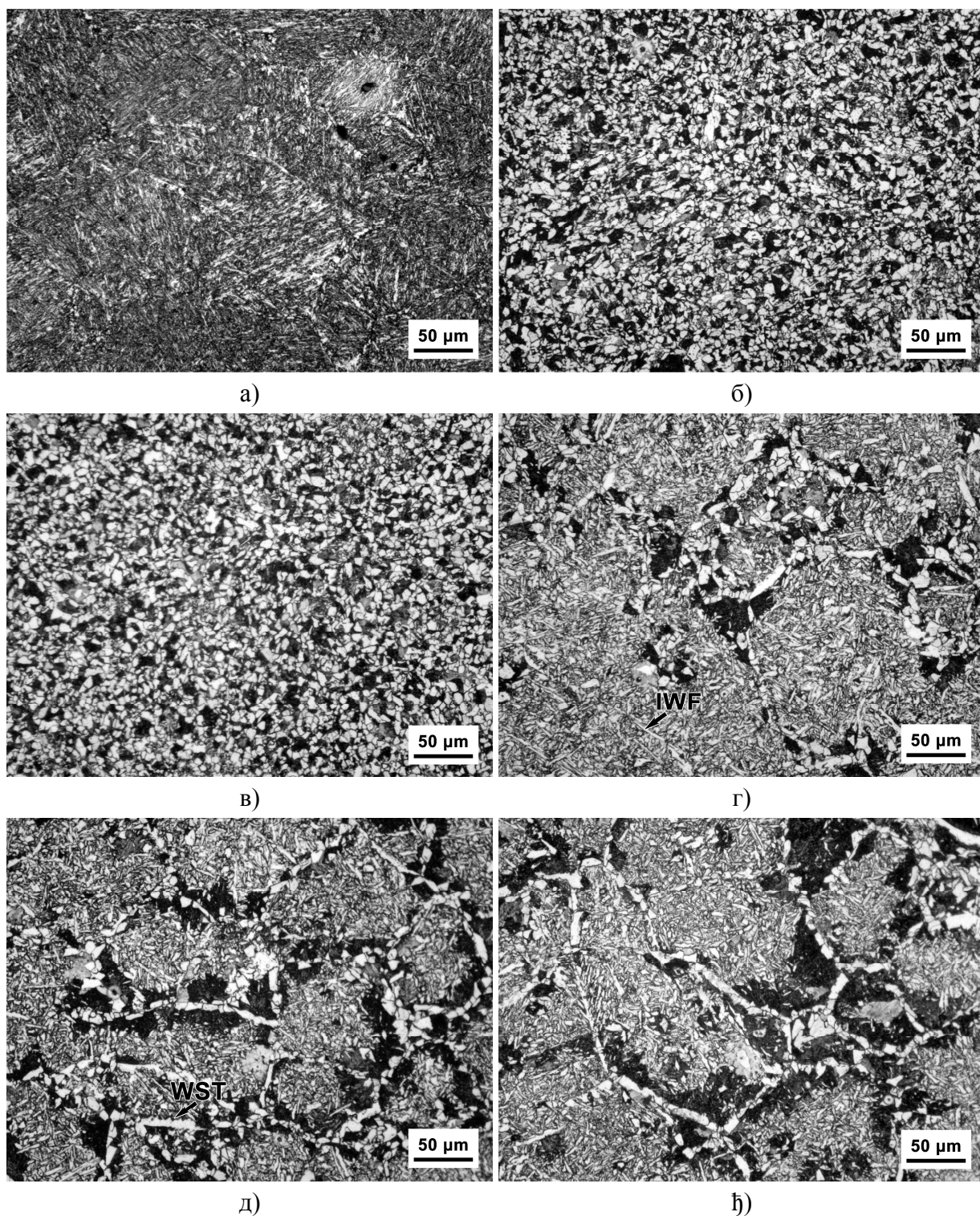
За температуре аустенитизације између 1150°C и 1300°C структуре се састоје од ацикуларног ферита, перлита и проеутектоидног ферита. Танак слој проеутектоидног ферита формира практично непрекидну мрежу по границама претходног аустенитног зрна. Проеутектоидни ферит се јавља као танак слој алотриоморфа или као низ полигоналних идиоморфа дуж граница претходног аустенитног зрна. Уз гранични ферит најчешће је слој перлита, док највећу запремину претходно аустенитног зрна заузима ацикуларни ферит. У структури се понегде могу запазити и троугласте плочице секундарног ферита које расту са граничних алотриоморфа, класификоване као Видманштетенов тестерасти ферит (слика 4.3д, WST). Издужене интрагрануларне плочице ферита, које је по облику тешко разликовати од плочица ацикуларног ферита на нивоу светлосне

микроскопије, осим што су приметно крупније, могу се сврстати у интрагрануларне Видманштетенове феритне плочице (слика 4.3г, IWF).

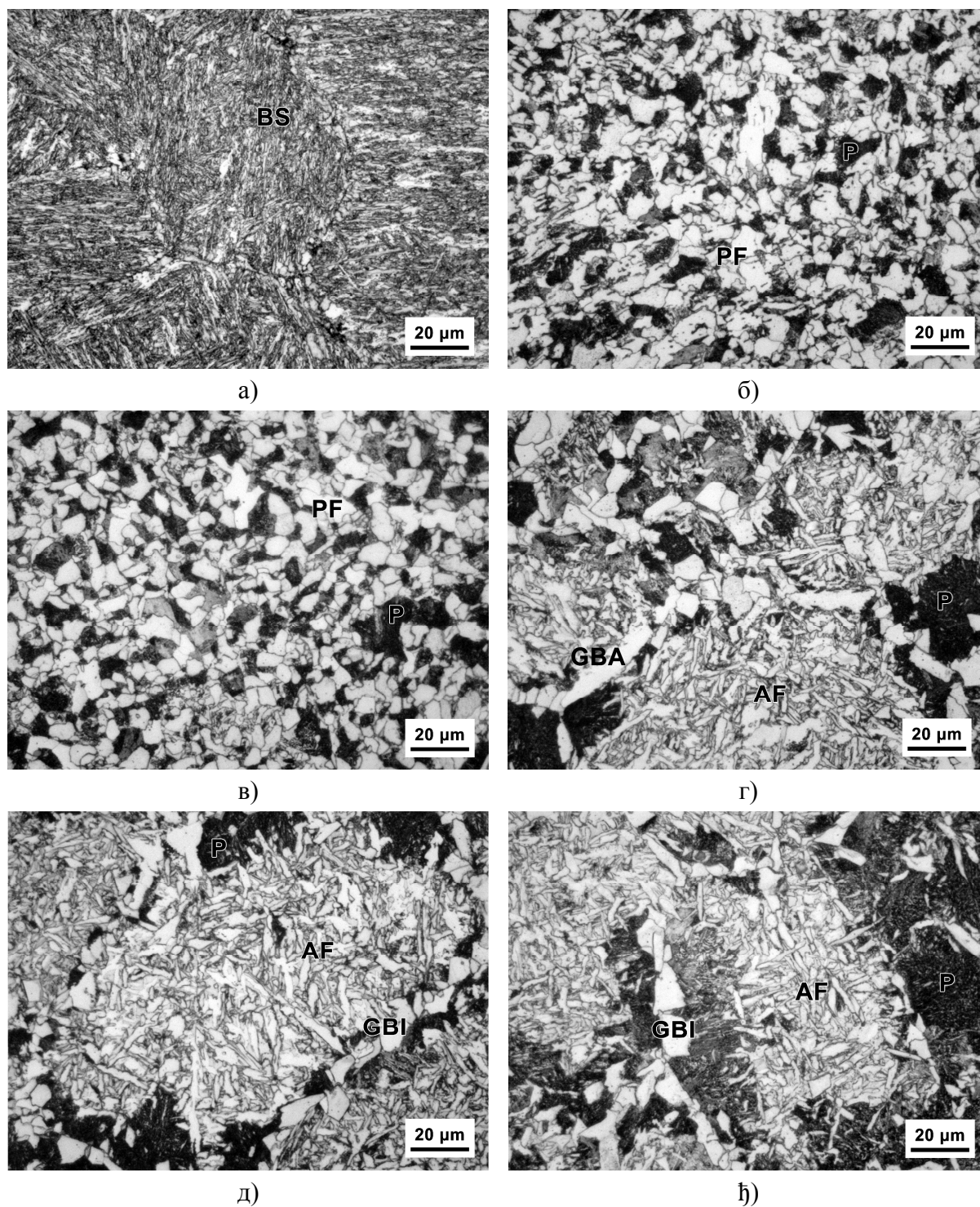


**Слика 4.2.** Микроструктура узорака челика V19 хлађених на ваздуху са различитих температура аустенитизације: а) 850°C, б) 950°C, в) 1050°C, г) 1150°C, д) 1250°C, и) 1300°C. Увећање 100×.

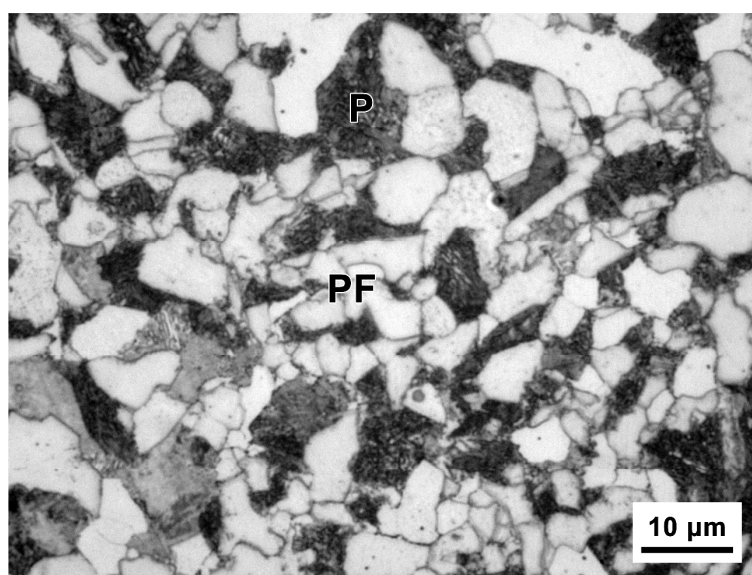




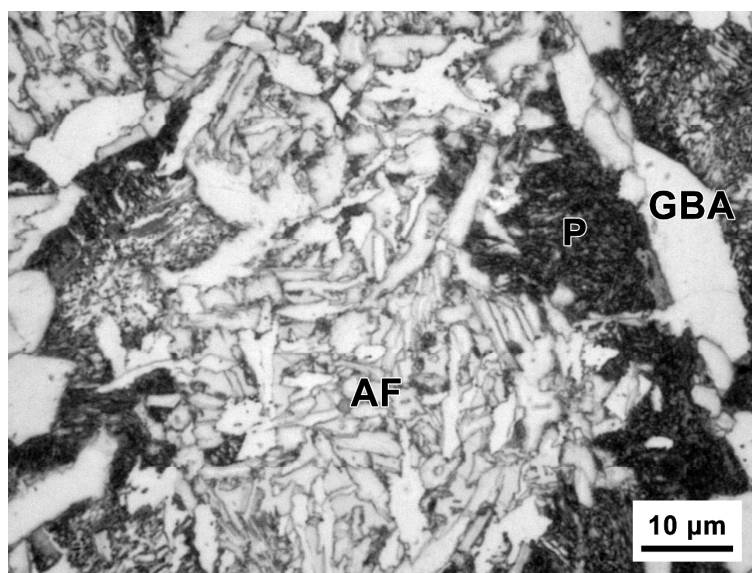
**Слика 4.3.** Микроструктура узорака челика V19 хлађених на ваздуху са различитих температура аустенитизације: а) 850°C, б) 950°C, в) 1050°C, г) 1150°C, д) 1250°C, е) 1300°C. IWF – Интрагрануларни Видманштетенов ферит; WST - Видманштетенов тестерасти ферит. Увећање 200×.



**Слика 4.4.** Микроструктура узорка челика V19 хлађених на ваздуху са различитих температура аустенитизације: а) 850°C, б) 950°C, в) 1050°C, г) 1150°C, д) 1250°C, њ) 1300°C. BS – беинитни снопови, PF – полигонални ферит, P - перлит, GBA – гранични алотриоморфи, GBI – гранични идиоморфи, AF – ацикуларни ферит. Увећање 500×.

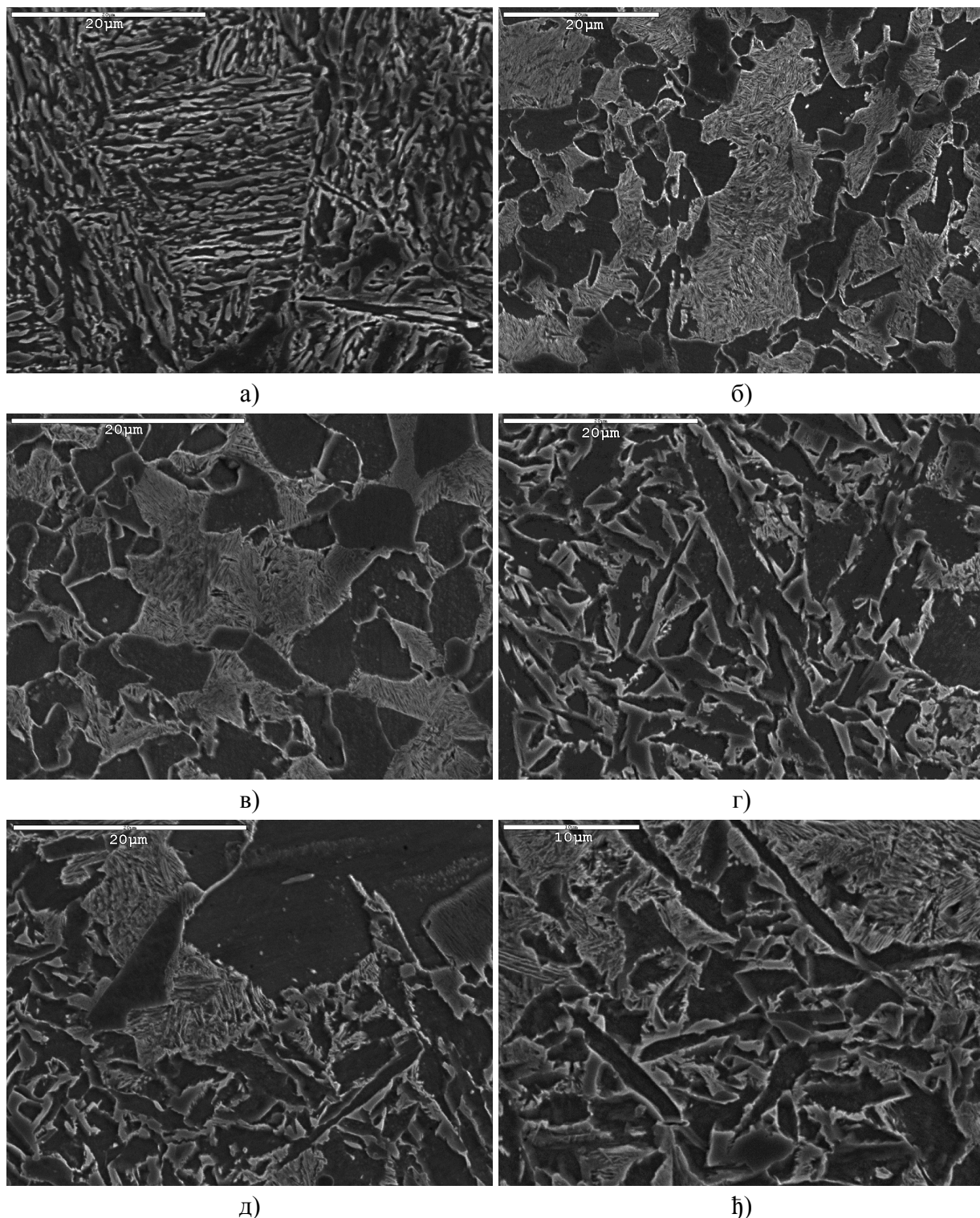


а)



б)

**Слика 4.5.** Микроструктура челика V19: а) феритно-перлитна структура после хлађења на ваздуху са 1050°C, б) ацикуларни ферит, гранични ферит и перлит после хлађења са 1250°C, при увећању од 1000×.



**Слика 4.6.** С.Е.М. снимци микроструктура узорака челика V19 хлађених на ваздуху са различитих температура аустенитизације: а) 850°C, б) 950°C, в) 1050°C, г) 1150°C, д) 1250°C, ж) 1300°C.

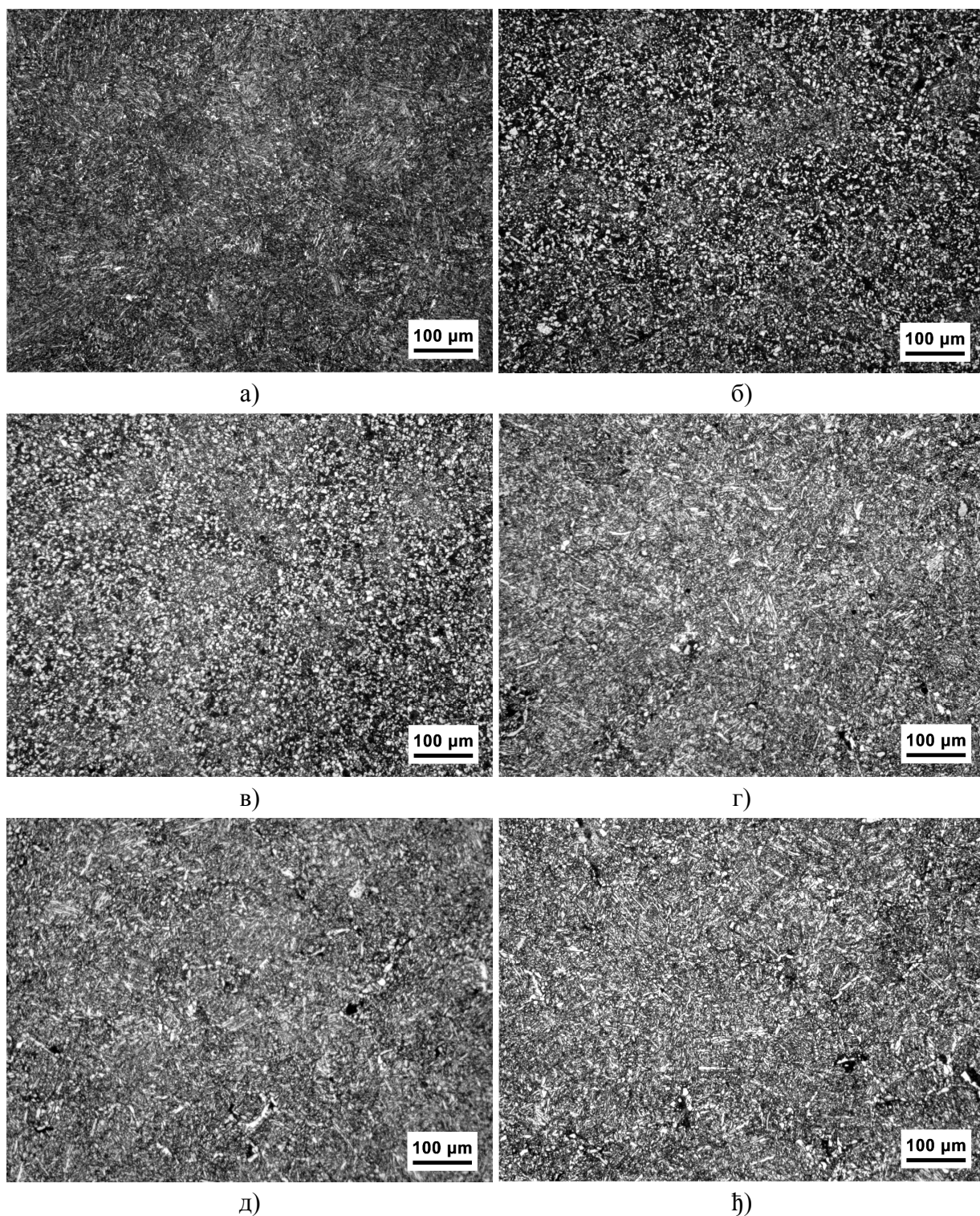
#### 4.2.2. Микроструктура челика TiV22

На сликама 4.7-4.11 приказана је структура челика TiV22. Структура челика TiV22 хлађеног са 850°C практично је иста као код V19. Снопови приближно паралелних веома танких плочица, тако да их је тешко разлучити на светлосном микроскопу. При великим увећањима се примећује да су плочице неправилног облика и да настају по границама претходног аустенитног зрна. Снимак са С.Е.М.-а јасније показује структуру ових беинитних снопова на слици 4.11а. Снопови се простиру практично преко целог пређашњег аустенитног зрна. При великим увећањима на С.Е.М., на појединим местима, као и у случају челика V19, запажају се плочице Видманштетеновог ферита, које расту бочно са веома танких зрна алотриоморфа издвојених по границама аустенитног зрна.

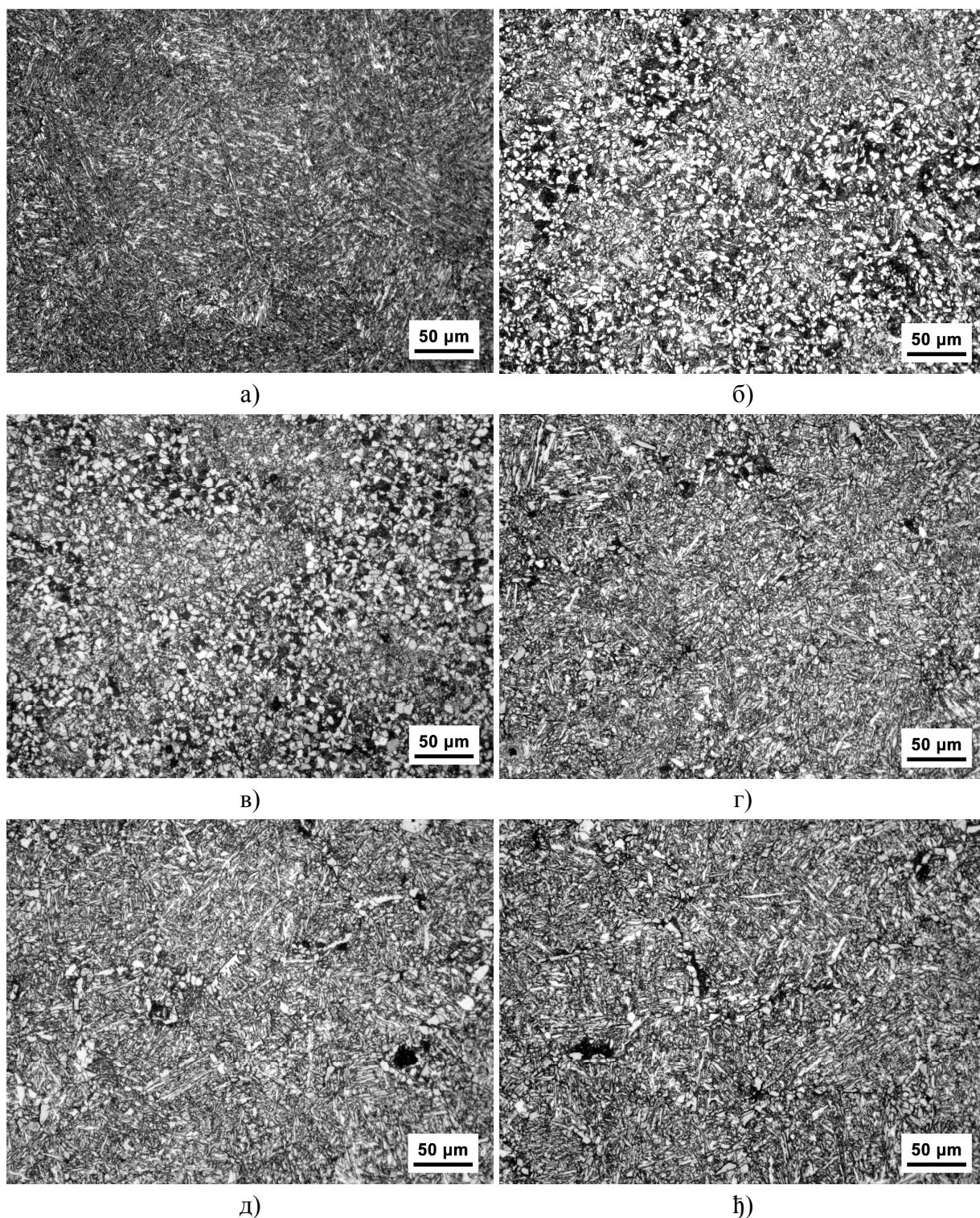
При хлађењу са 950°C и 1050°C, поред ферита и перлита, јавља се и ацикуларни ферит, за разлику од челика V19. Границе полазног аустенитног зрна нису видљиве. Ситна полигонална феритна зрна (средња величина приближно 4 $\mu$ m) практично су равномерно распоређена у структури, а између њих је перлит или ацикуларни ферит (слике 4.8б,в). Ацикуларни ферит се може јасније видети при већим увећањима на светлосном микроскопу (слика 4.10б) или на С.Е.М.-у (слике 4.10б,в). Перлитне ламеле такође су веома fine и могу се разлучити тек при већим увећањима на С.Е.М.-у. Површински удео полигоналног ферита у овим структурама је процењена на око 25%, а перлита око 20% (процена је извршена по процедури описаној у поглављу 3.3).

Хлађењем на ваздуху са температура аустенитизације између 1150°C и 1300°C структура челика TiV22 се састоји преваходно од ацикуларног ферита, затим граничног ферита и перлита (слике 4.8 г-ђ и 4.9. г-ђ). Гранични ферити чине непрекидану мрежу по границама некадашњег аустенитног зрна. Међу њима су углавном полигонална зрна ферита, али се могу уочити и издужена, неправилна зрна алотриоморфног ферита. На слици 4.9 д види се пример Видманштетеновог тестерастог ферита, који расте као секундарни ферит са граничног алотриоморфа. У односу на челик V19 количина ферита и перлита је знатно мања. Процењено је да је површински удео ферита 3-6%, а перлита 10-14%.

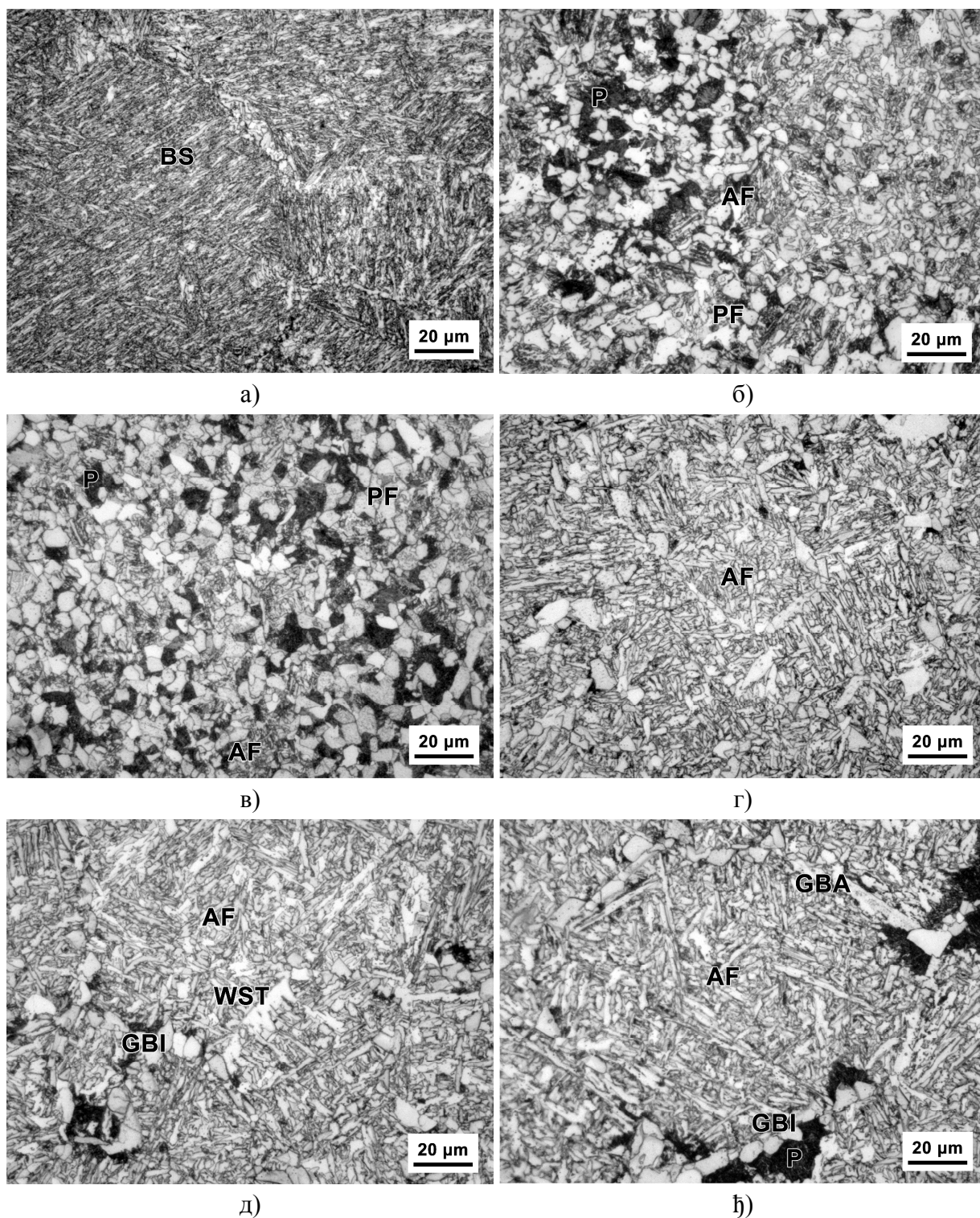
Обзиром на намеру да се преваходно испита структура ацикуларног ферита и на основу резултата микроскопије, за припрему узорака за механичка испитивања изабрана је температура аустенитизације од 1250°C за оба челика.



**Слика 4.7.** Микроструктура узорка челика TiV22 хлађених на ваздуху са различитих температура аустенитизације: а) 850°C, б) 950°C, в) 1050°C, г) 1150°C, д) 1250°C, и) 1300°C. Увећање 100×.

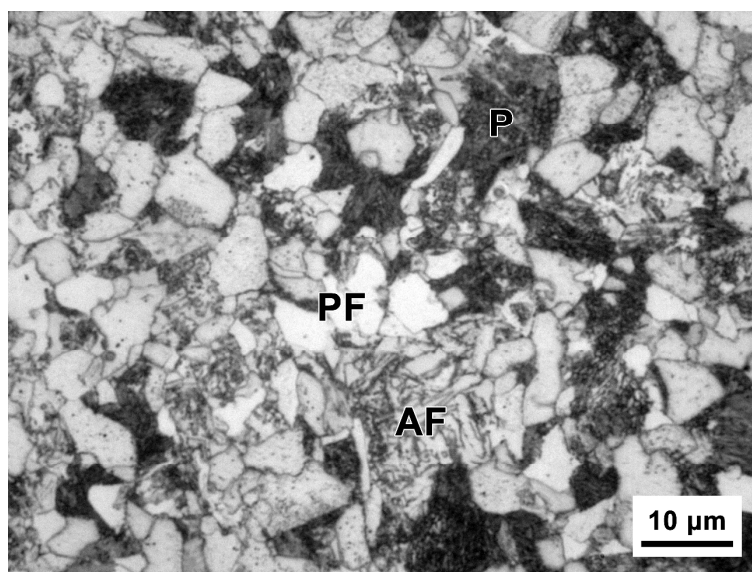


**Слика 4.8.** Микроструктура узорка челика TiV22 хлађених на ваздуху са различитих температура аустенитизације: а) 850°C, б) 950°C, в) 1050°C, г) 1150°C, д) 1250°C, ж) 1300°C. Увећање 200×

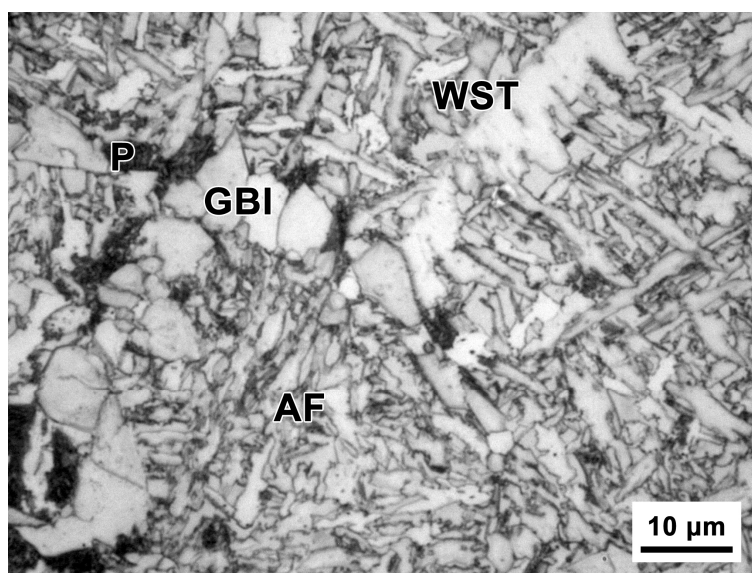


**Слика 4.9.** Микроструктура узорака челика TiV22 хлађених на ваздуху са различитих температура аустенитизације: а) 850°C, б) 950°C, в) 1050°C, г) 1150°C, д) 1250°C, њ) 1300°C. BS – беинитни снопови, PF – полигонални ферит, P - перлит, GBA – гранични алотриоморфи, GBI – гранични идиоморфи, AF – ацикуларни ферит. Увећање 500×



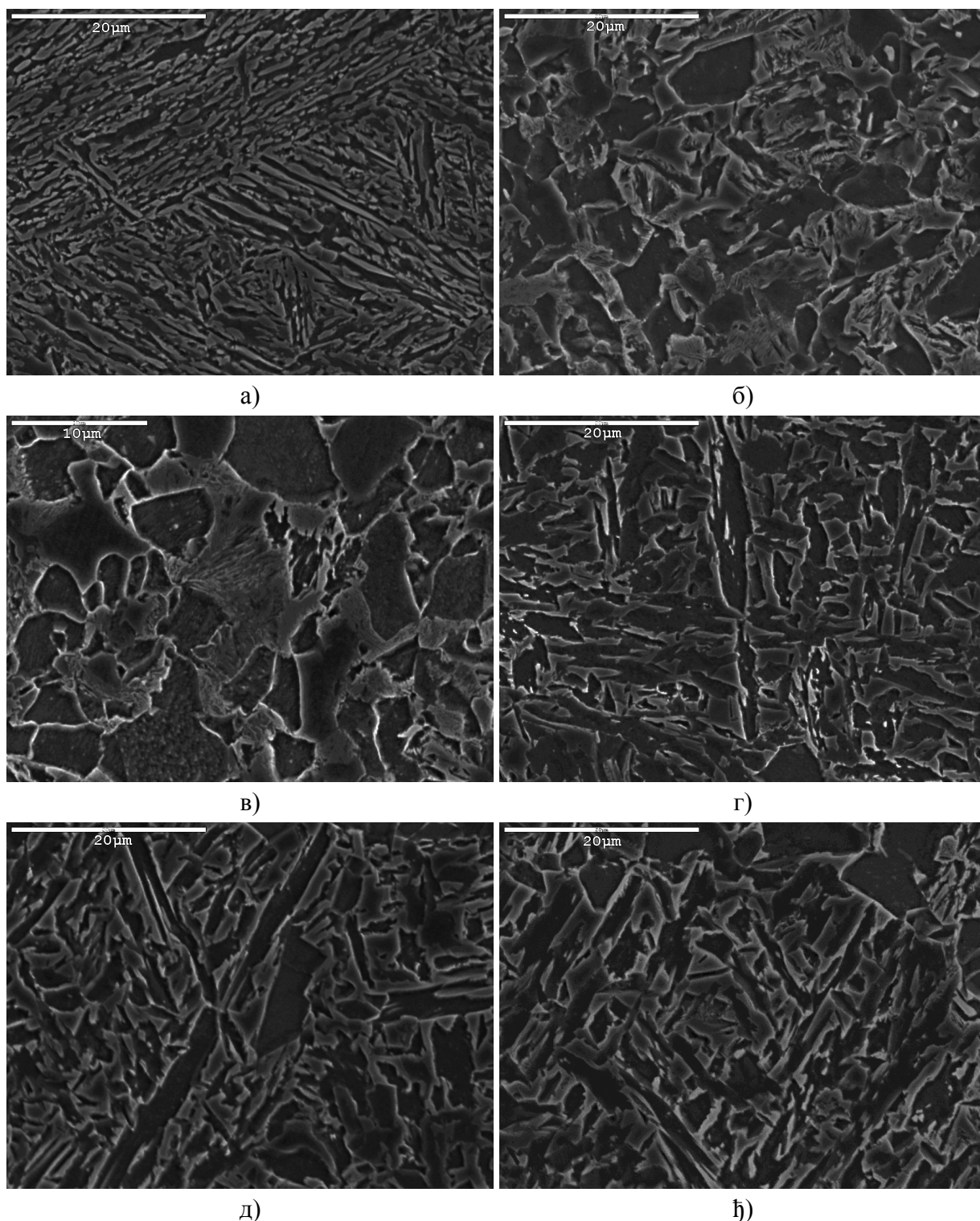


а)

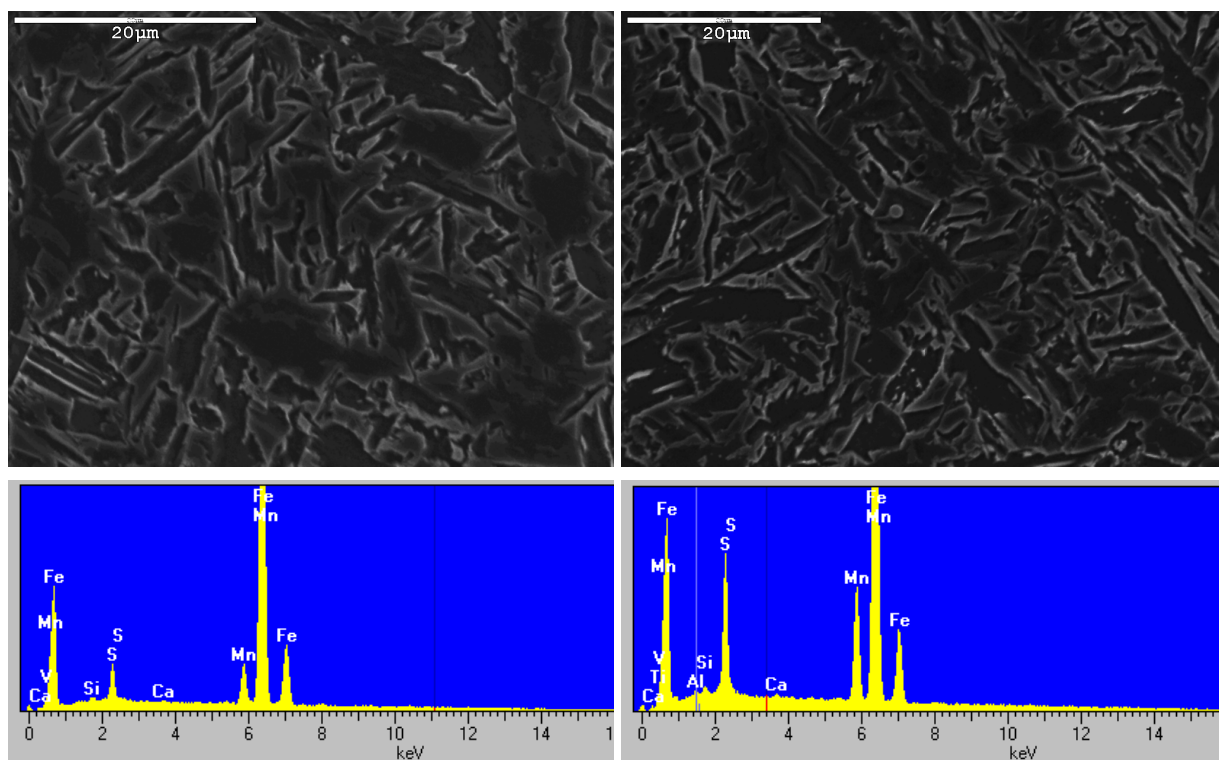


б)

**Слика 4.10.** Микроструктура челика TiV22: а) ферит, перлит и ацикуларни ферит, после хлађења на ваздуху са 1050°C, б) после хлађења са 1250°C – ацикуларни ферит, гранични ферит и перлит, при увећању од 1000×.



**Слика 4.11.** С.Е.М. снимци микроструктура узорака челика TiV22 хлађених на ваздуху са различитих температура аустенитизације: а) 850°C, б) 950°C, в) 1050°C, г) 1150°C, д) 1250°C, ж) 1300°C.



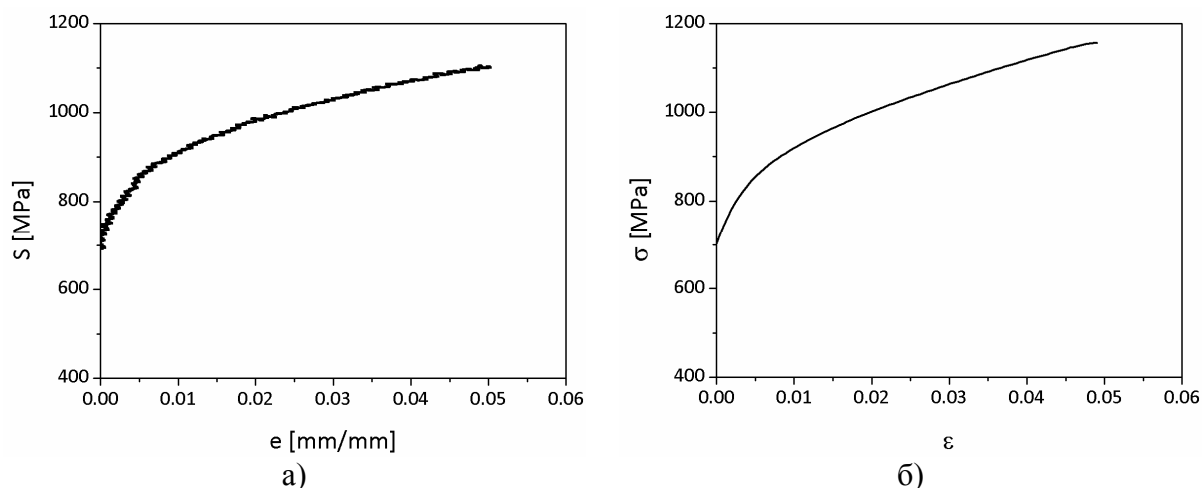
Слика 4.12. Енергетски дисперзиона спектроскопија X-зрака (EDS) узорака TiV22.

Е.Д.С. на слици 4.12 показује присуство честица MnS, које су третиране калцијумом. Такође се запажа и присуство алуминијума и силицијума.

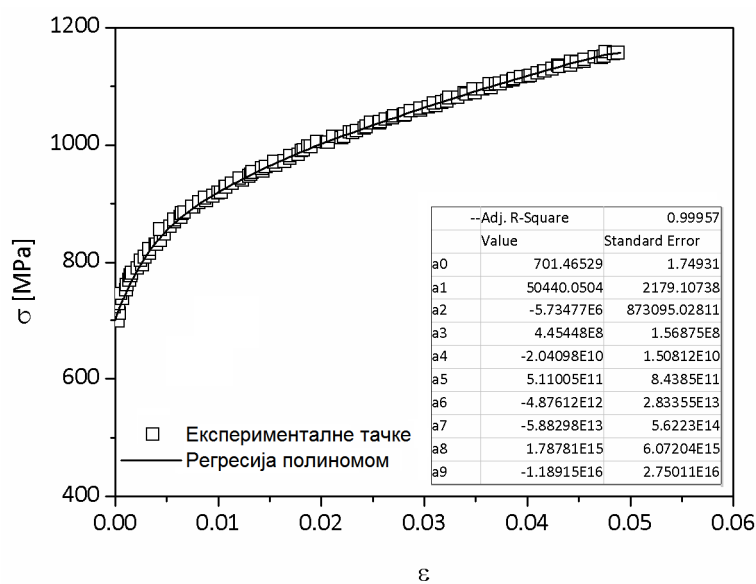
### 4.3. ЗАТЕЗНА ИСПИТИВАЊА НА $-196^{\circ}\text{C}$

#### 4.3.1. Челик V19

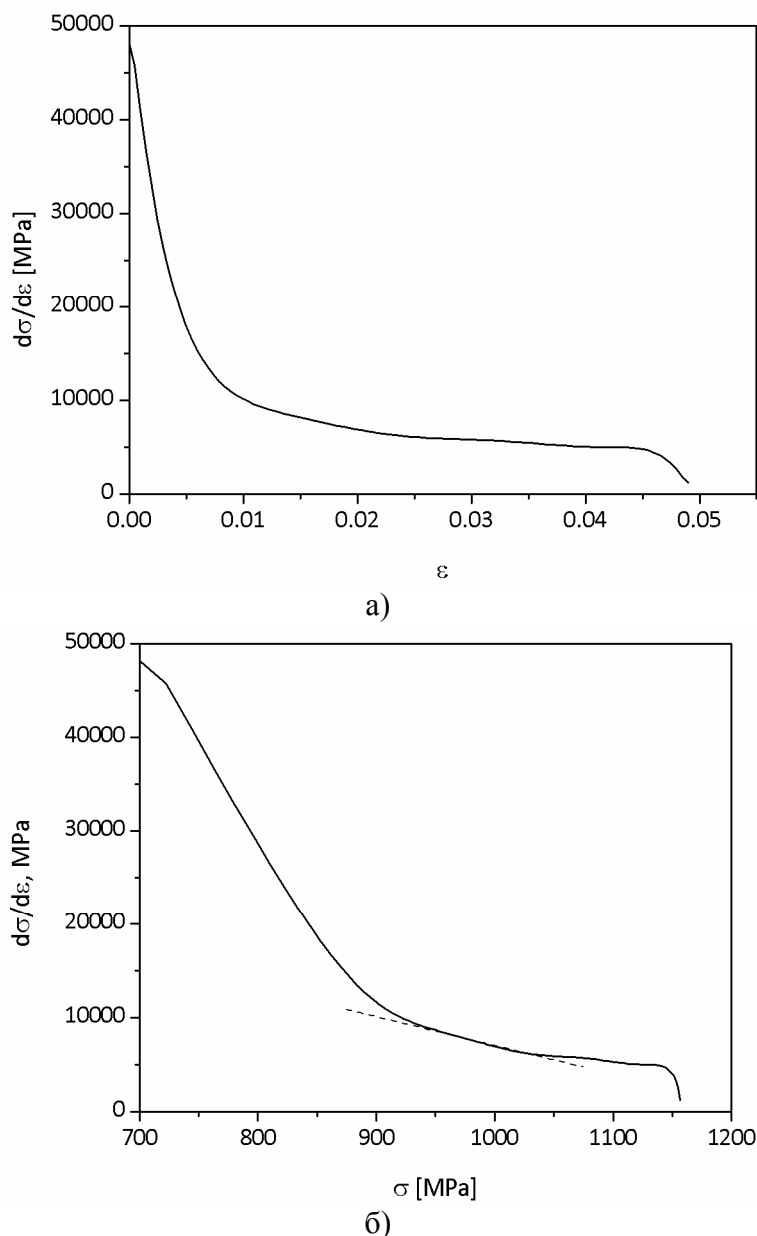
На слици 4.13 приказане су номинална и стварна крива затезања за челик V19. На слици 4.14 приказана је апроксимација експерименталних тачака стварне криве једносног затезања полиномом деветог степена. Тачност фитовања дата је  $R$ -фактором (коэффициент одређености), чија је вредност 0,99957. На слици 4.15а и б дате су криве зависности брзине деформационог ојачавања од стварне деформације и од стварног напона. Затезна крива челика V19 не показује изражену границу попуштања. Граница течења челика V19, одређена за 0,2% деформације, износи 774,9 МПа. Укупно издужење је 5,0%.



Слика 4.13. Криве деформације за челик V19: а) номинална и б) стварна крива.



Слика 4.14. Апроксимација експерименталне  $\sigma$ - $\epsilon$  зависности за челик V19 полиномом 9. степена.

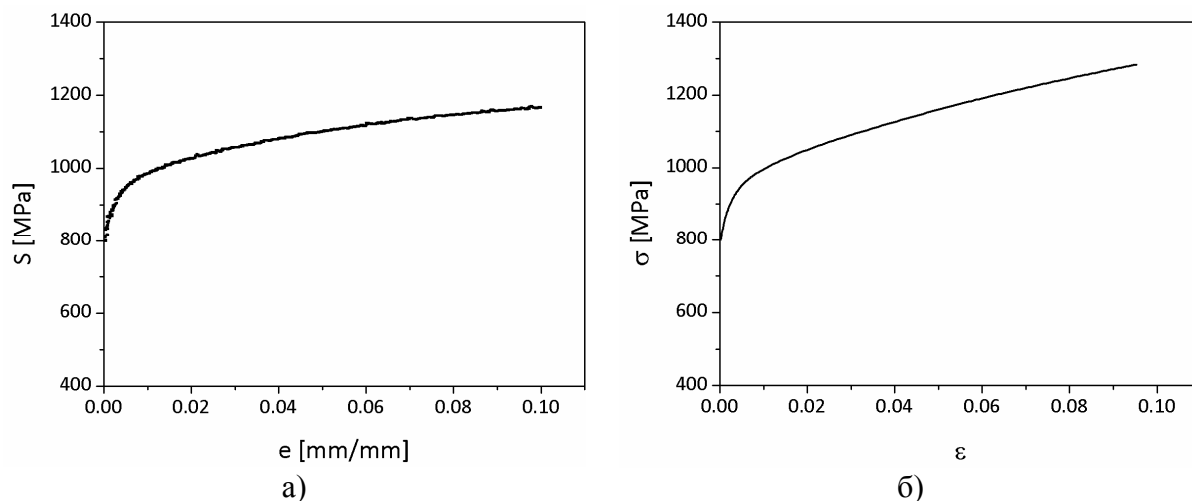


Слика 4.15. Зависност брзине деформационог ојачавања челика V19 од: а) деформације и б) напона.

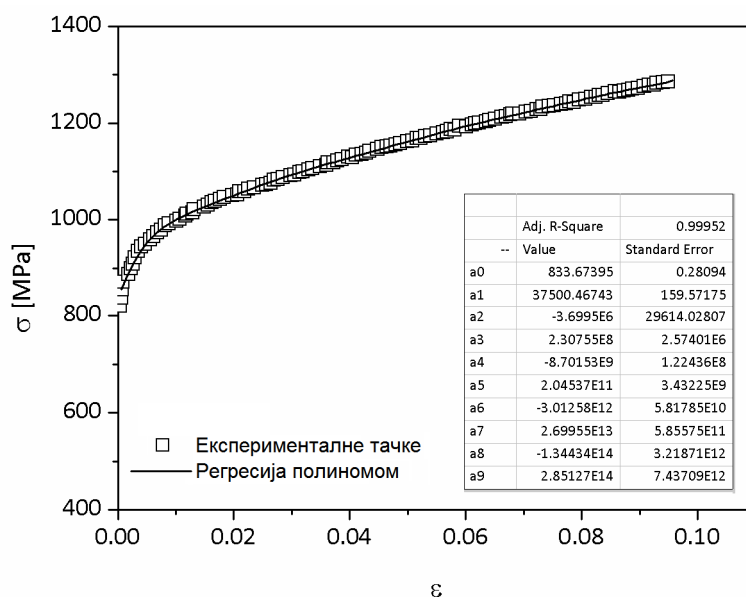
#### 4.3.2. Челик TiV22

На слици 4.16 приказане су номинална и стварна крива затезања за челик TiV22. На слици 4.17 приказана је апроксимација експерименталних тачака стварне криве једносног затезања полиномом деветог степена. Тачност фитовања дата је  $R$ -фактором (коэффициент одређености), чија је вредност 0,99952. На слици 4.18а и б дате су криве зависности брзине деформационог ојачавања од стварне

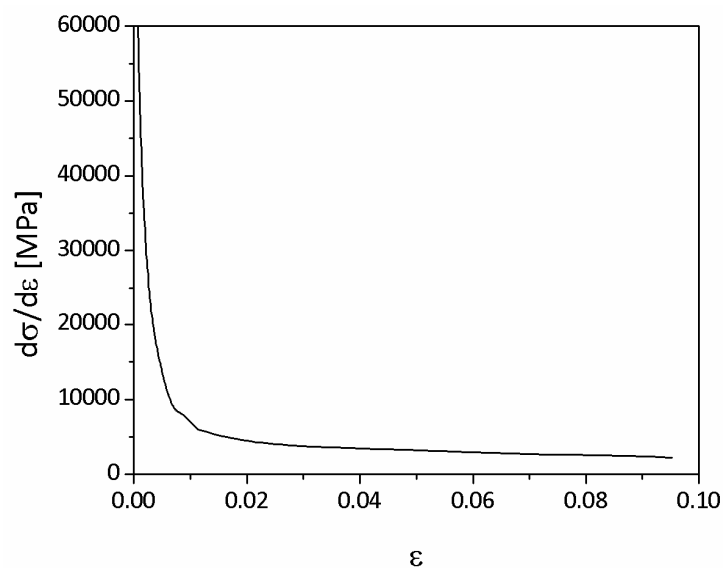
деформације и од стварног напона. Затезна крива челика TiV22 такође не показује изражену границу попуштања. Граница течења при 0,2% деформације, износи 896,2 МПа, а укупно издужење је 10,0% (табела 4.2).



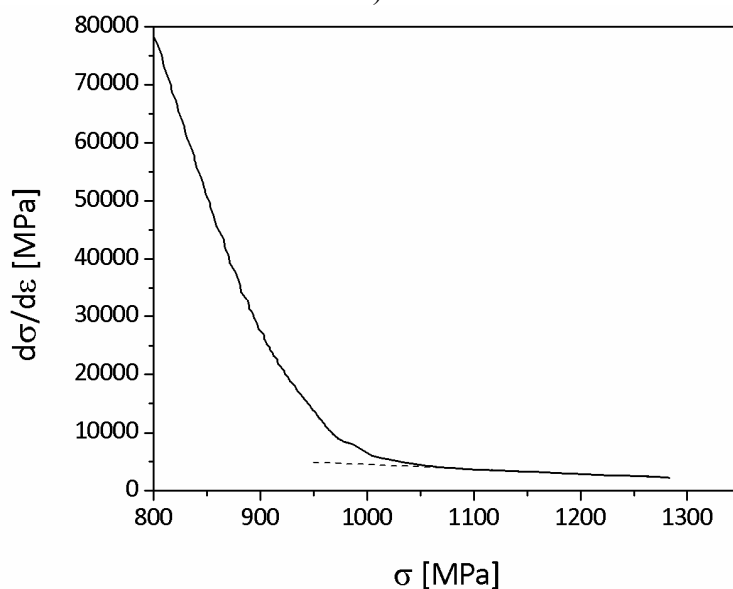
Слика 4.16. Криве деформације за челик TiV22: а) номинална и б) стварна крива.



Слика 4.17. Апроксимација експерименталне  $\sigma$ - $\epsilon$  зависности за челик TiV22 полиномом 9. степена.



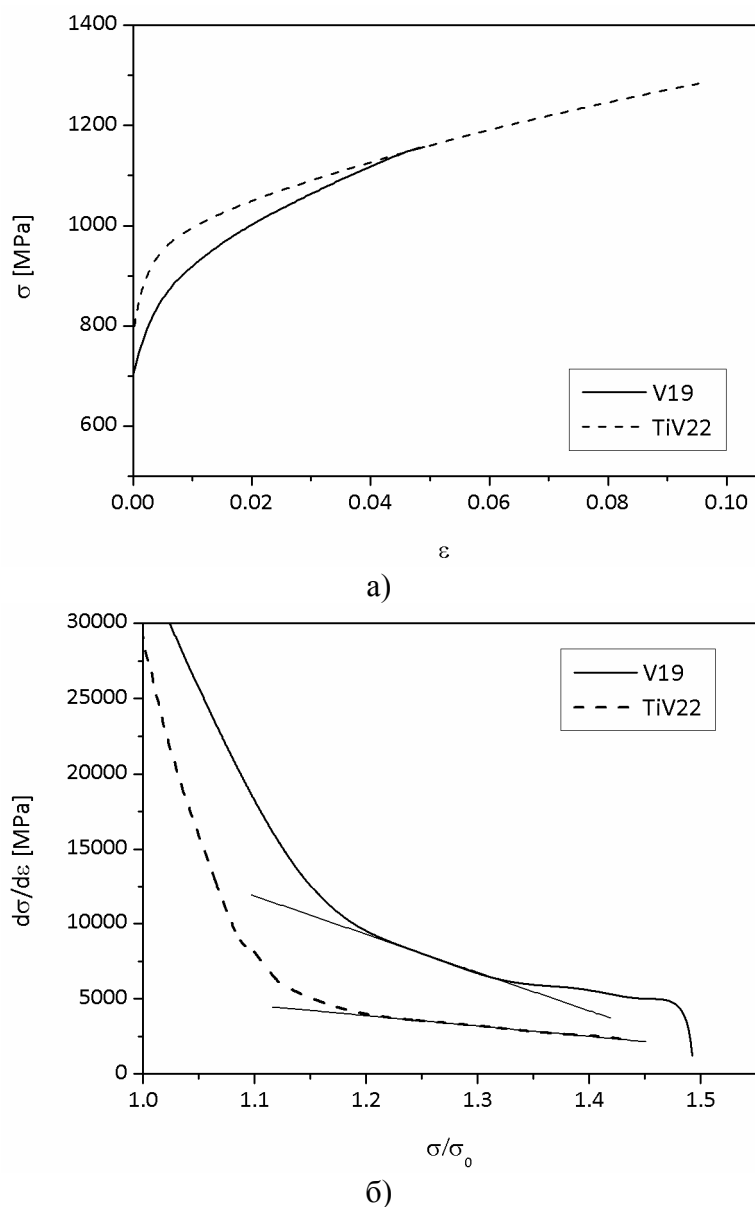
а)



б)

**Слика 4.18.** Зависност брзине деформационог ојачавања челика TiV22 од: а) деформације и б) напона.

На слици 4.19 упоредно су дате деформационе криве за челике V19 и TiV22. Граница течења челика V19 је нижа, али је и укупно издужење знатно мање, само 5,0% у односу на 10,0% код TiV22. Истовремено, челик V19 показује виши ниво деформационог ојачавања (слика 4.19б) и, судећи по нагибу праволинијског дела криве, брзина деформационог ојачавања брже опада са деформацијом, односно напонам течења. Затезне особине испитиваних челика дате су сумарно у табели 4.2.



Слика 4.19. Упоредни приказ деформационог понашања челика V19 и TiV22: а) стварне криве деформације, б) зависност брзине деформационог ојачавања од напона нормализованог границом течења.

Табела 4.2. Затезне особине испитиваних челика на  $-196^{\circ}\text{C}$ .

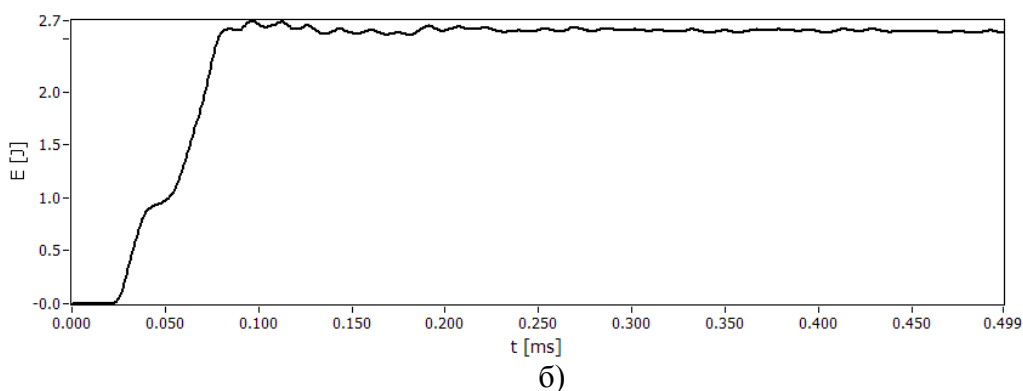
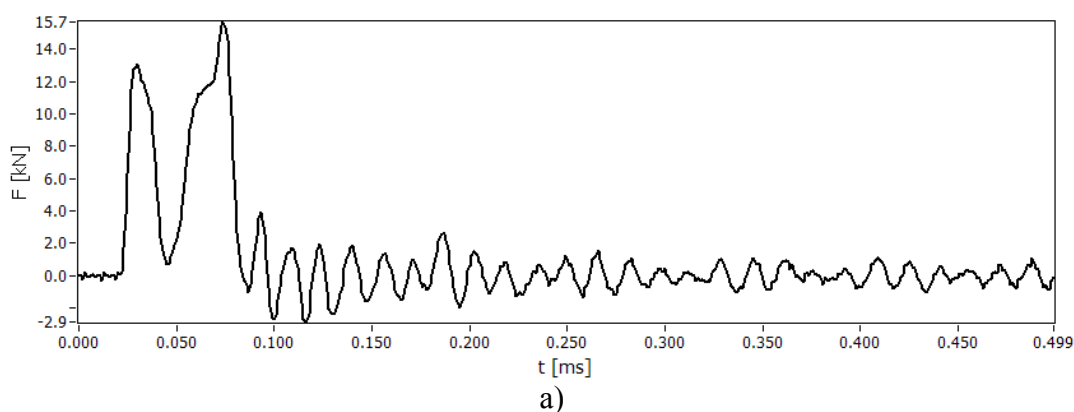
Челик	$R_{p0.2}$ [MPa]	$R_m$ [MPa]	$e_u$ [%]	$n$	$R_{p0.2}/R_m$
V19	774,9	1105,1	5,0	0,17	0,70
TiV22	896,2	1169,2	10,0	0,16	0,77



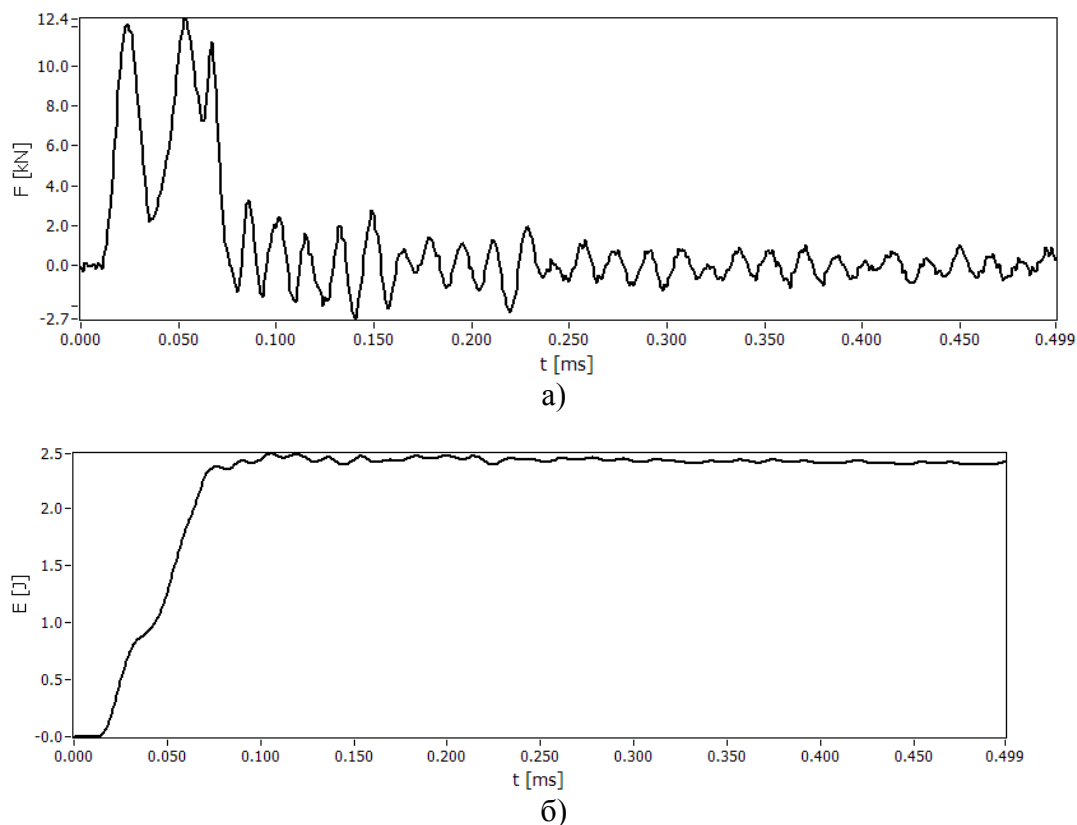
#### 4.4. УДАРНА ЖИЛAVОСТ НА -196°C

На сликама 4.20 и 4.21 дати су резултати испитивања узорка челика V19 и TiV22 ударним оптерећењем на шарпијевом инструментираним клатну.

Криве сила–време карактеришу два врха на кривој, који се јављају при одбијању Шарпијевог клатна од узорка, а пад на кривој између њих односи се на тренутак растерећења узорка при одбијању клатна (мање од 0,05 ms). Ударна жилавост добијена за оба челика има ниску вредност и нешто је већа код челика V19. Апсорбована енергија узорка челика V19 износи  $3,20 \text{ J/cm}^2$ , и нешто је већа у односу на узорке челика TiV22, код којих износи  $3,0 \text{ J/cm}^2$ . Укупне енергије лома дате су сумарно за оба челика у табели 4.3.



**Слика 4.20.** Дијаграм апсорбоване енергије удара по Шарпију за узорак челика V19: а) промена силе при удару, б) промена енергије лома при удару.



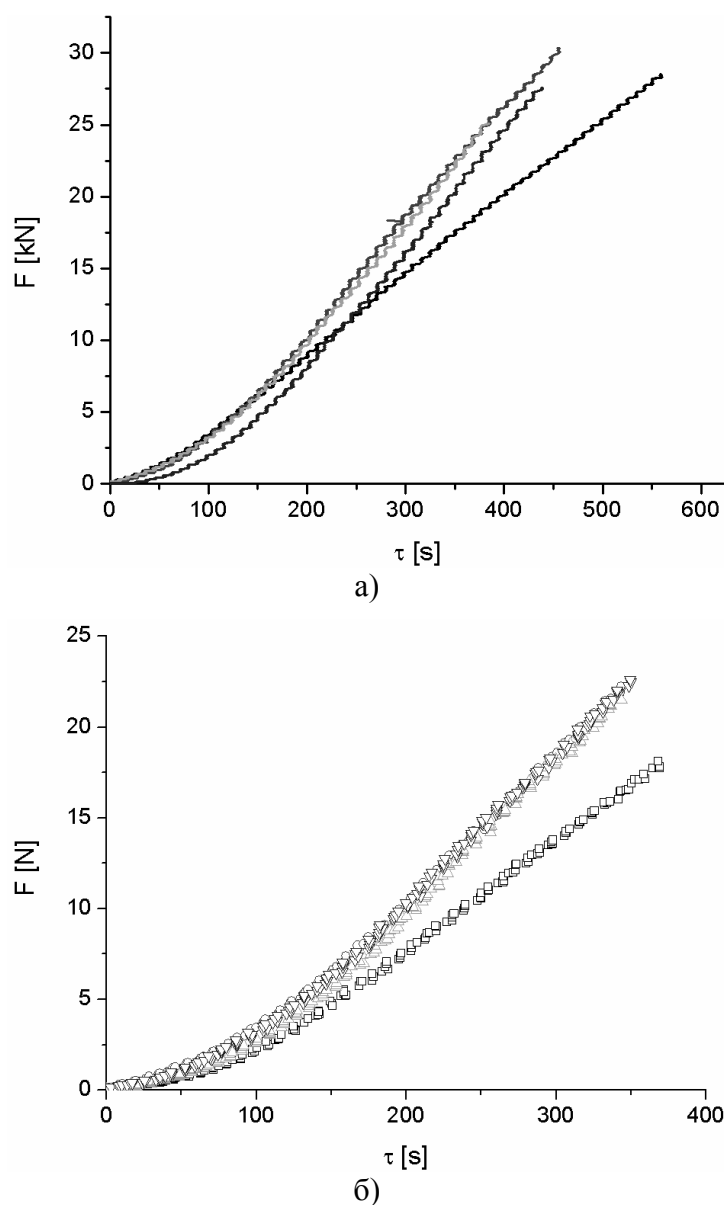
**Слика 4.21.** Дијаграм абсорбоване енергије удара по Шарпију за узорак челика V19: а) промена силе при удару, б) промена енергије лома при удару.

**Табела 4.3.** Вредности енергије лома по Шарпију (CVN), укупне енергије лома,  $E$ , и енергије иницијације,  $E_i$ , и раста прскотине,  $E_p$ , за челике V19 и TiV22.

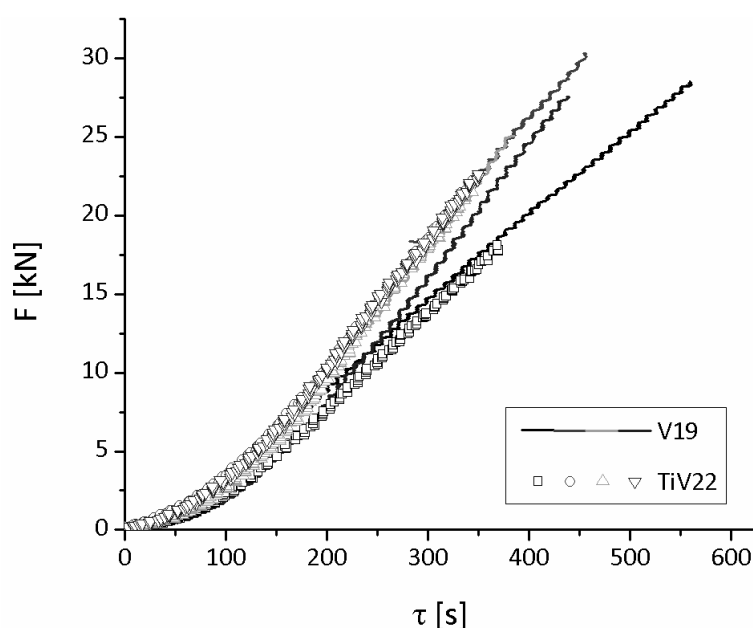
	<b>CVN</b> [J/cm <sup>2</sup> ]	<b>E</b> [J]	<b><math>E_i</math></b> [J]	<b><math>E_p</math></b> [J]
<b>V19</b>	3,20	2,56	2,20	0,36
<b>TiV22</b>	3,00	2,40	1,43	0,97

#### 4.5. САВИЈАЊЕ У ЧЕТИРИ ТАЧКЕ

На сликама 4.22а и 4.22б приказане су зависности силе од времена, који су забележени при испитивању савијањем у четири тачке узорка челика V19 и TiV22. Поређење свих кривих за оба испитивана челика дато је на слици 4.23. Криве у највећем делу карактерише праволинијска зависност. Максимална сила савијања већа за узорке челика V19. Упоредни дијаграм за оба челика дат је на слици 4.23.



**Слика 4.22.** Дијаграм сила-време при савијању у четири тачке на  $-196^{\circ}\text{C}$  за челике V19 (а) и TiV22 (б).



**Слика 4.23.** Упоредни дијаграм сила-време при савијању у четири тачке на  $-196^{\circ}\text{C}$  за челике V19 и TiV22.

Максималне силе савијања за све узорке приказане су у табели 4.4, заједно са вредностима момента савијања, номиналног напона савијања и рада при савијању. Епрувете челика V19 леме се при већој сили, односно номиналном напону савијања. Веће су и вредности номиналног напона савијања нормализованог границом течења. Утрошак рада при савијању у четири тачке такође је већи код челика V19 него код TiV22.

**Tabela 4.4.** Вредности максималне силе,  $F_{\max}$ , момента,  $M$ , и номиналног напона савијања,  $\sigma_{\text{nom}}$ , ( $\sigma_{\text{nom}}/\sigma_0$  – вредност нормализована границом течења), као и утрошак рада при савијању у четири тачке,  $W$ .

Челик	Узорак	$F_{\max}$ [N]	$M \cdot 10^{-3}$ [Nm]	$\sigma_{\text{nom}}$ [MPa]	$\sigma_{\text{nom}}/\sigma_0$	$\sigma_0$ † [MPa]	$W$ [J]
V19	01	28521,6	181111,9	1192,7	1,54	774,9	12,6
	02	30318,1	192520,2	1267,8	1,64	774,9	9,9
	03	25084,6	159287,0	1049,0	1,35	774,9	6,6
	04	27561,2	175013,9	1152,5	1,49	774,9	8,0
TiV22	01	18143,2	115209,2	758,7	0,85	896,2	4,5
	02	22337,0	141840,1	934,1	1,04	896,2	5,4
	03	21626,2	137326,3	904,3	1,01	896,2	5,0
	04	22726,2	144311,1	950,3	1,06	896,2	5,4

†  $\sigma_0 = R_{p0.2}$

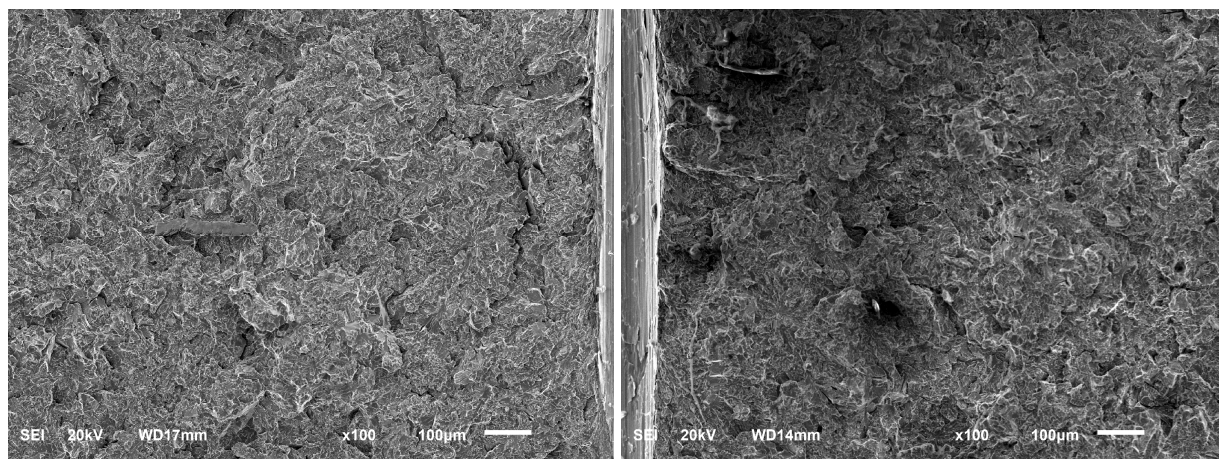
## 4.6. ФРАКТОГРАФИЈЕ

С.Е.М. снимци прелома узорака испитаних савијањем у четири тачке приказани су на сликама од 4.24 до 4.56. Заједничко за све фрактографије је да је лом инициран веома близу зарезу на епрувети. Растојања места иницијација лома у односу на дно зареза на епрувети код челика V19 износи од 12,2  $\mu\text{m}$  до 54,0  $\mu\text{m}$ , а код челика TiV22 од 55,8  $\mu\text{m}$  до 130,7  $\mu\text{m}$ . Преглед свих вредности удаљености места иницијације од зареза, заједно са димензијама првих пљосни цепања дат је у табели 4.5 (види страну 129). Иницијација лома нешто је даље од зареза код челика TiV22, али ефективни пречници првих пљосни цепања су приближно исти (средња вредност за V19 износи 18,9  $\mu\text{m}$ , а за TiV22 19,1  $\mu\text{m}$ ). Величина пљосни цепања је изразито неравномерна. Релативно крупне и често изоловане пљосни цепања окружене су многобројним ситним равнима цепања. При малим увећањима на С.Е.М.-у, од око 100 $\times$  до 200 $\times$ , могу се пратити макроскопски трагови кретања прскотине, у облику слова „V”, који воде до места иницијације лома. При великим увећањима, микроскопске степенице, у облику „речних линија“ указују на путању кретања микропрскотине (на пример, слике 4.27а и б).

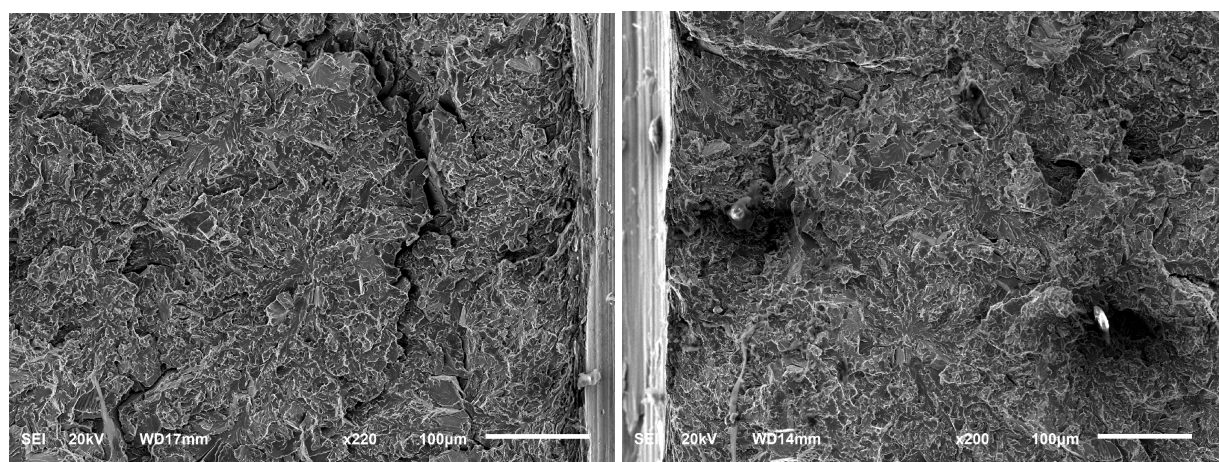
### 4.5.1. Фрактографије узорака челика V19

#### *Епрувета челика V19 бр. 01*

Површину прелома узорка V19-01 карактеришу дубоке, многобројне секундарне микропрскотине по дубини узорка (слика 4.24, посебно на половини узорка са леве стране). Поред главног места иницијације лома, непосредно уз зарез, виде се још два секундарна, које карактеришу линије које се радијално шире из центра кроз скуп пљосни приближне кристалографске оријентације.



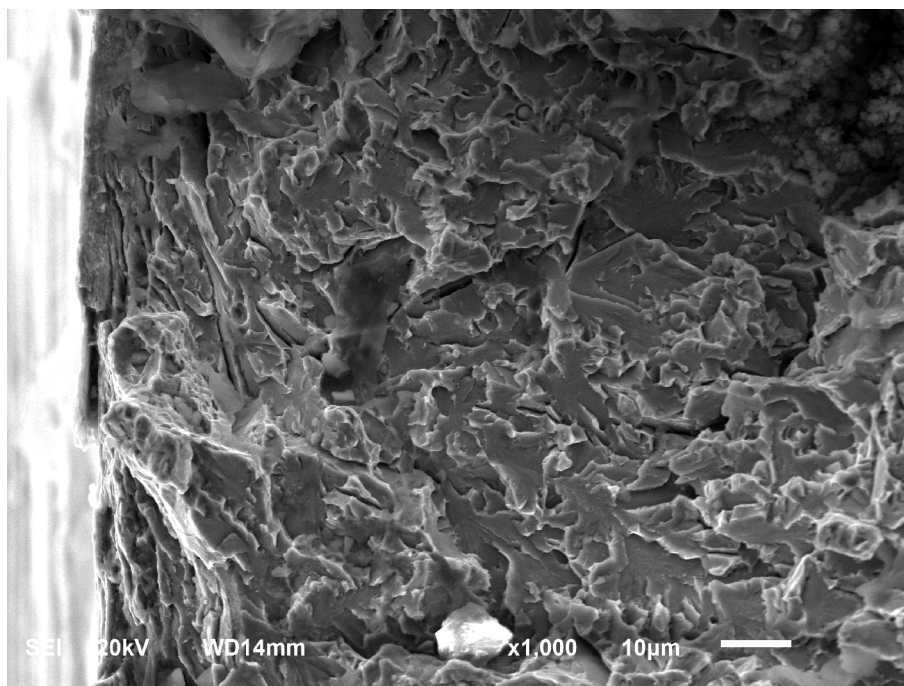
а)



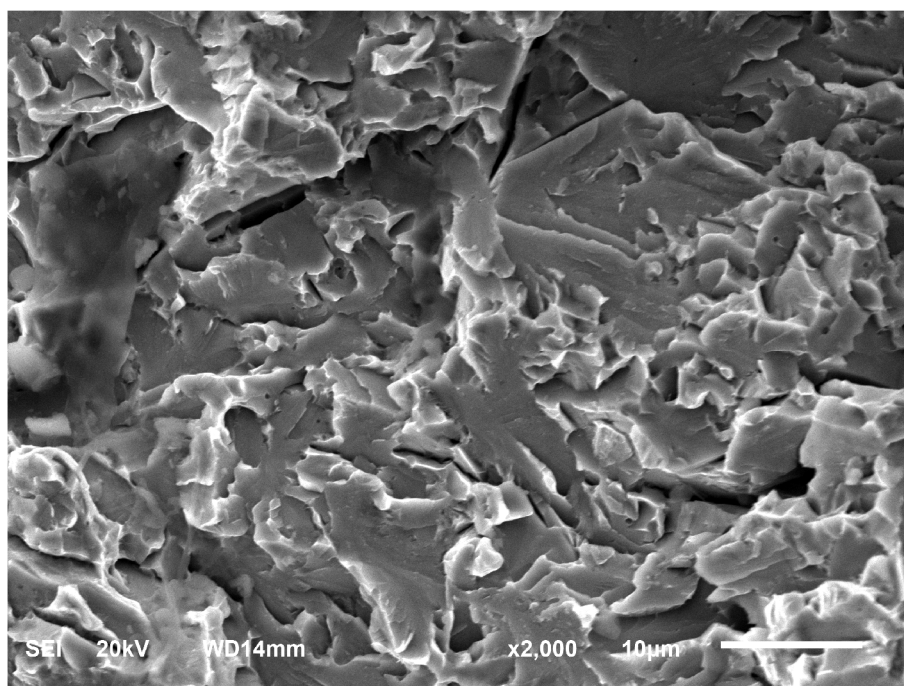
б)

**Слика 4.24.** Површина прелома узорка челика V19, епрувета број 01, у области непосредно испод зареза. Макроскопски трагови лома који упућују на ширу област иницијације на одговарајућим половинама епрувете, при различитим увећањима, датим на сликама.

На слици 4.25 приказано је примарно место иницијације лома. Пљосни су релативно ситне и неправилног облика, а „речне линије“ воде ка самом врху зареза. Честице секундарних фаза се не виде ни при увећању од 2000× (слика 4.25б). На другој половини узорка, у близини места иницијације лома, видљиве су веома крупне пљосни, или скупине пљосни приближне кристалографске оријентације (слика 4.26). Због многобројних секундарних места иницијације микропрскотина тешко је са сигурношћу утврдити главно место на овој половини узорка.

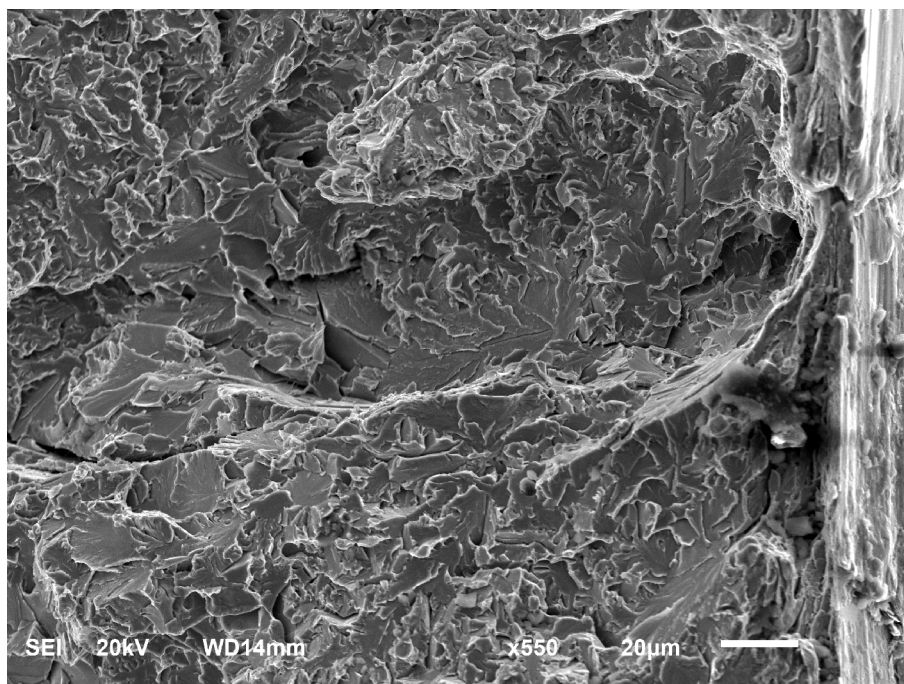


а)



б)

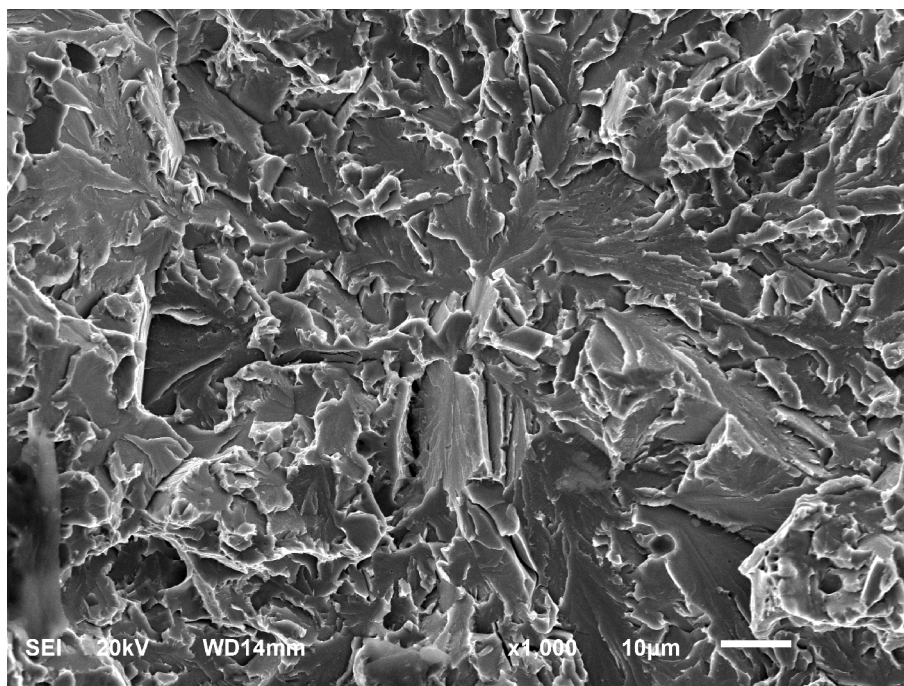
Слика 4.25. Челик V19, епрувета број 01 - место иницијације лома чепањем.



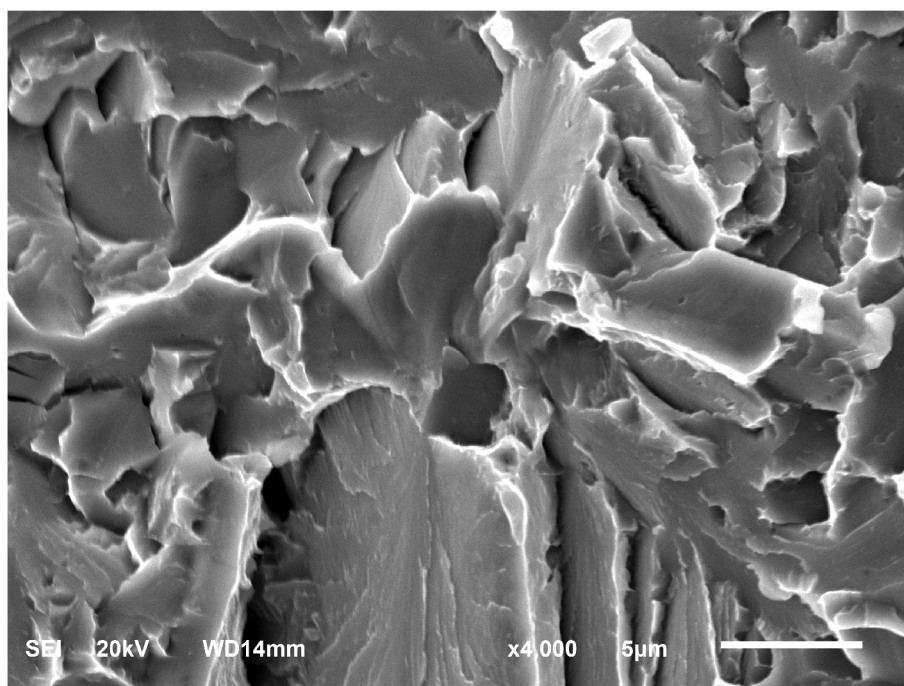
**Слика 4.26.** Челик V19, епрувета број 01 - место иницијације лома чепањем –друга половина узорка у односу на слику 4.25.

Секундарна места иницијације лома, са слике 4.24а и б, на левој страни, приказана су при већим повећањима на сликама 4.27. и 4.29. Е.Д.С. на слици 4.28 показује да мала фацета у средини снимка на слици 4.27б није честица. На слици 4.29 не виде се честице.



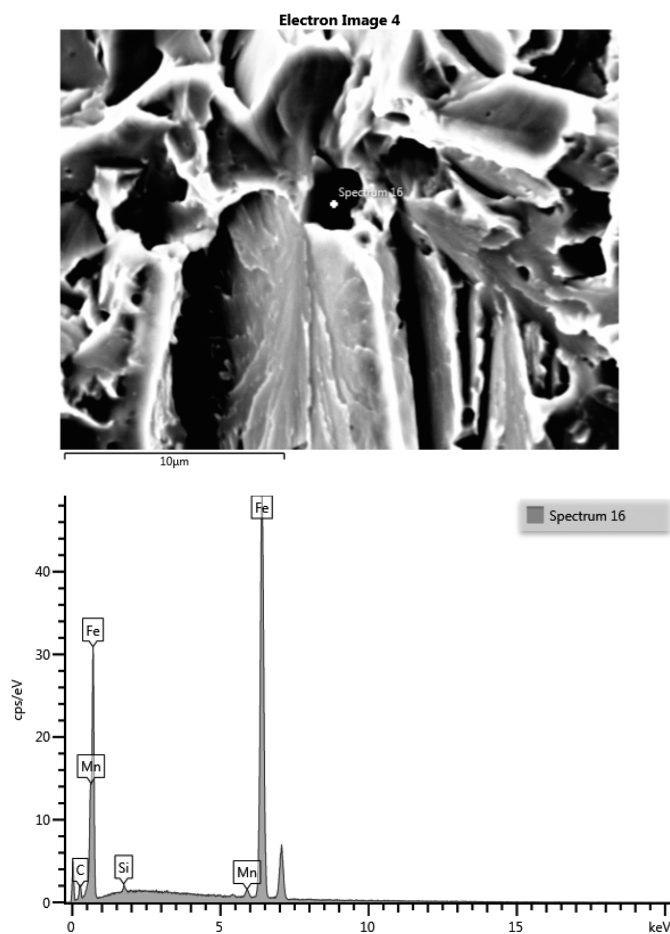


а)

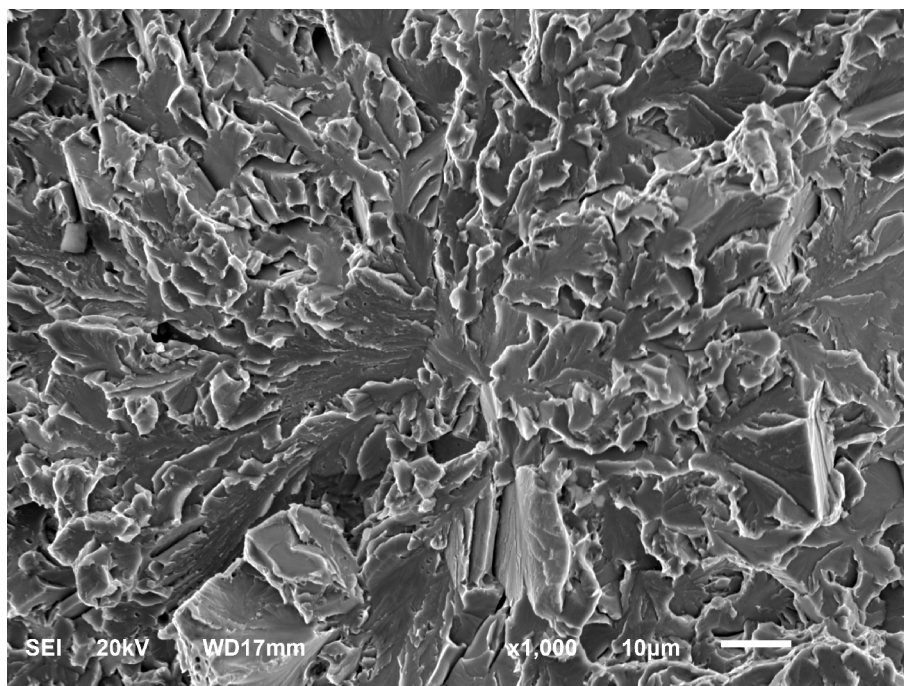


б)

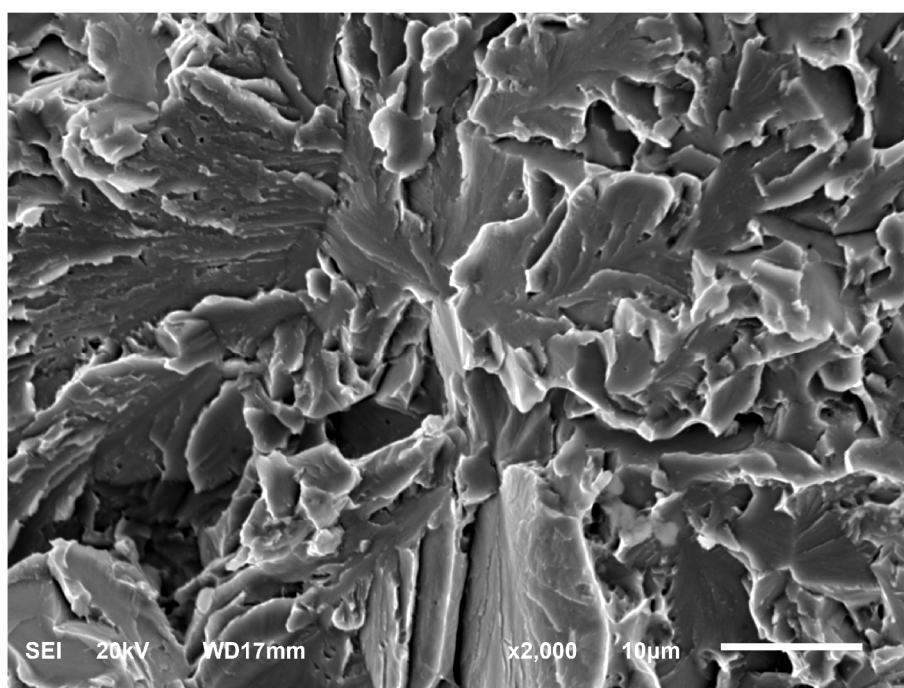
Слика 4.27. Челик V19, епрувета број 01 - место секундарне иницијације лома при различитим увећањима, датим на сликама.



Слика 4.28. Челик V19, епрувета број 01; Е.Д.С. на карактеристичној површини са слике 4.27.

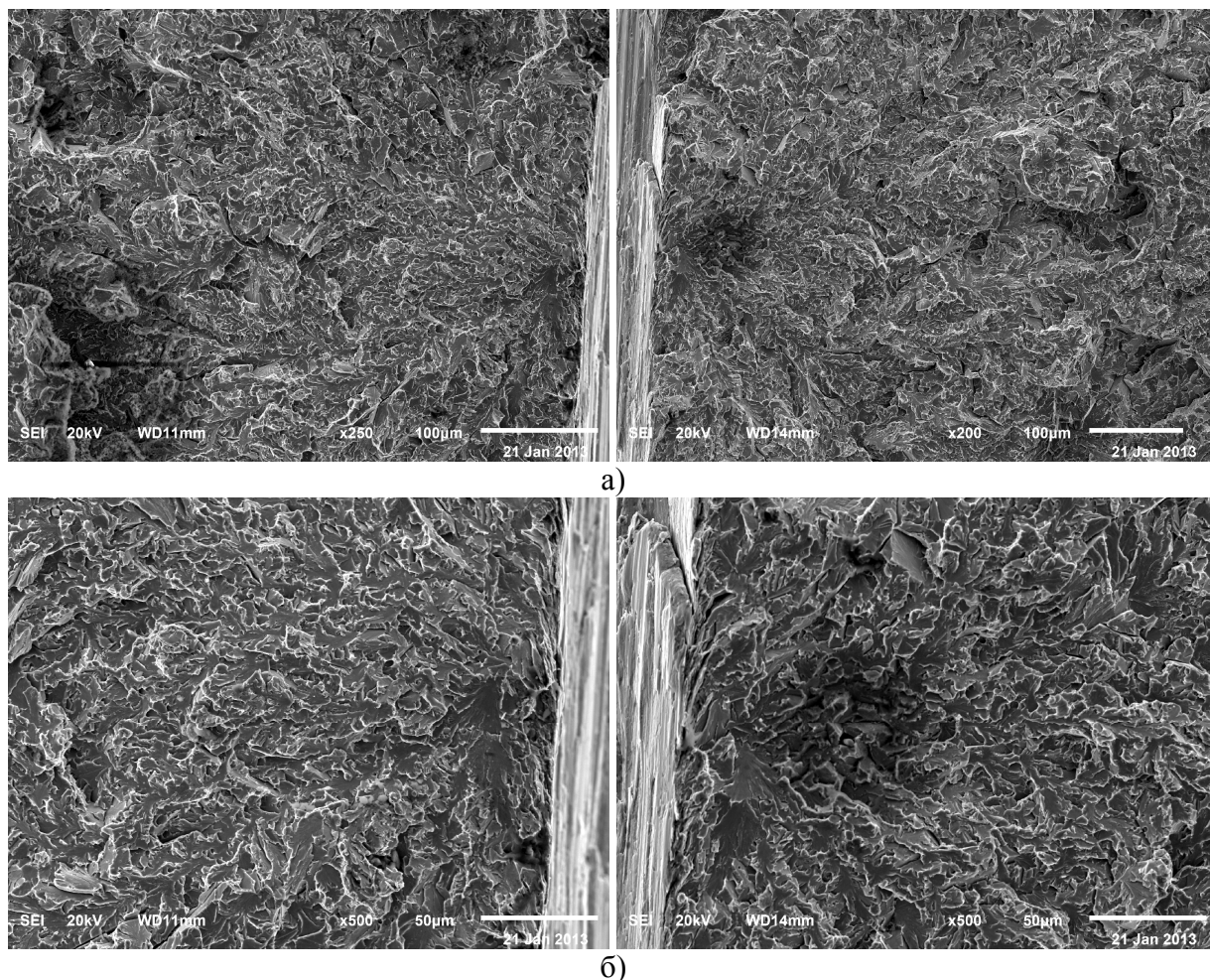


а)



б)

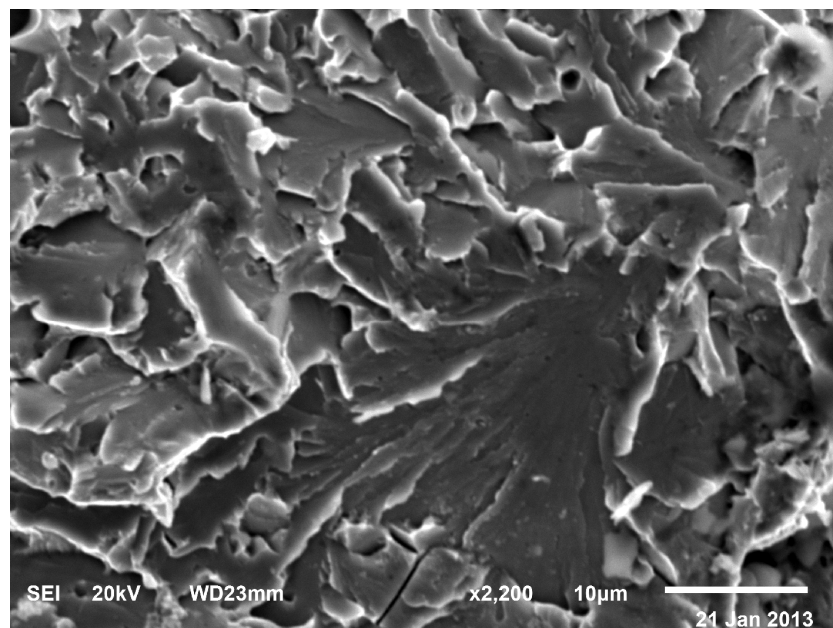
**Слика 4.29.** Челик V19, епрувета број 01 - место секундарне иницијације лома (друга половина узорка са слике 4.27), при различитим увећањима, датим на сликама.



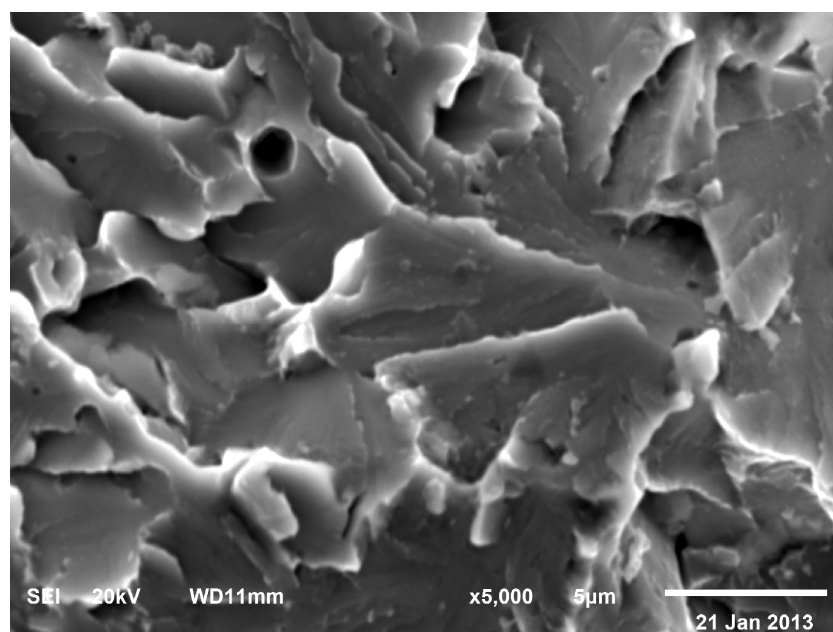
**Слика 4.30.** Површина прелома узорка челика V19, епрувета број 02, у области непосредно испод зареза; макроскопски трагови који упућују на место иницијације лома (обе половине преломљене епрувете).

#### Епрувета челика V19 бр. 02

На површини прелома узорка V19-02 макроскопски трагови лома су јасни и несумњиво указују на примарно место иницијације лома, а видљиво је и поклапање површина прелома (слика 4.30). Једна крупна и неправилна раван цепања се истиче на слици 4.30 б. Микроскопске линије воде ка месту нуклеације иницијалне микропрскотине, где није пронађена честица као узрок лома (слика 4.31). На другој половини узорка (слика 4.32) види се честица, која је толико ситна (мања од 1  $\mu\text{m}$ ) да није било могуће утврдити њен састав помоћу Е.Д.С.-а. На слици 4.32а видљива је једна крупна честица штапићастог облика, карактеристичног за честице MnS, која се одвојила од основе, али није у било каквој вези са иницијацијом лома.

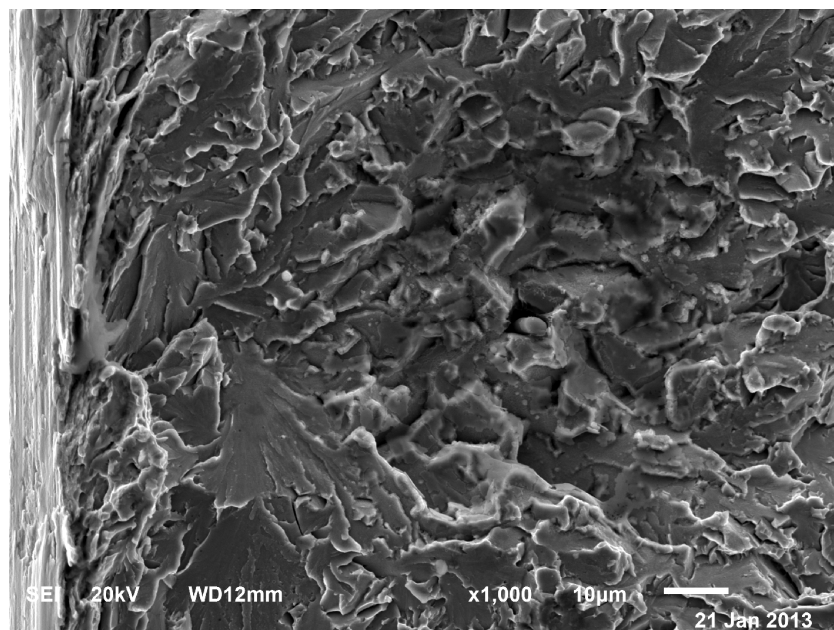


а)

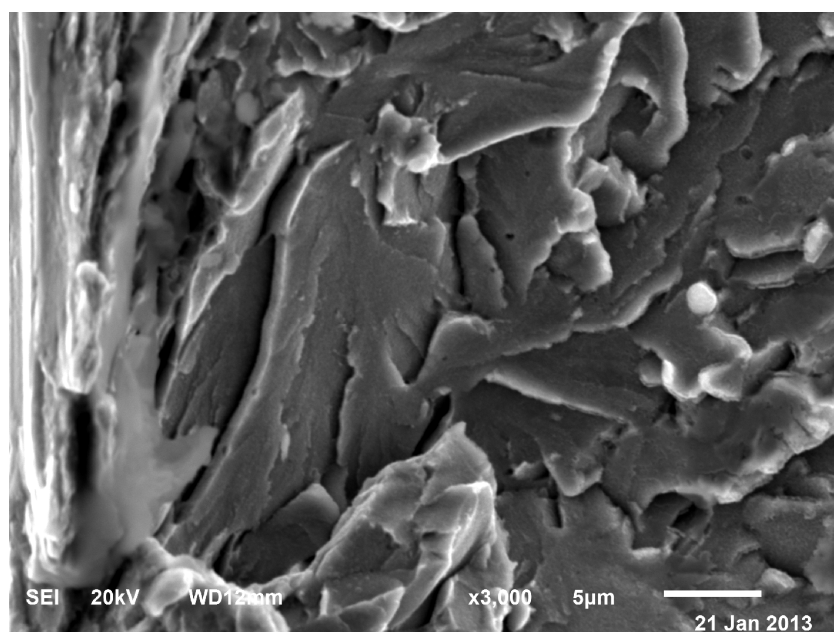


б)

**Слика 4.31.** Челик V19, епрувета број 02 - место иницијације лома цепањем при различитим увећањима, датим на сликама.

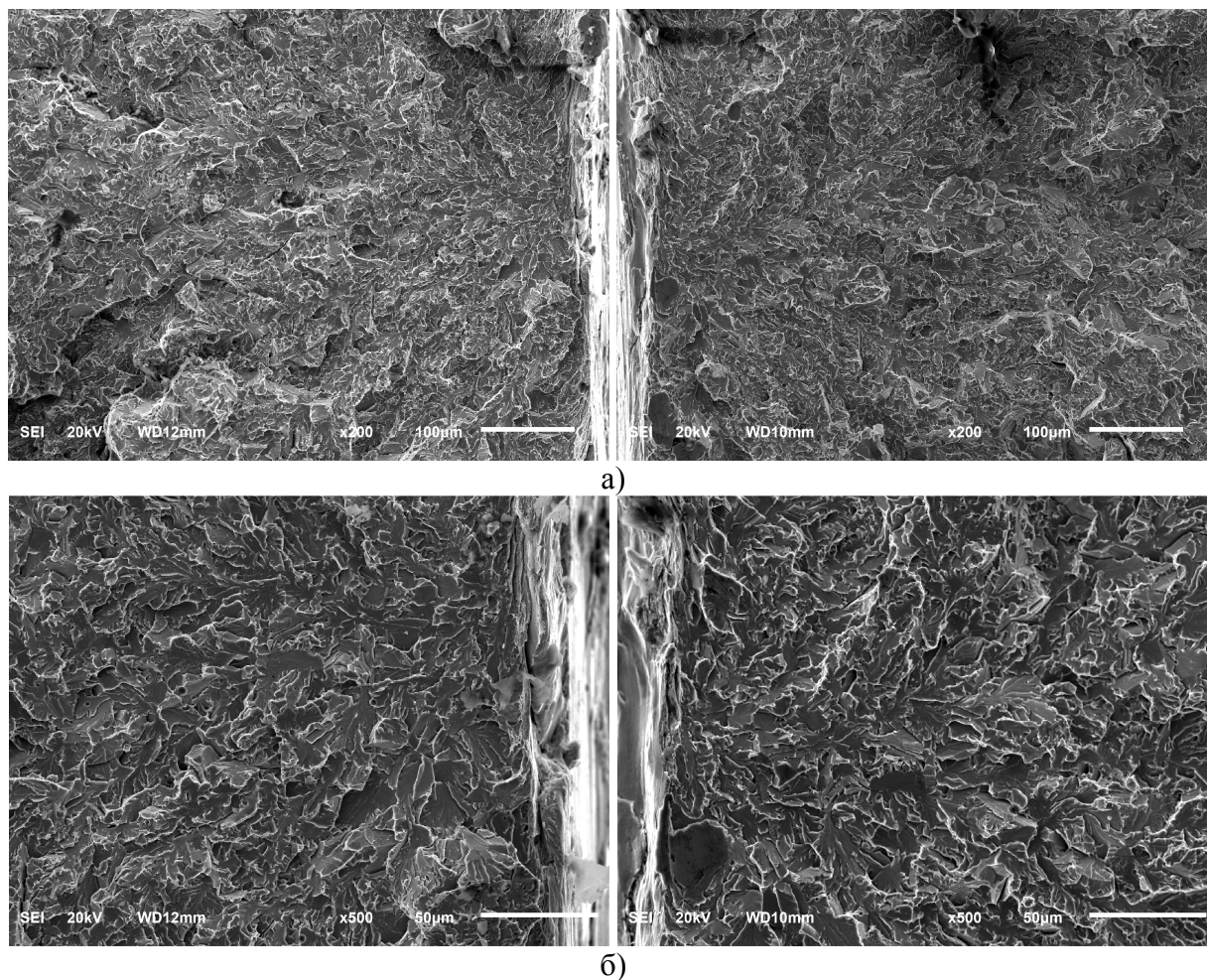


а)



б)

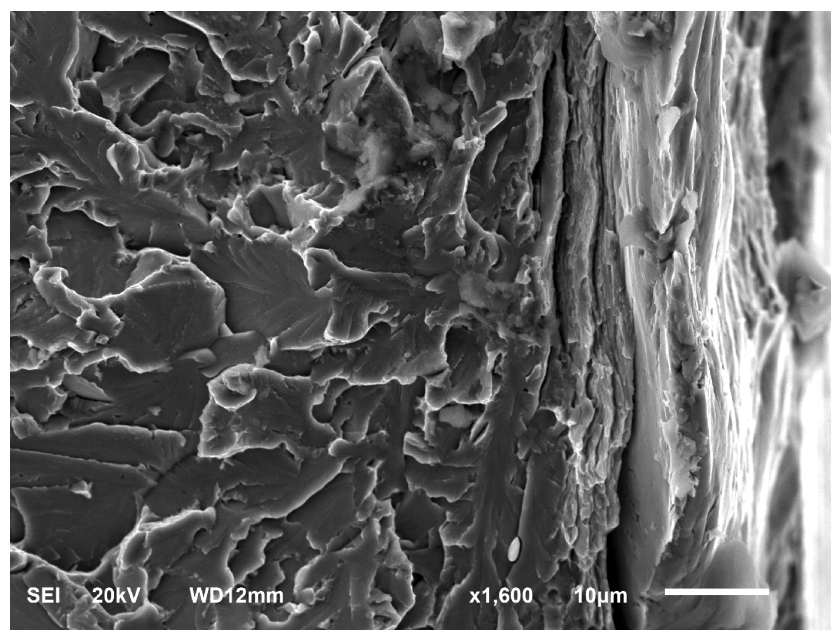
**Слика 4.32.** Челик V19, епрувета број 02 - место иницијације лома чепањем –одговарајућа половина узорка у односу на слику 4.31, при различитим увећањима, датим на сликама.



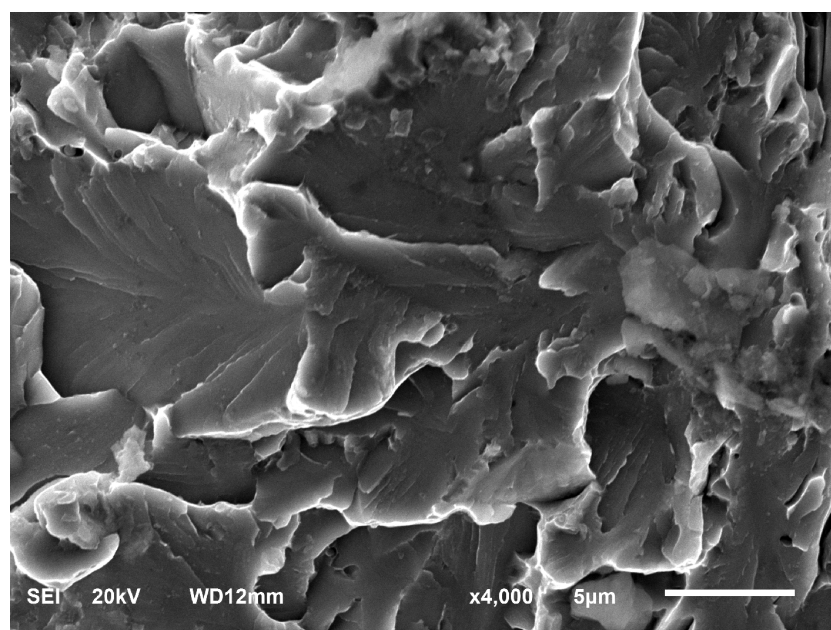
**Слика 4.33.** Површина прелома узорка челика V19, епрувета број 03 у области непосредно испод зареза. Макроскопски трагови који упућују на место иницијације лома на одговарајућим половинама епрувете, при различитим увећањима, датим на сликама.

#### Епрувета челика V19 бр. 03

Место иницијације лома узорка V19-03 са слике 4.33, приказано је при већим повећањима на сликама 4.34 и 4.36. Е.Д.С. на слици 4.35 не указује на постојање неке честице секундарне фазе на месту нуклеације првобитне микропрскотине која је иницирала лом цепањем. Пљосни цепања на овим сликама да су веома ситне. Микропрскотина настала у једном од зрна мења правац кретања при ширењу преко граница зрна под великим углом. У средини слике 4.34б види се равна линија која представља прелаз из једног зрна у друго, односно са једне пљосни цепања на другу. Микроскопски трагови ширења микропрскотине, тзв. „речне линије“ такође се лако уочавају и прате до места иницијације лома.



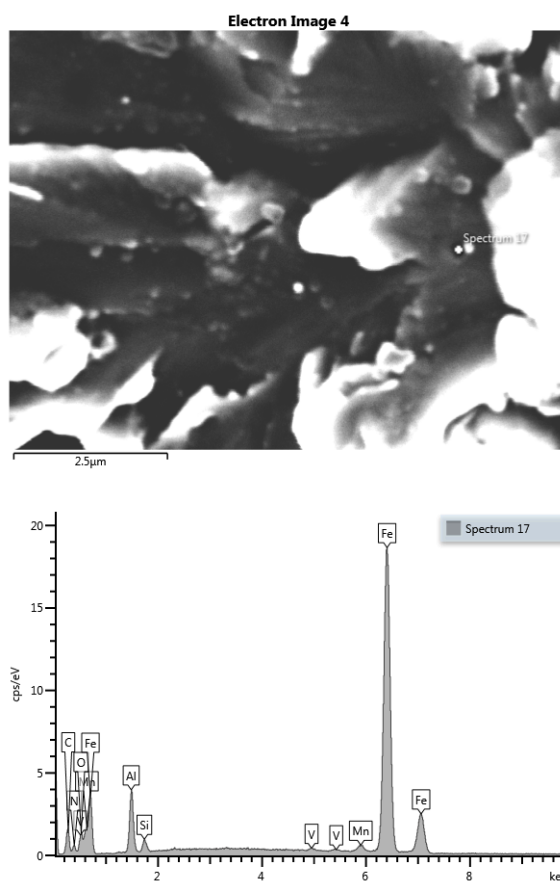
а)



б)

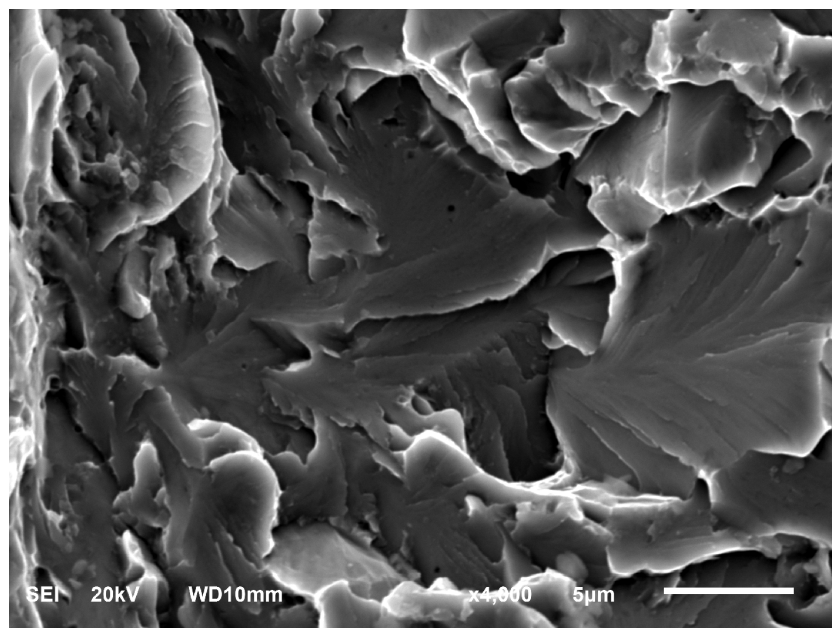
**Слика 4.34.** Челик V19, епрувета број 03 - место иницијације лома са претходне слике, при различитим увећањима, датим на сликама.



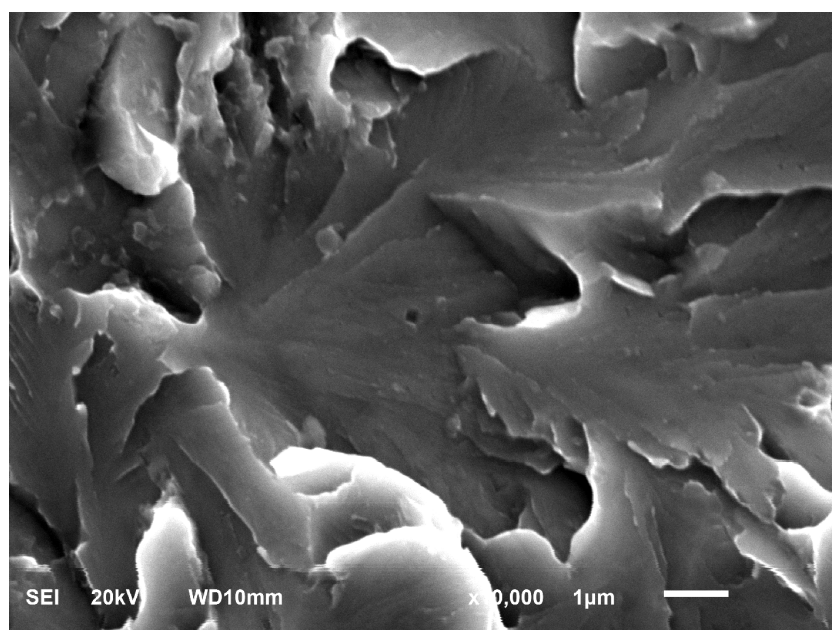


**Слика 4.35.** Челик V19, епрувета број 03: Е.Д.С. не указује на честицу секундарне фазе на месту иницијације лома (са слике 4.34).

При увећању од  $\times 10\,000$ , на слици 4.36б, на месту нуклеације микропрскотине која је иницирала лом нема видљиве честице. На средини се види правилна четвороугаона јамица, у којој је можда била нека честица, али свакако није у вези са нуклеацијом иницијалне микропрскотине.

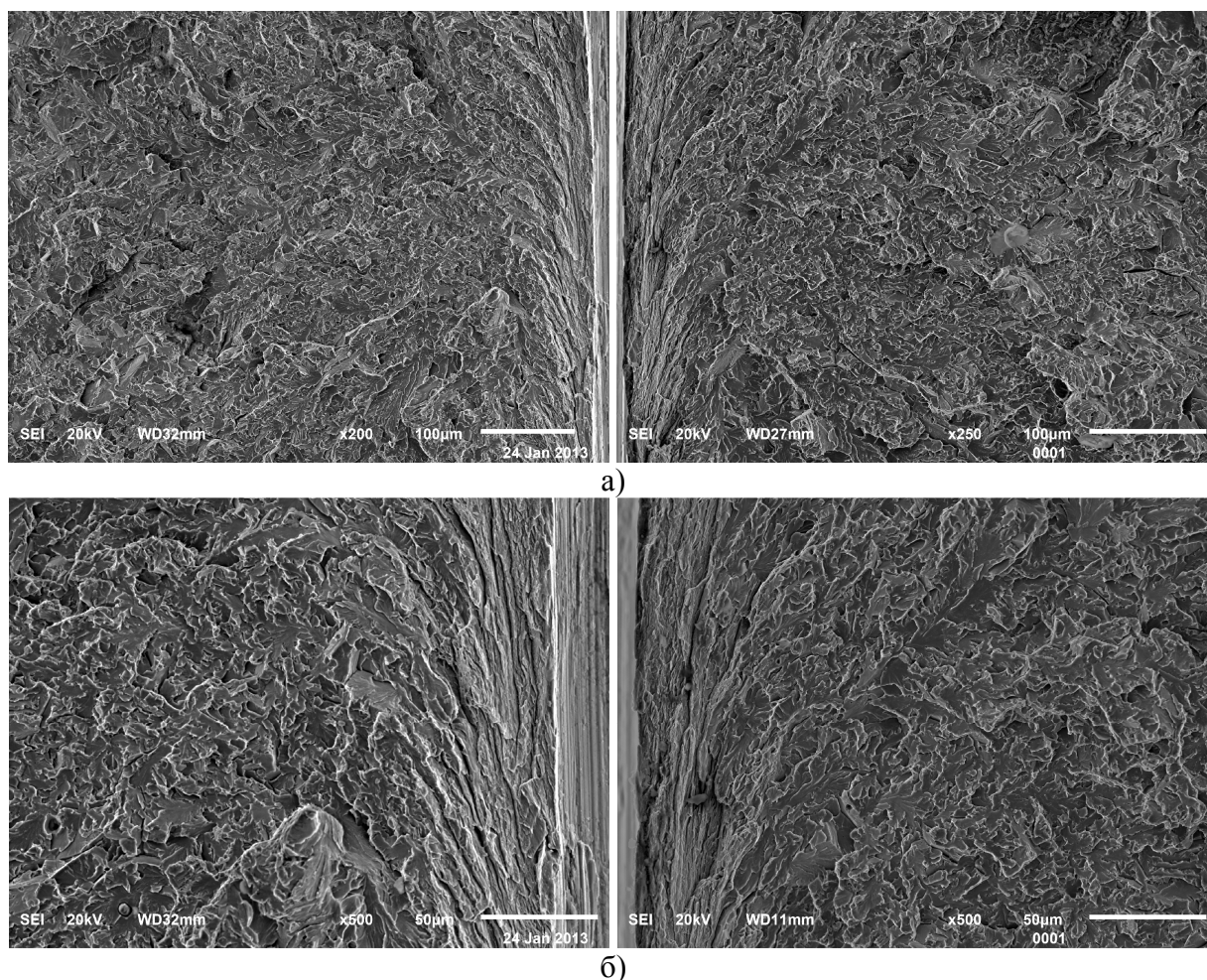


а)



б)

**Слика 4.36.** Челик V19, епрувета број 03 - место иницијације лома на другој, одговарајућој половини узорка са слике 4.33; увећања су дата на сликама.

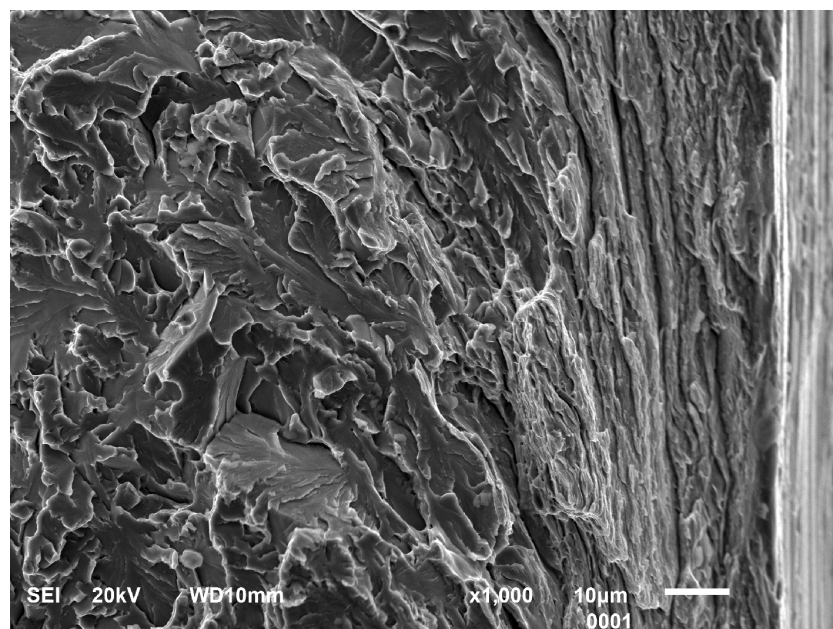


**Слика 4.37.** Површина прелома узорка челика V19, епрувета број 04 у области непосредно испод зареза; макроскопски трагови који упућују на место иницијације лома, на одговарајућим половинама епрувете, при различитим увећањима, датим на сликама.

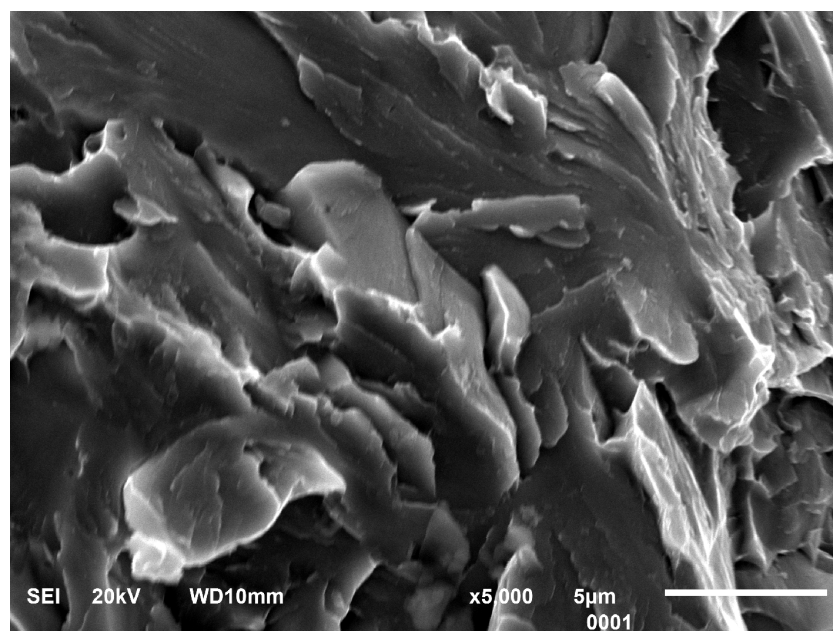
#### Епрувета челика V19 бр. 04

На сликама 4.37а и б приказана су места поклапања на обе половине узорка V19-04. Уз саму ивицу зареза видљиви су трагови пластичне деформације. На сликама 4.38 и 4.39 приказано је место иницијације лома са слике 4.37, на левој страни, увећано тако да се може видети да нема видљивих честица, које учествују у нуклеацији иницијалне микропрскотине. Микроскопски трагови кретања микропрскотине воде до саме ивице „смицајне усне“ уз зарез на епрувети (слика 4.38б). На слици 4.38а види се да је прва пљосан цепања је издуженог, неправилног облика, одвојена од ситнијих пљосни високоугаоном границом. На

слици 4.38б види се јасније да се непосредно испред места нуклеације почетне микропрскотине уздиже стрма раван, која одговара зрну различите кристалографске оријентације.

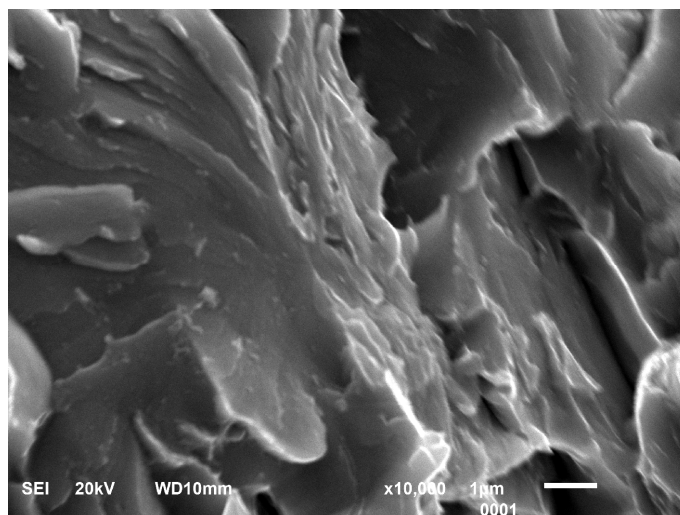


а)



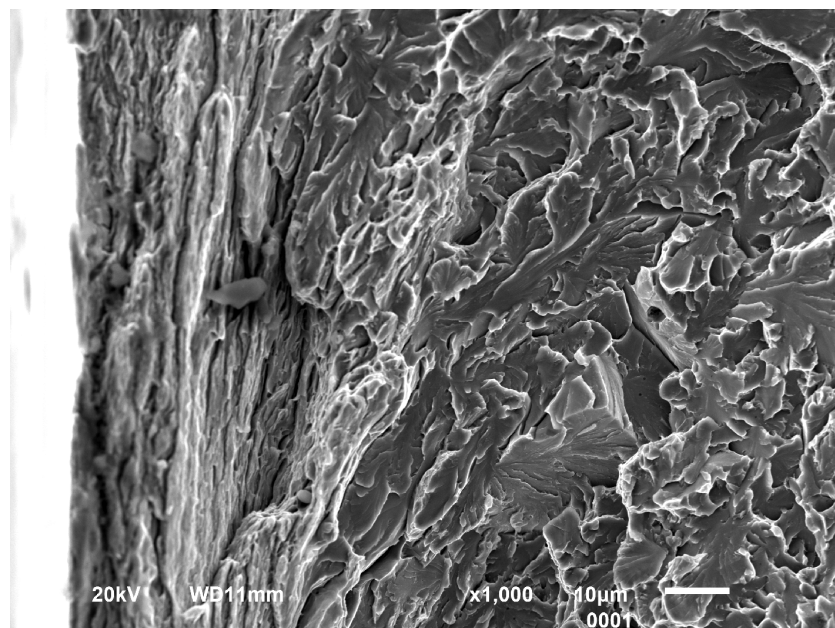
б)

**Слика 4.38.** Челик V19, епрувета број 04 - место иницијације лома са претходне слике при већим увећањима, датим на сликама.

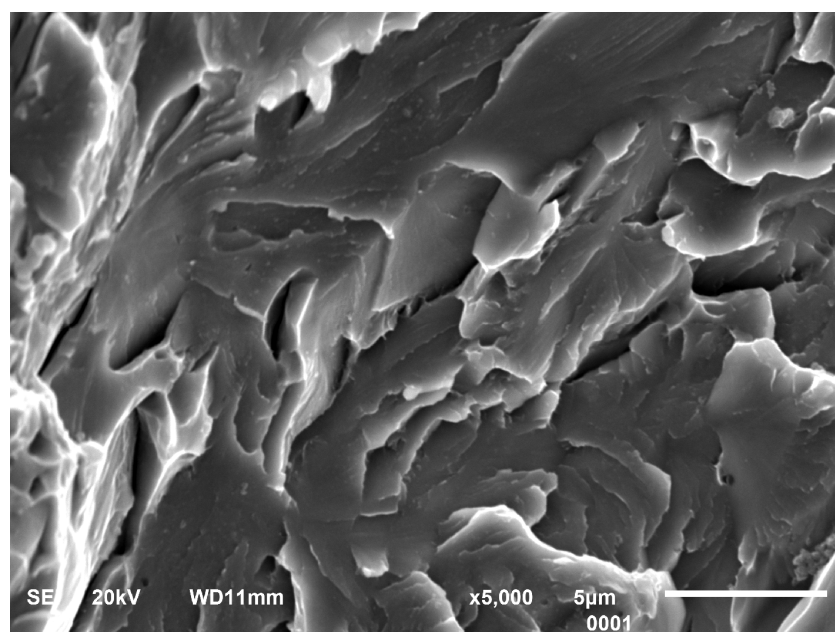


**Слика 4.39.** Челик V19, епрувета број 04 – увећан детаљ са слике 4.38б.

На слици 4.39 је увећан детаљ са слике 4.38, који показује да на месту иницијације микропрскотине нема честица. Геометрија на површини не имплицира постојање честице. На сликама 4.40а и б приказана је друга половина узорка, која се поклапа са површином приказаном на сликама 4.38а и б. Честице нису ни овде запажене. У горњем делу слике 4.40а може се уочити и пример секундарног места иницијације лома, које не припада главном фронту ширења лома, од којег је одељен границама под високим углом. Овај детаљ је издвојен на сликама 4.41а и б. Честице нису видљиве у тачки из које се крећу микроскопски трагови ширења микропрскотине, али се на самој пљосни цепања могу видети издужене ситне честице. Ове честице немају везе са нуклеацијом микропрскотина.

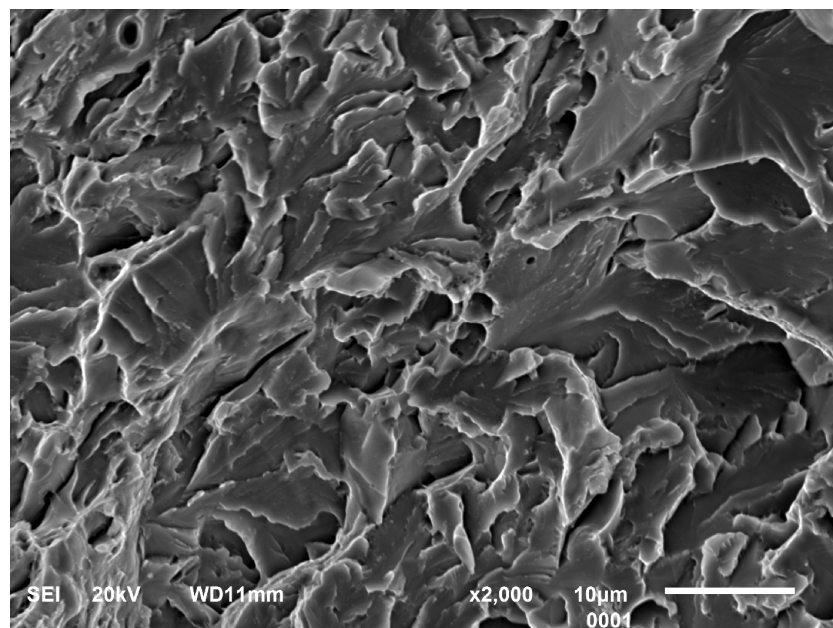


а)

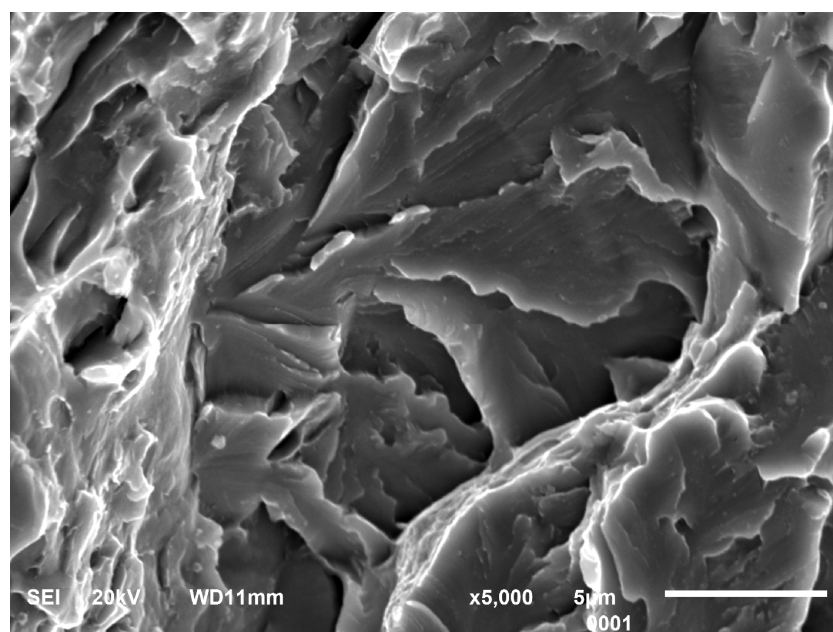


б)

**Слика 4.40.** Челик V19, епрувета број 04 - место иницијације лома на другој, одговарајућој половини узорка са слике 4.36; увећања су дата на сликама.



а)



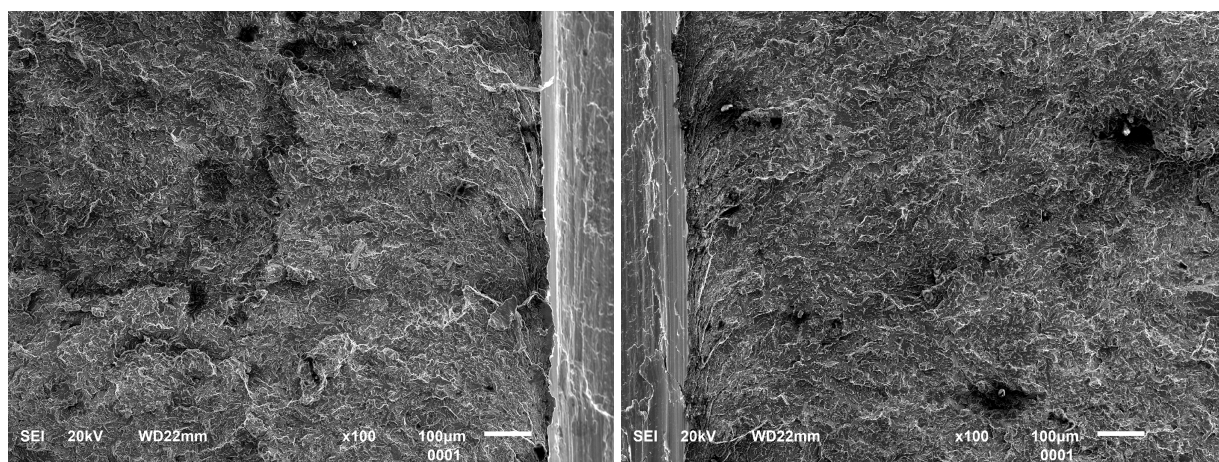
б)

**Слика 4.41.** Челик V19, епрувета број 04 – друга локација са које се распростире лом: а) увећање  $\times 2000$ , б) увећање  $\times 5000$ .

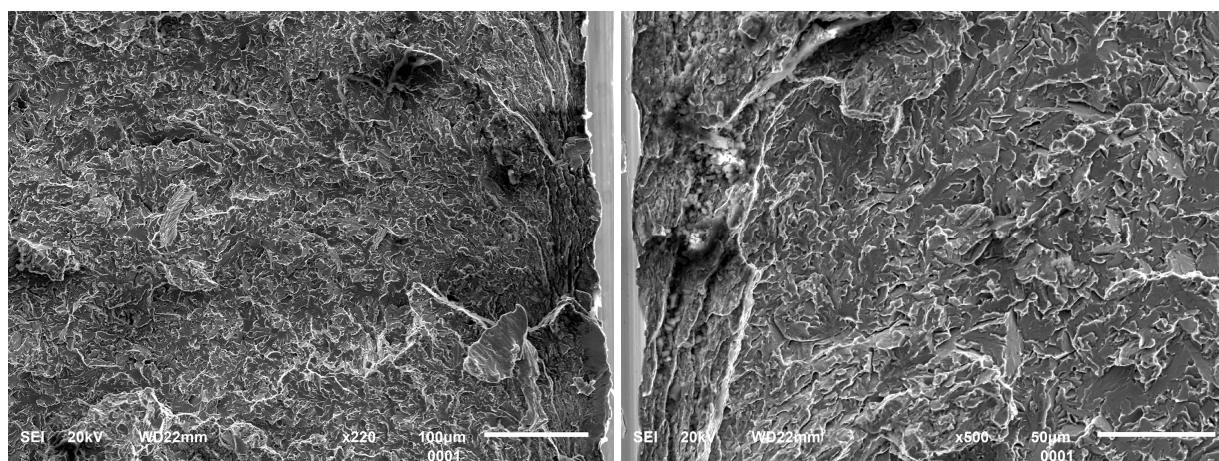
#### 4.5.2. Фрактографије узорака челика TiV22

##### *Епрувета челика TiV22 бр. 01*

Код узорака челика TiV22, иницијација лома је, такође близу зареза на епрувети за испитивање. На површини прелома прве епрувете (TiV22-01), при малом увећању макроскопски траг кретања прскотине указује на подручје иницијације лома (слика 4.42а). Доминирају ситне пљосни цепања, неправилног облика, па је тешко проценити тачно место нуклеације иницијалне микропрскотине.



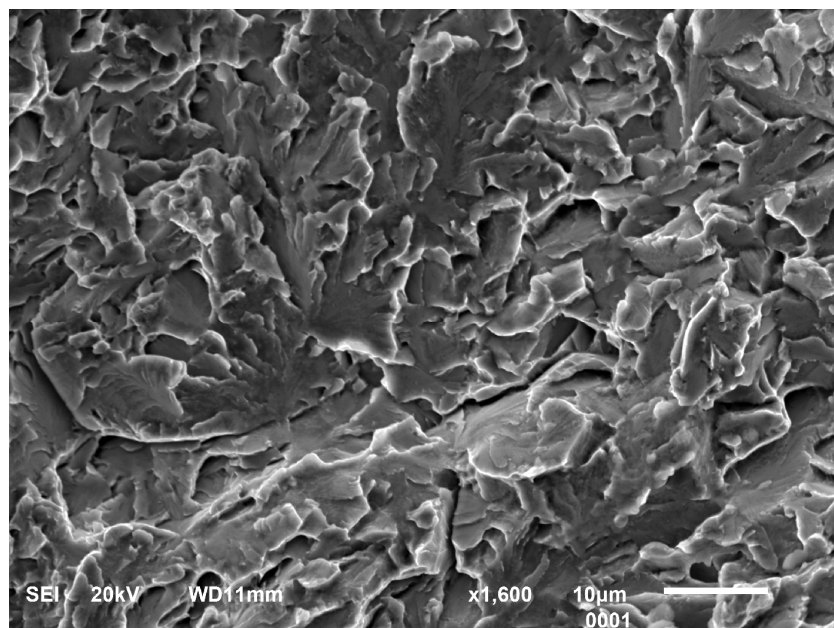
а)



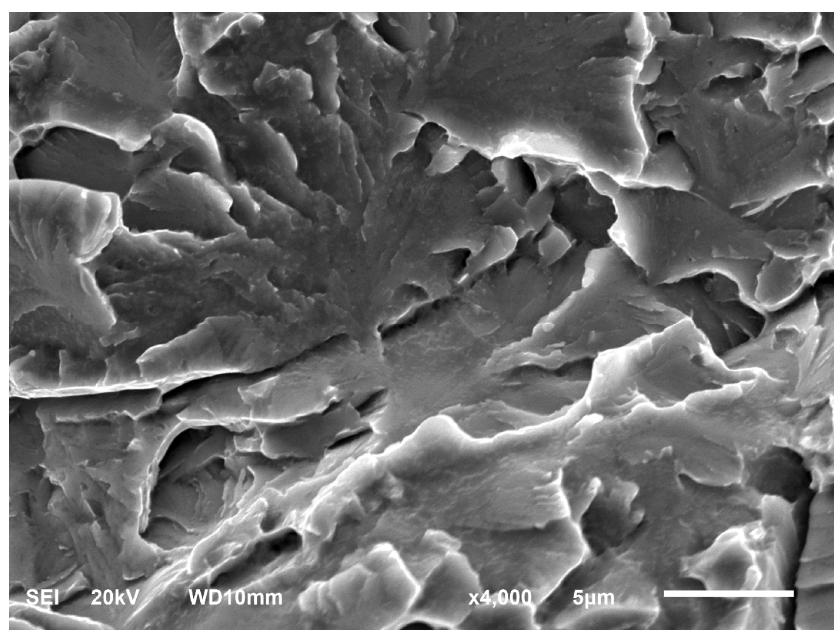
б)

**Слика 4.42.** Површина прелома узорка челика TiV22, епрувета број 01 у области непосредно испод зареза. Макроскопски трагови који упућују на место иницијације лома на обе половине епрувете; увећања су дата на сликама.





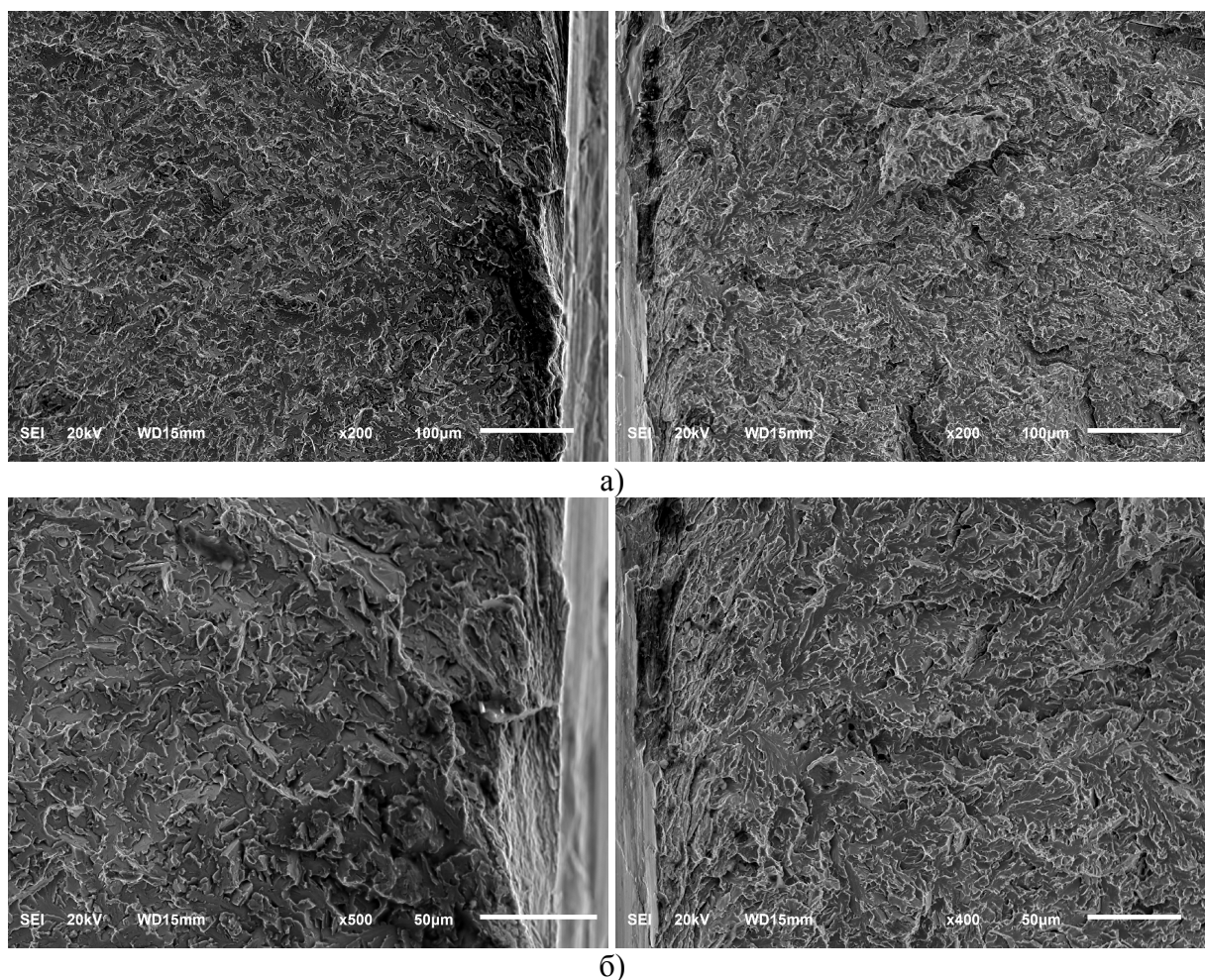
а)



б)

**Слика 4.43.** Челик TiV22, епрувета број 01 - место иницијације лома са претходне слике (4.42б) при већим увећањима; увећања су дата на сликама.

Тек при знатно већим увећањима, као на сликама 4.43а и б, могуће је утврдити место иницијације лома цепањем. Честице нису пронађене на овом месту.

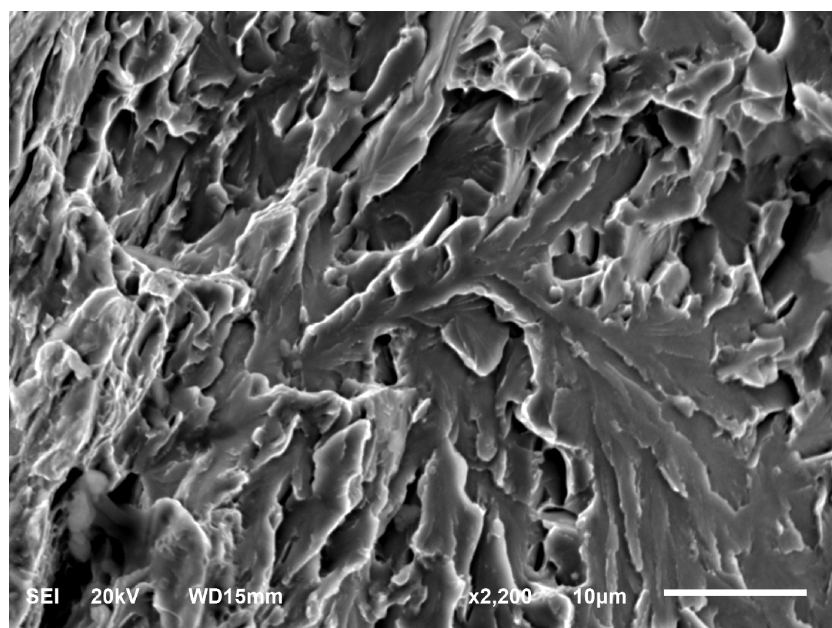


**Слика 4.44.** Површина прелома узорка челика TiV22, епрувета број 02 у области непосредно испод зареза. Макроскопски трагови који упућују на место иницијације лома на обе половине епрувете; увећања су дата на сликама.

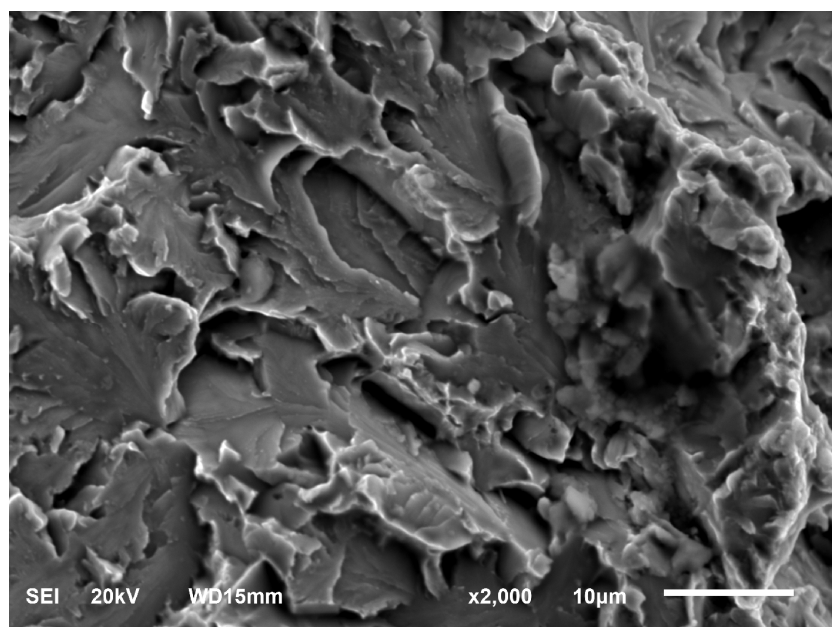
#### Епрувета челика TiV22 бр. 02

Површина прелома узорка TiV22-02, на слици 4.44, слична је претходном узорку. На месту иницијације лома, на слици 4.44б са десне стране види и једна крупна пљосан цепања неправилног облика, која се издваја својом величином у односу на остале пљосни. Овај детаљ је издвојен на слици 4.45. Погледом на другу страну епрувете на слици 4.46, која се поклапа са местом приказаним на слици 4.45, чини се да место нуклеације иницијалне микропркотине није директно везано за поменуту крупну раван. Види се група ситних равни одвојених границама под великим углом. Прегледом тачке до које воде микроскопски трагови пркотине

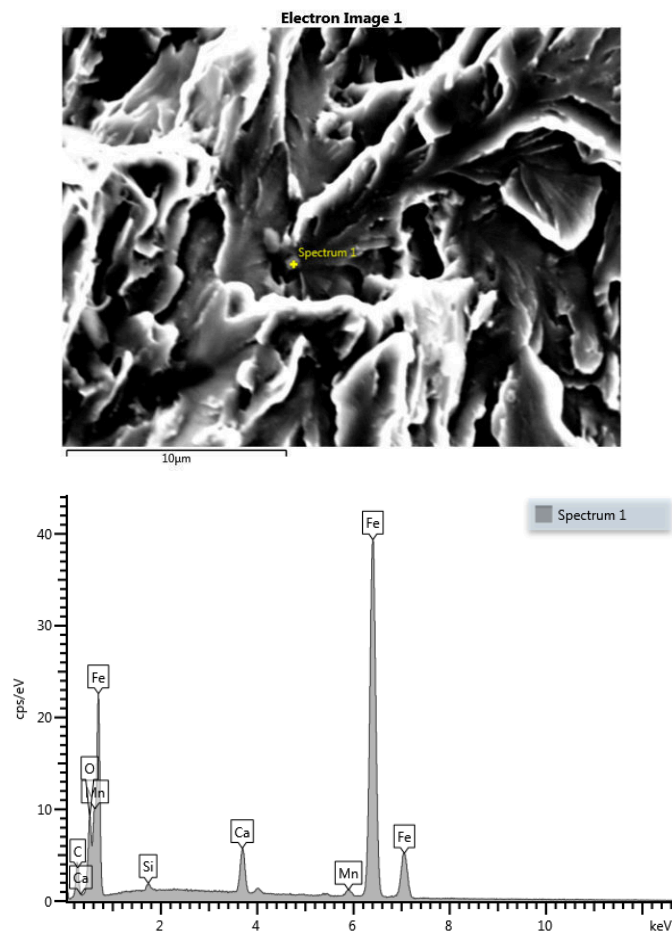
(„речне линије“) са слике 4.45, помоћу Е.Д.С.-а, утврђено је постојање честице на бази калцијума (слика 4.47).



**Слика 4.45.** Челик TiV22, епрувета број 02 –место иницијације лома са слике 4.44б, на десној страни, при већем увећању, датом на слици.



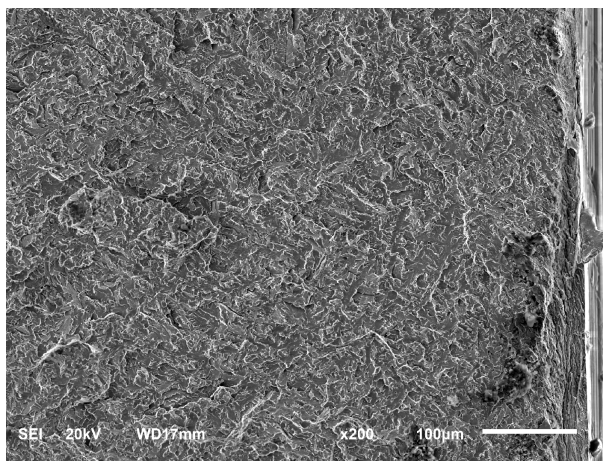
**Слика 4.46.** Челик TiV22, епрувета број 02 - место иницијације лома са слике 4.44б, на левој страни, при већем увећању, датом на слици.



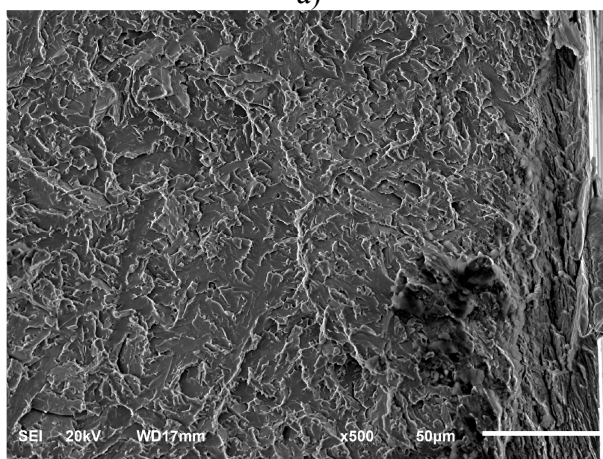
Слика 4.47. Челик TiV22, епрувета број 02: Е.Д.С. указује на честицу на месту иницијације лома, која садржи калцијум (са слике 4.43).

Епрувета челика TiV22 бр. 03

Место иницијације лома епрувете TiV22-03 налази се унутар групе крупних пљосни и налази се на већој раздаљини од зареза, у односу на све друге узорке (слике 4.48а и б). Идентификована су два потенцијална места иницијације лома, на 112  $\mu\text{m}$  и 130  $\mu\text{m}$  од зареза (табела 4.5). Две грубе пљосни, прошаране многобројним микроскопским степеницама лома раздвојене су границом под великим углом (слика 4.48б, у средини). Околне пљосни су изразито неправилног облика и знатно ситније, а праћење трагова прскотине је отежано. За мерење су изабрана она места која се налазе на средишњем макроскопском трагу ширења прскотине.

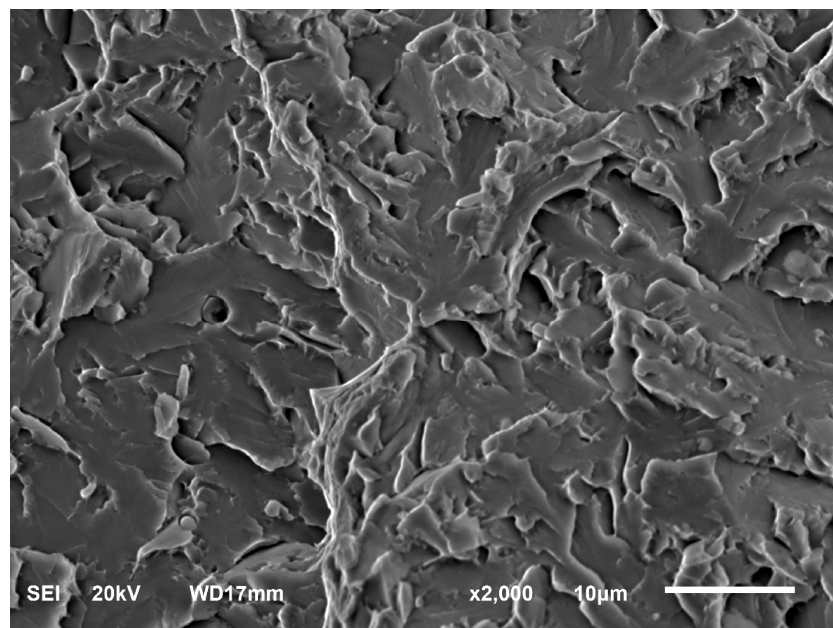


a)

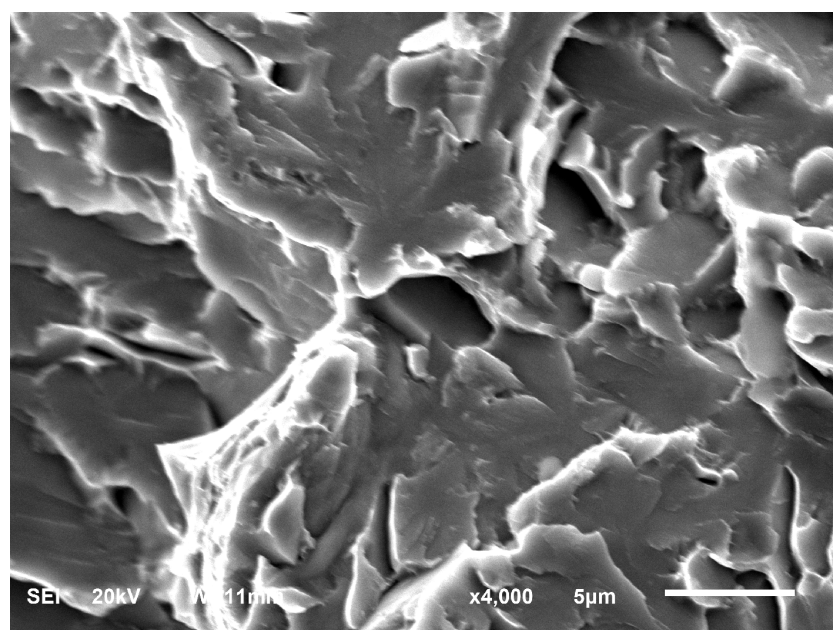


b)

**Слика 4.48.** Површина прелома узорка челика TiV22, епрувета број 03 у области непосредно испод зареза (само једна половина узорка). Макроскопски трагови који упућују на место иницијације лома; увећања су дата на сликама.

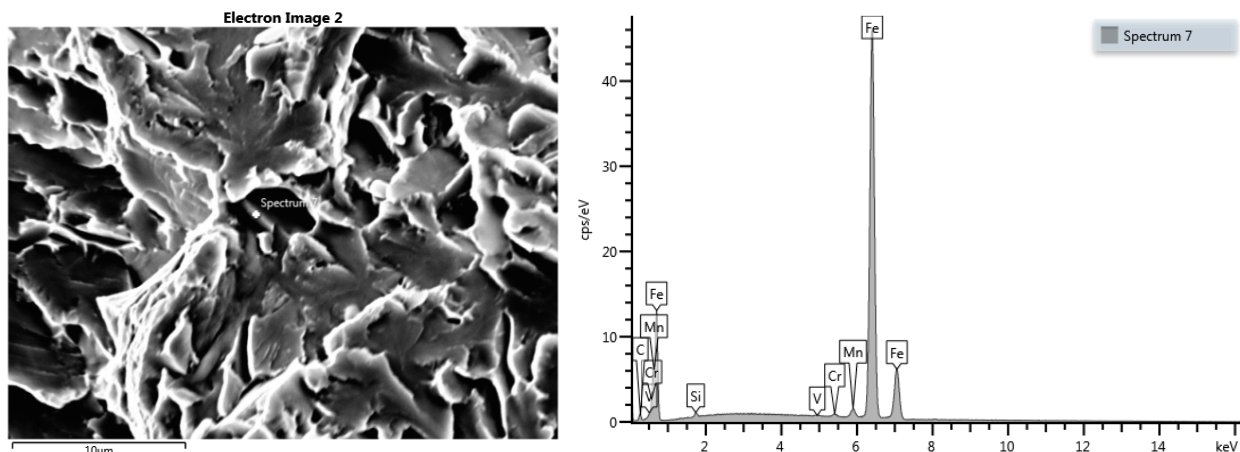


а)



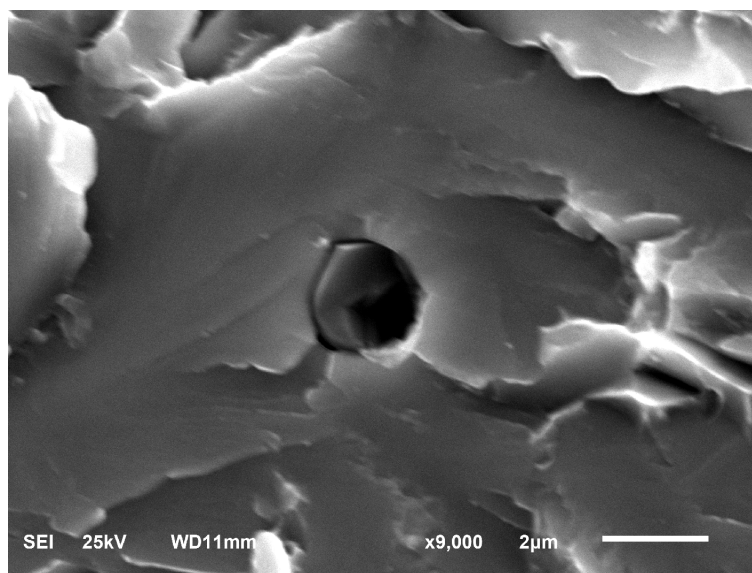
б)

**Слика 4.49.** Челик TiV22, епрувета број 03 - место иницијације лома са претходне слике (4.48) при већим увећањима, датим на сликама.



**Слика 4.50.** Челик TiV22, епрувета број 03; Е.Д.С. карактеристичног места са слике 4.49б; указује да није у питању честица секундарне фазе.

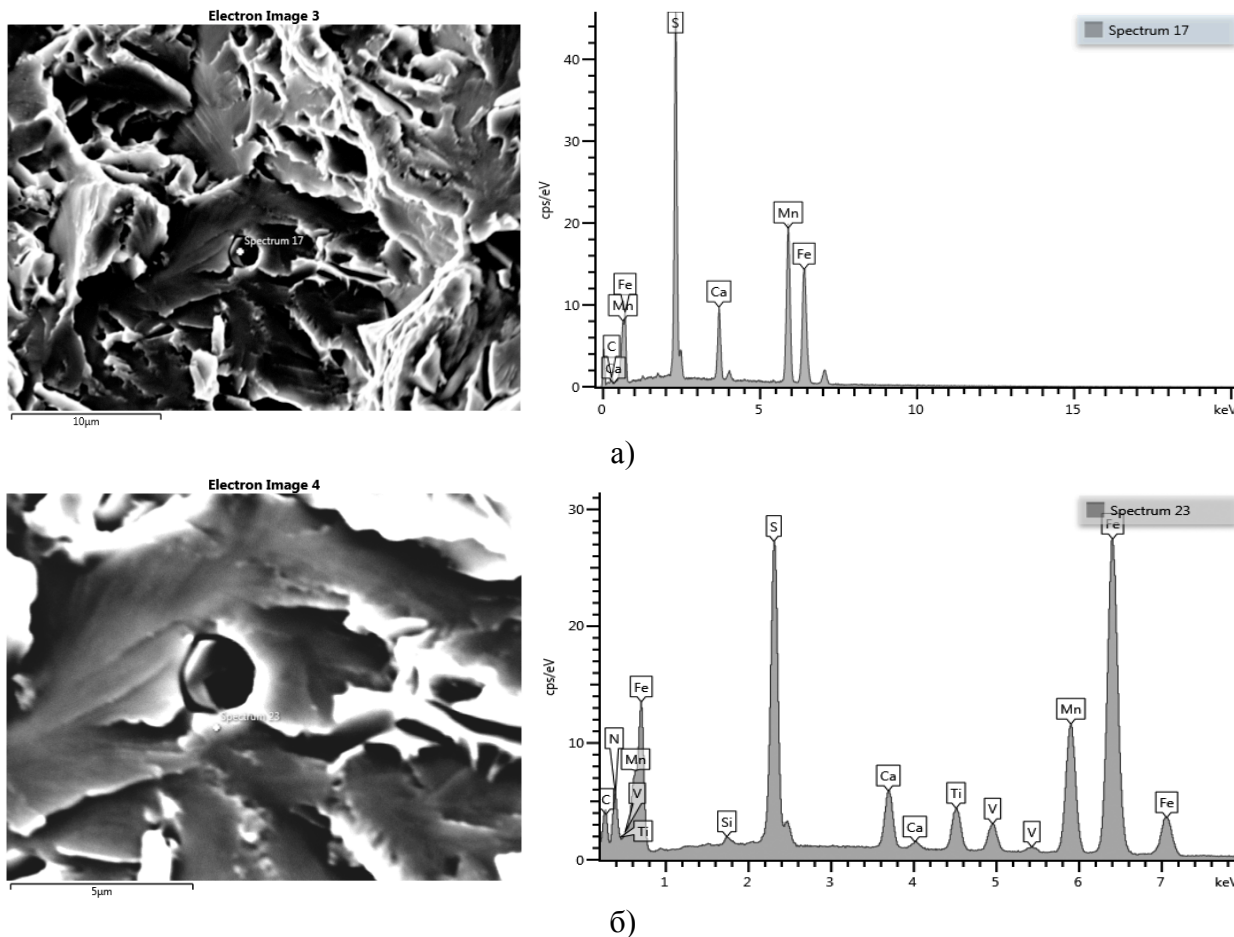
На сликама 4.49 и 4.51 приказана су изабрана места иницијације лома (видљива су и на слици 4.48б) . У оба случаја изгледа да су у питању честице. Међутим Е.Д.С. на слици 4.50 показује да је у питању материјал основе, а не честица.



**Слика 4.51.** Честица видљива на слици 4.46, при већем увећању, датом на слици.

С друге стране, честица на слици 4.51 изгледа да није директно повезана са нуклеацијом иницијалне микропрскотине, јер микроскопски трагови на површини околне пљосни воде даље од ње (лево од честице). Е.Д.С. анализа ове честице

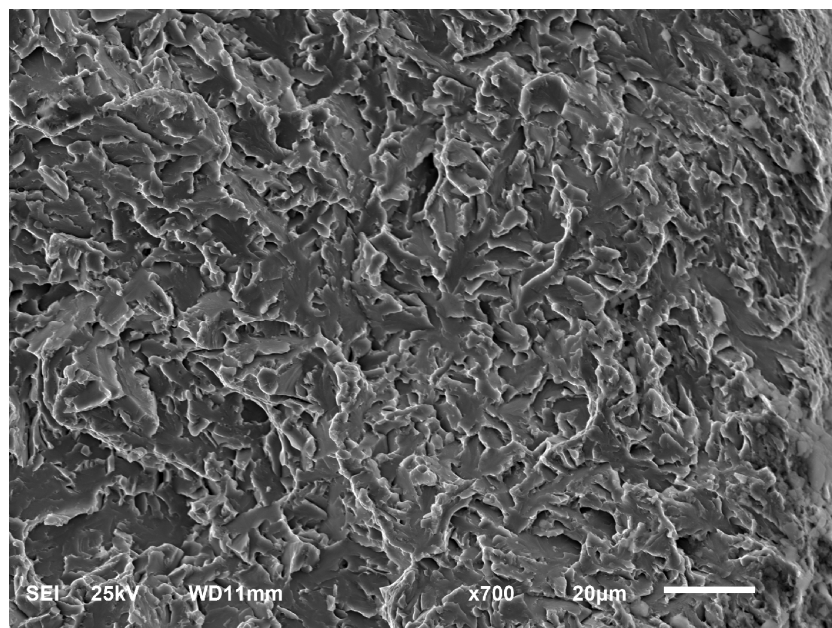
приказана је на сликама 4.52а и б. Забележени емисиони спектри указују да је приказана честица агломерат више различитих фаза. Основу чини честица MnS, која садржи и калцијум. На честици су детектовани и сегменти на којима се налазе TiN и VN.



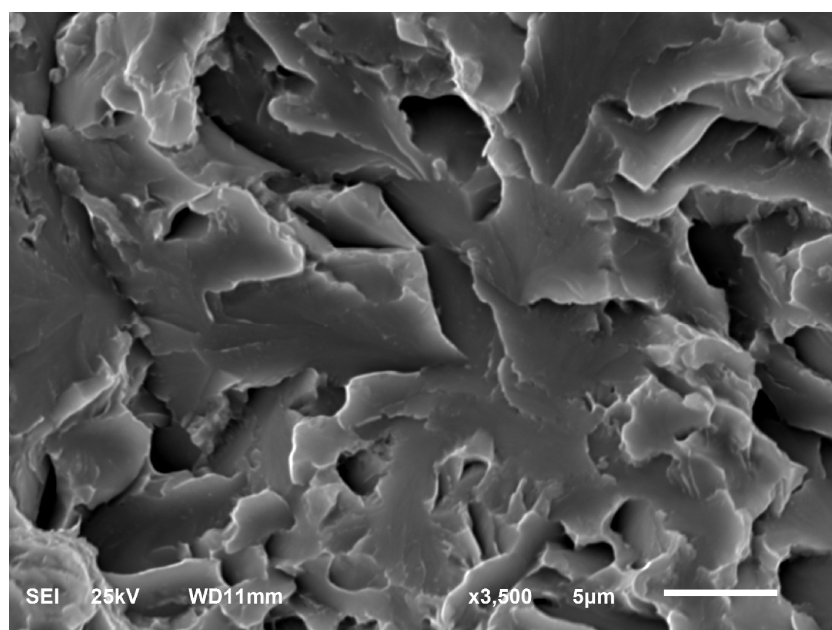
**Слика 4.52.** Челик TiV22, епрувета број 03; Е.Д.С. честице са слике 4.50 указује на агрегат честица MnS (а), и TiN и VN (б). Није у вези са локацијом иницијације лома.

На слици 4.53 приказано је потенцијлно место секундарне иницијације лома. Један део споредних макроскопских трагова воде до овог места. Због ситних и неправилних пљосни, тешко је пратити микроскопске „речне линије“ из зрна у зрно. Посматрањем при различитим увећањима постепено се долази до секундарне локације, изван главног трага ширења лома, које је нешто ближе зарезу, на око 67 μm. При увећању ×3500 запажају се „речне линије“, границе зрна и дубоке секундарне прскотине. Честице секундарних фаза нису видљиве.



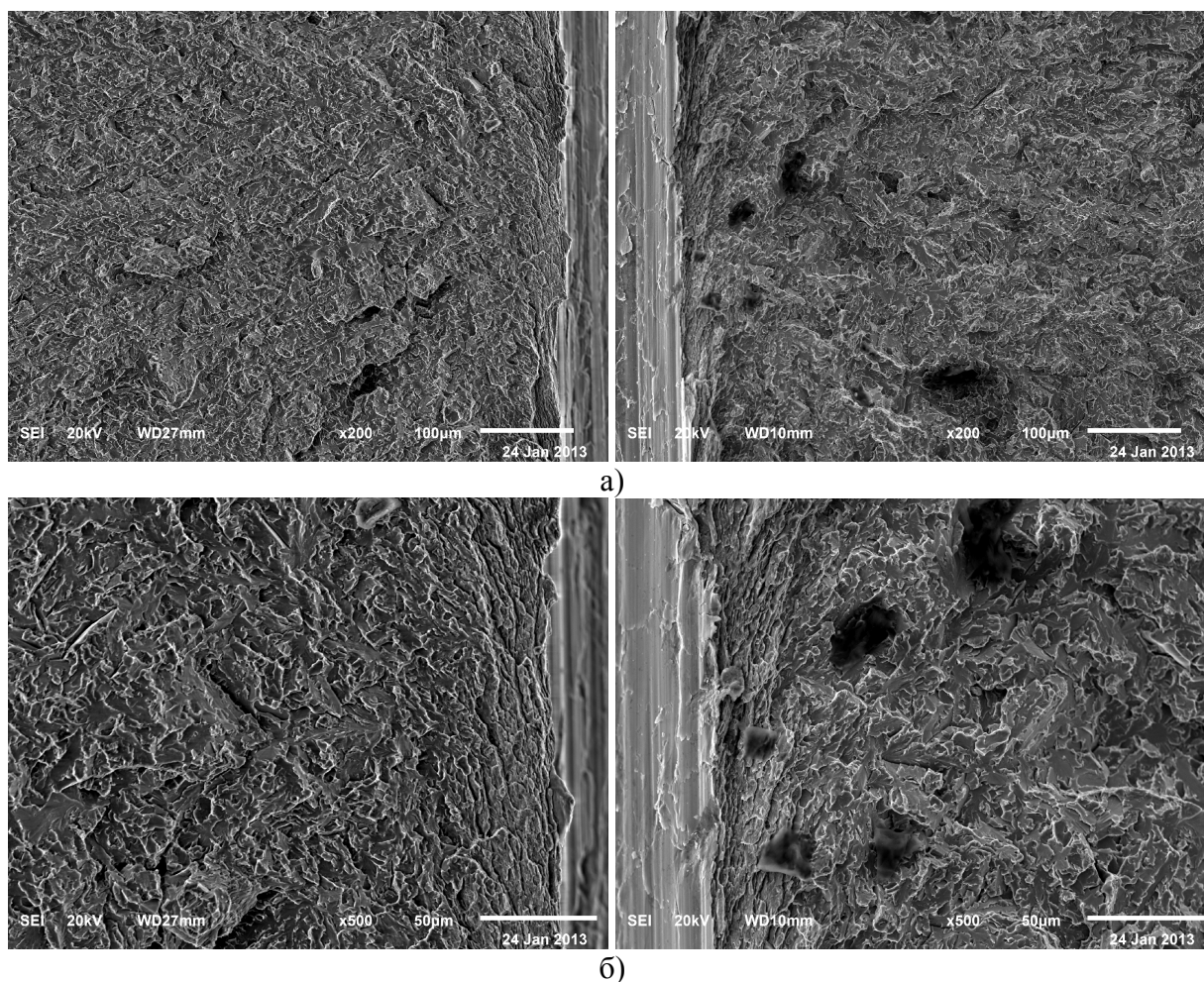


а)



б)

**Слика 4.53.** Челик TiV22, епрувета број 03 – могуће место секундарне иницијације лома, при различитим увећањима, датим на сликама.

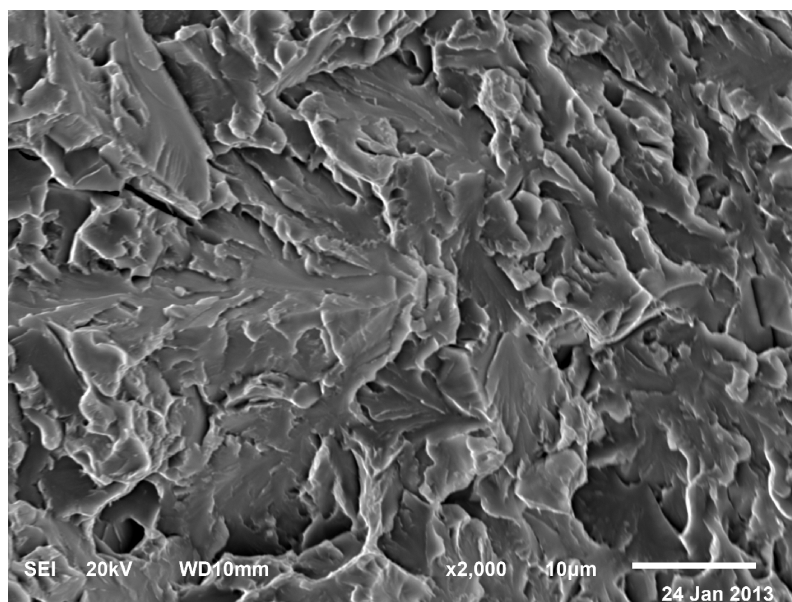


**Слика 4.54.** Површина прелома узорка челика TiV22, епрувета број 04 у области непосредно испод зареза. Макроскопски трагови упућују на место иницијације лома, на обе половине епрувете; увећања су дата на сликама.

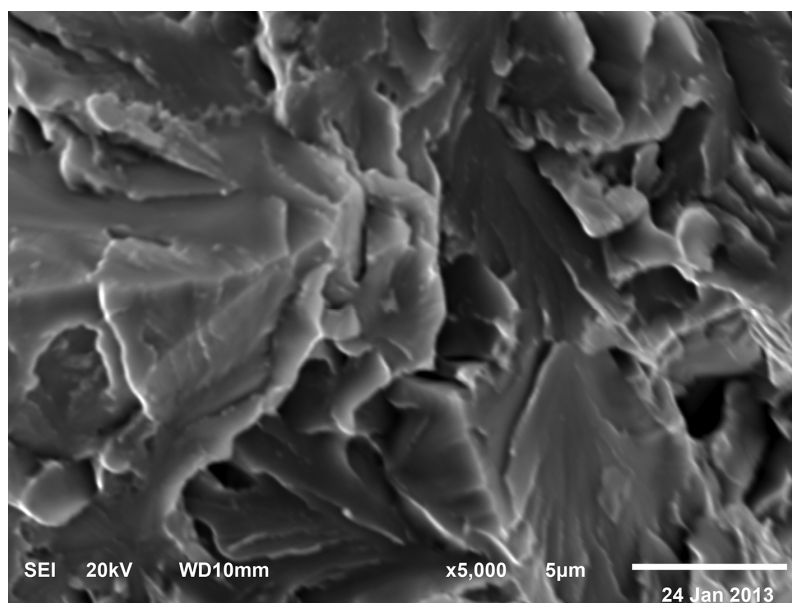
#### Епрувета челика TiV22 бр. 04

Макроскопски трагови на површини прелома узорка TiV22-04 (слика 4.54) упућују на место које је удаљено око 70 µm од врха зареза. Судећи по крупним пљоснима и дубокој бразди између њих на слици 4.54б с десне стране, указује на спој три крупна зрна, односно границе три зрна под великим углом. Пажљивим посматрањем при већем повећању, на слици 4.55, микроскопски трагови („речне линије“) изгледају да дивергирају. Околне пљосни су релативно ситне, што додатно отежава детекцију јединствене локације иницијације лома. Исто место на супротној страни поломљеног узорка приказано је на слици 4.56 (десна страна са слике 4.54). Праћењем финих линија на површини појединачних пљосни изгледа

да се више створених микропрскотина спојило у јединствен фронт који се ширио кроз основу, коју чине ситна зрна под великим углом. За мерење је изабрано доминантно место на које упућују макроскопске линије на површини прелома. Честице нису детектоване на површини овог узорка.

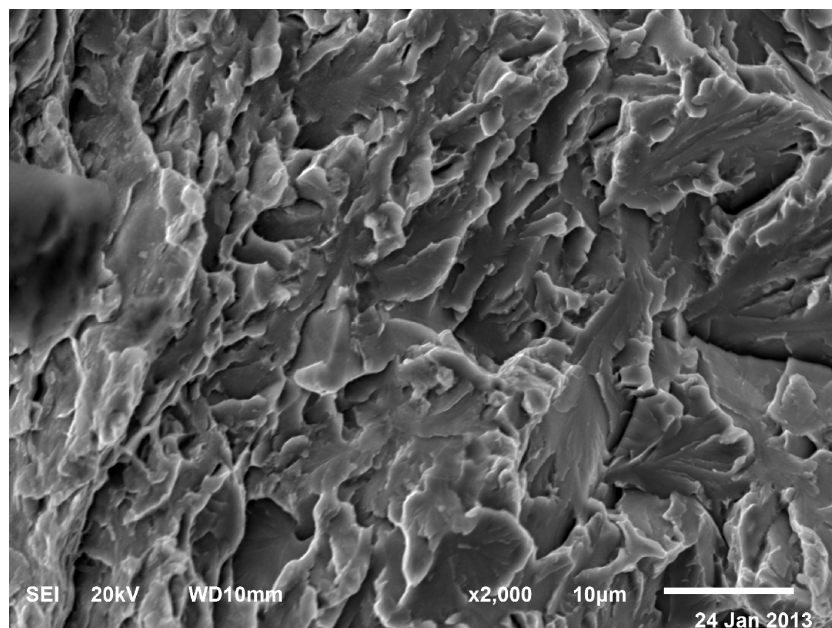


а)

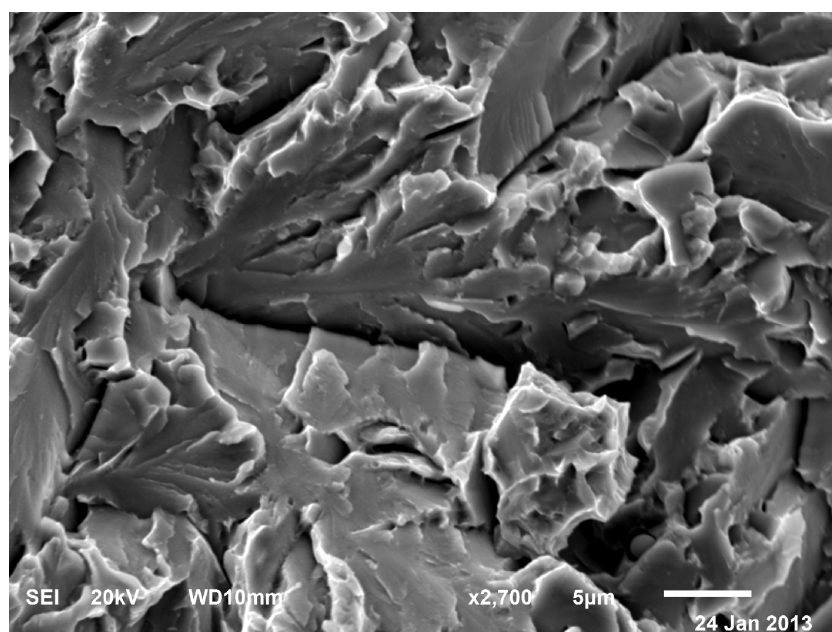


б)

**Слика 4.55.** Челик TiV22, епрувета број 04 - место иницијације лома са претходне слике (4.54б, лева страна) при већим увећањима, која су обележена на сликама.



а)



б)

**Слика 4.56.** Челик TiV22, епрувета број 04 - место иницијације лома са слике (4.54а и б, десна страна): а) пљосан изолована стрмом равни са десне стране (није место иницијације), и б) мало у десно, место иницијације лома. Увећања су дата на сликама.

У табели 4.5 збирно су приказани резултати мерења удаљености локација иницијације лома од зареза на епрувети и димензија пљосни са којих се иницијална микропрскотина проширила на већи део узорка.

**Tabela 4.5.** Удаљеност места иницијације лома од зареза,  $X_0$ , и димензије пљосни на месту иницијације (највећи, најмањи пречник,  $D_{\max}$  и  $D_{\min}$ , и ефективни пречник,  $D_{\text{ef}}$ ).

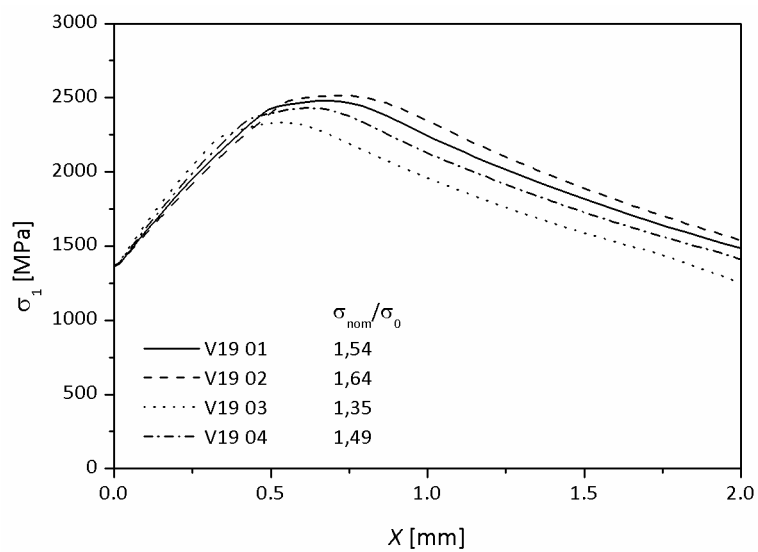
Узорак	бр. узорка	Ред.бр. места	$X_0$ [ $\mu\text{m}$ ]	$D_{\max} \times D_{\min}$ [ $\mu\text{m}$ ]	$D_{\text{ef}}$ [ $\mu\text{m}$ ]
V19	01	1	49,7	11.7×9.3	11.3
		2	41,1	10.4×6.5	9.1
	02	1	17,4	26.9×12.5	19.3
		2	16,0	31.7×15.9	24.1
		3	12,2	36.2×17.7	27,0
	03	1	19,4	19.2×16.0	18.8
	04	1	54,0	22.8×14.7	20.2
		2	40,8	36.6×13.3	21.7
TiV22	01	1	78,7	20.4×18.3	20.23
	02	1	58,6	18.8×12.7	17.01
		2	55,8	22.3×13.6	19.14
	03	1	112,1	17.2×15.3	17.03
		2	130,7	22.1×17.6	21.32
	04	1	70,8	35.4×12.3	20.21
		2	65,0	29.1×11.8	18.85

#### 4.7. КРИТИЧАН НАПОН ЛОМА

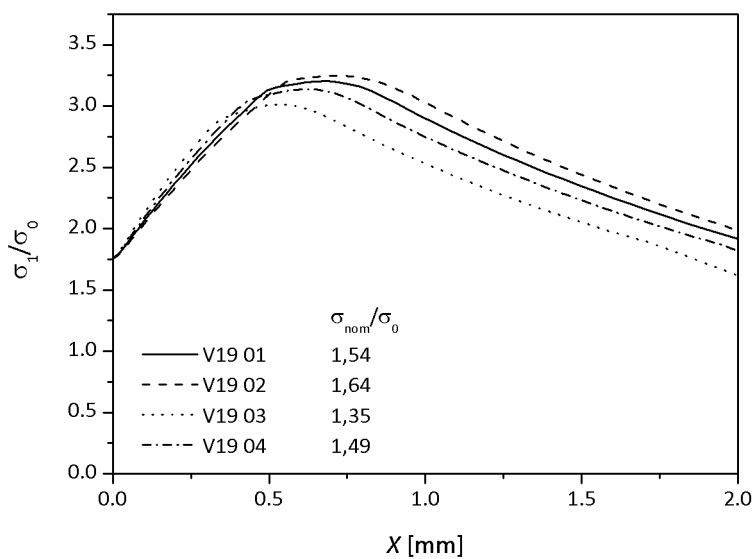
Расподела главног нормалног напона дуж растојања испод зареза на епрувети за савијање у четири тачке, која је одређена моделовањем методом коначних елемената, за све испитиване узорке челика V19 и TiV22 дате су на сликама 4.57 и 4.58.

Расподела највеће главне пластичне деформације,  $\varepsilon_{1p}$ , дуж растојања испод зареза, која је одређена моделовањем, приказана је на сликама 4.59-60.

Вредности максималне силе при лому епрувете за савијање у четири тачке,  $F_{\max}$  номинални максимални напон лома при савијању,  $\sigma_{\text{ном}}$ , из табеле 4.5, приказане су поново у збирној табели 4.6.

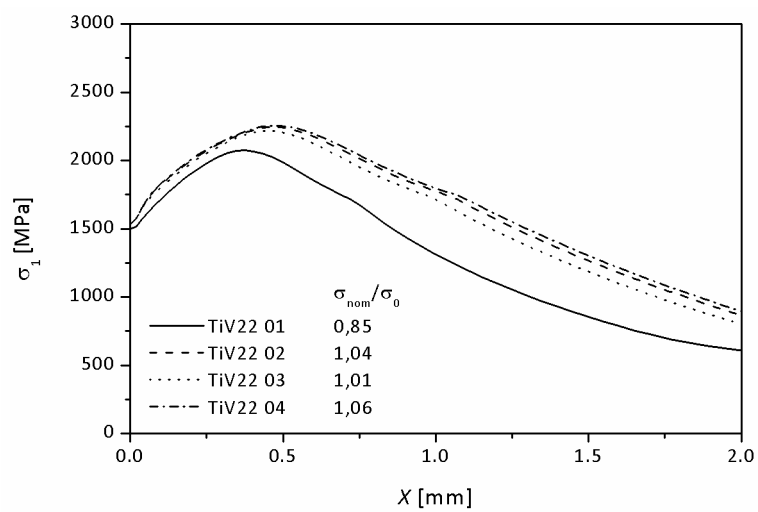


а)

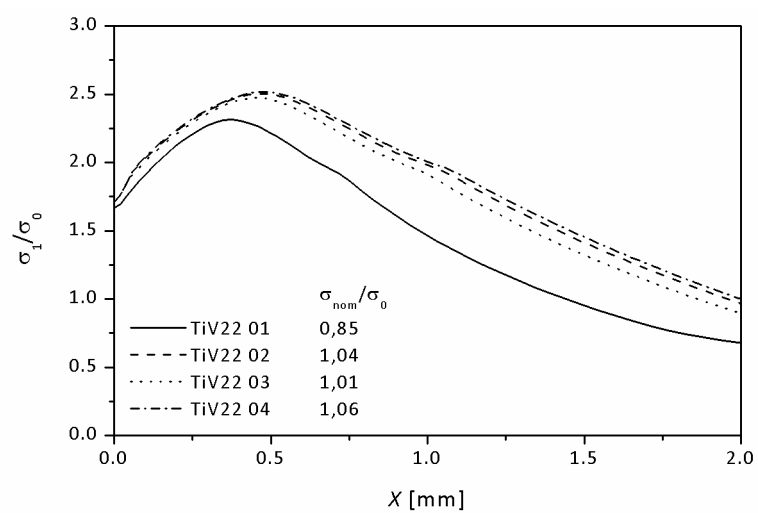


б)

**Слика 4.57.** Распдела главног нормалног напона дуж растојања испод зареза на епрувети за савијање у четири тачке за узорке челика V19 (а) и вредности нормализоване границом течења (б), у тренутку достизања максималне силе.

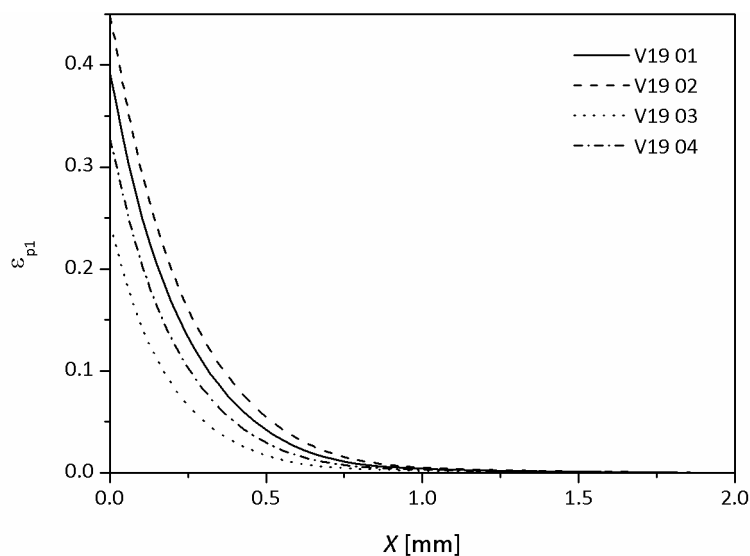


а)

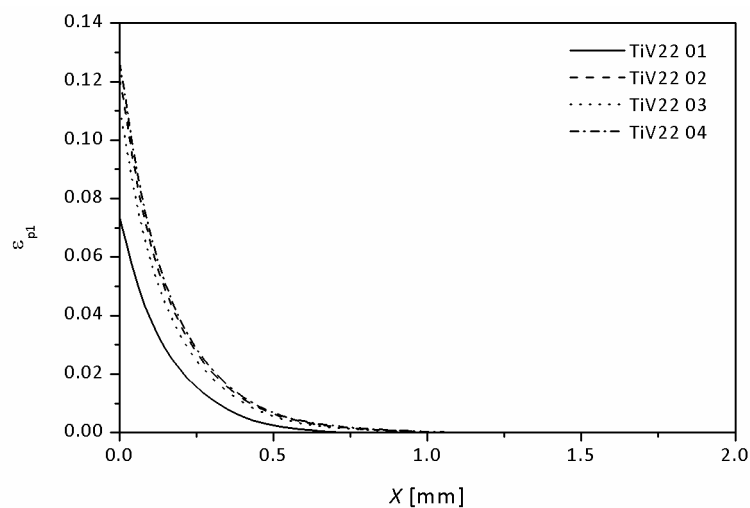


б)

**Слика 4.58.** Распoдела главног нормалног напона дуж растојања испод зареза на епрувети за савијање у четири тачке за узорке челика TiV22 (а) и вредности нормализоване границом течења (б), у тренутку достигања максималне силе.

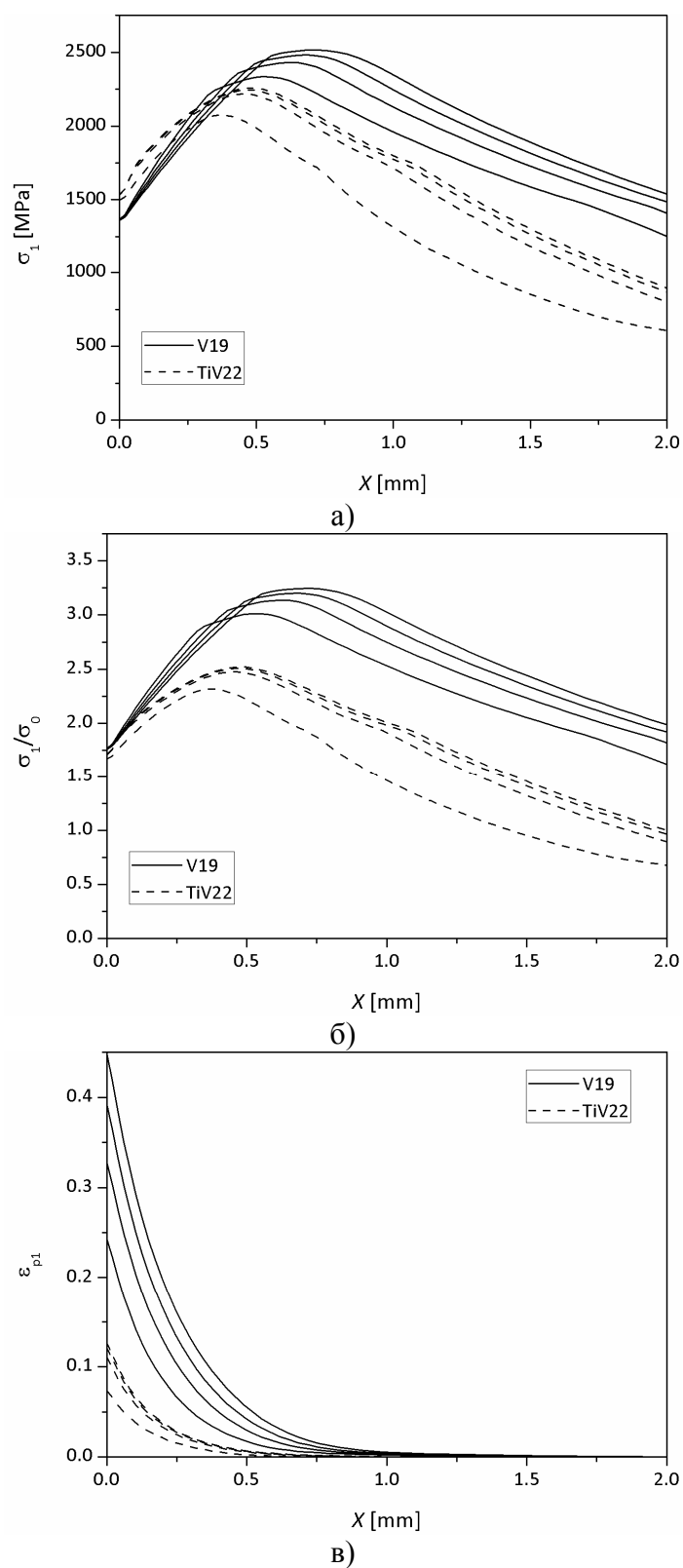


**Слика 4.59.** Расподела највеће главне пластичне деформације,  $\varepsilon_{1p}$ , дуж растојања испод зареза на епрувети за савијање у четири тачке за узорке челика V19, у тренутку достизања максималне силе.

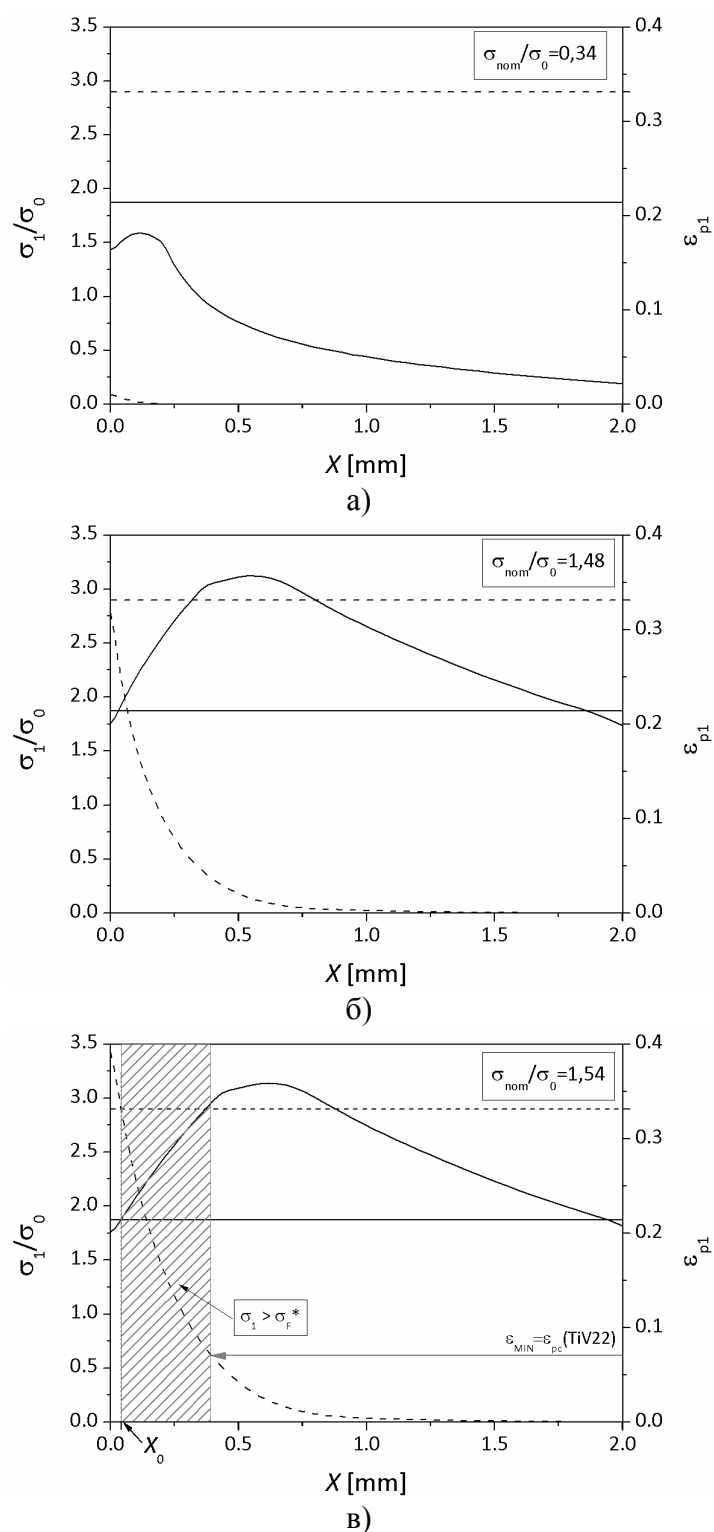


**Слика 4.60.** Расподела највеће главне пластичне деформације,  $\varepsilon_{1p}$ , дуж растојања испод зареза на епрувети за савијање у четири тачке за узорке челика TiV22, у тренутку достизања максималне силе.

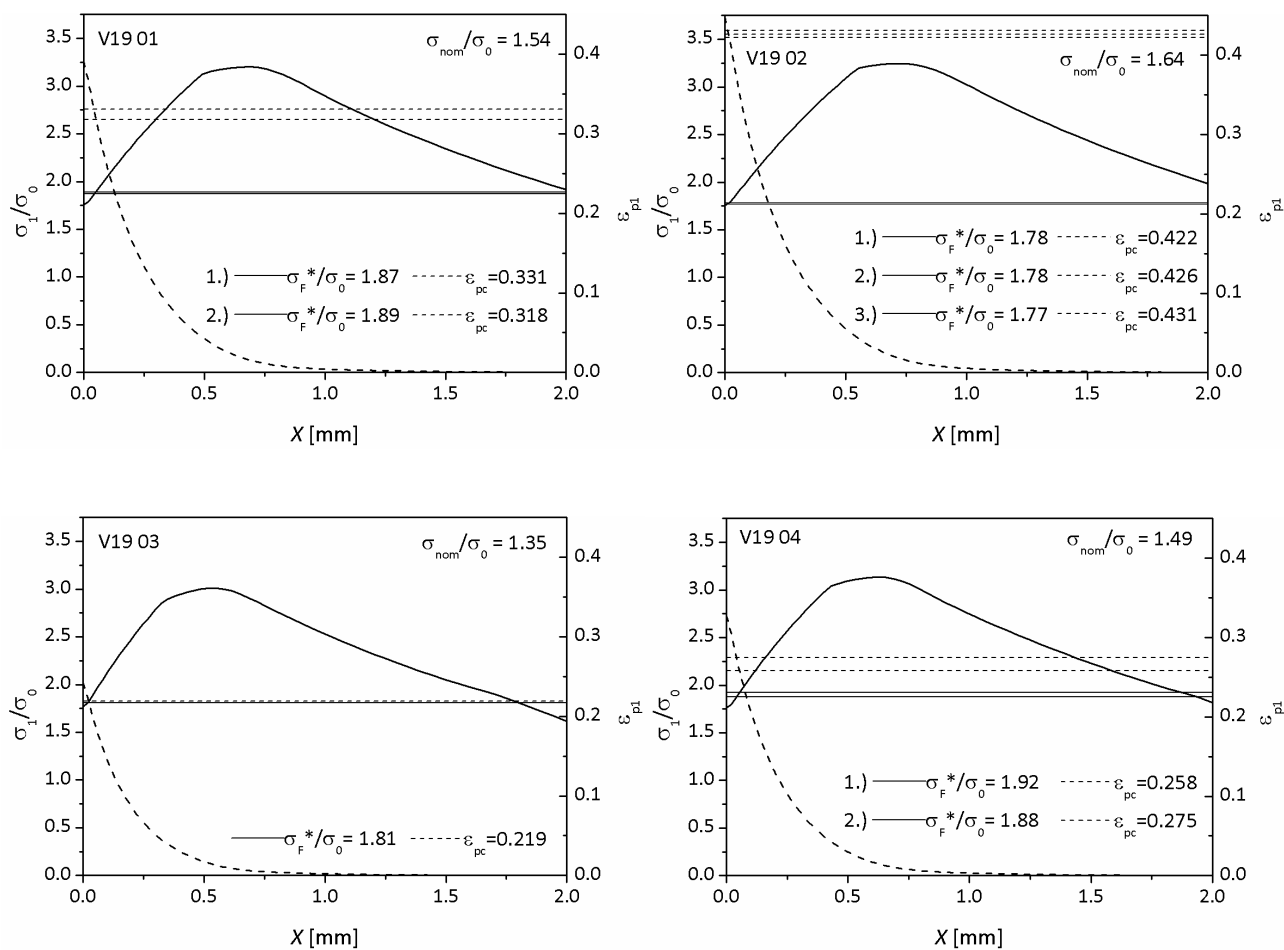




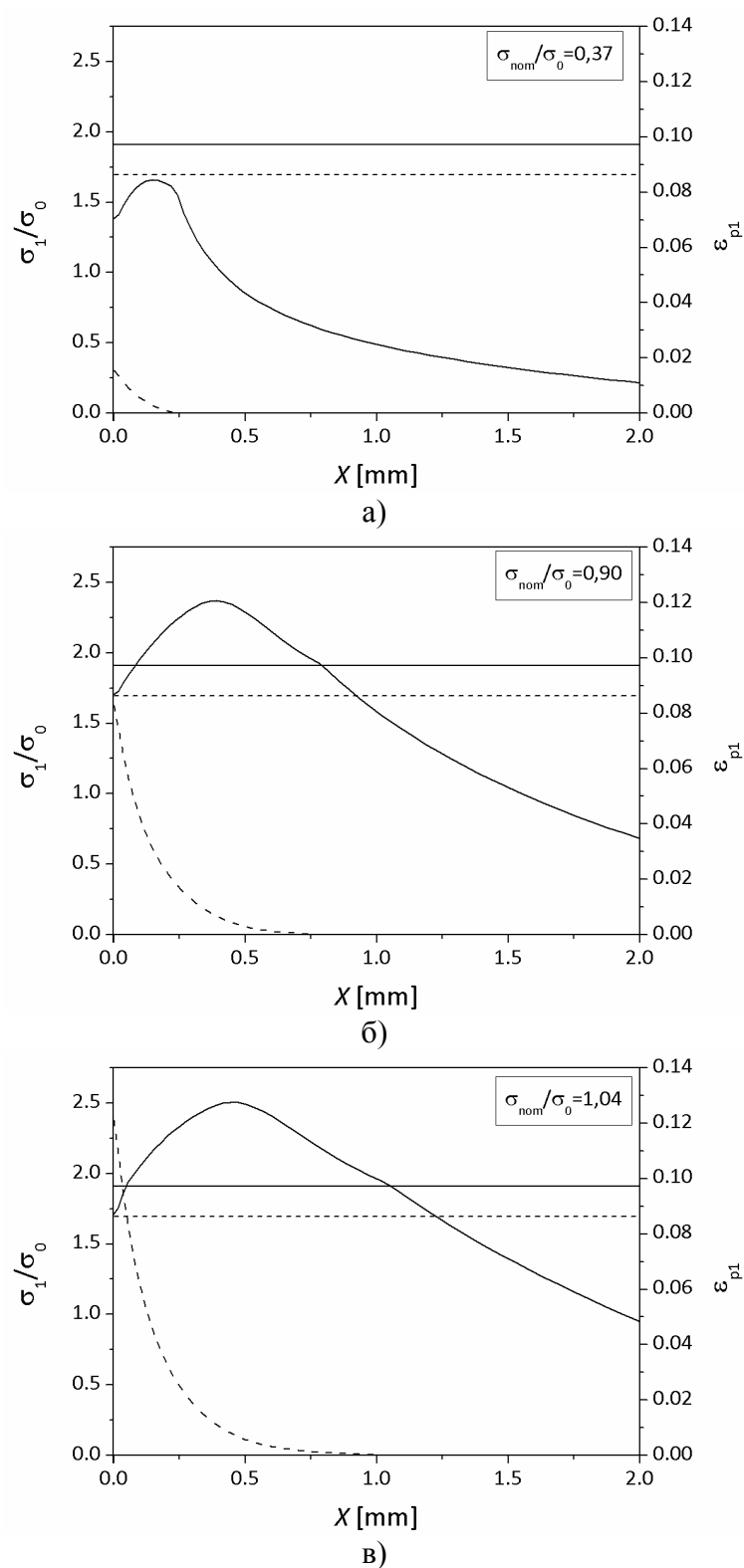
**Слика 4.61.** Упоредни дијаграми расподеле највећег главног напона и највеће главне пластичне деформације испод зареза, за челике V19 и TiV22, у тренутку достизања максималне силе.



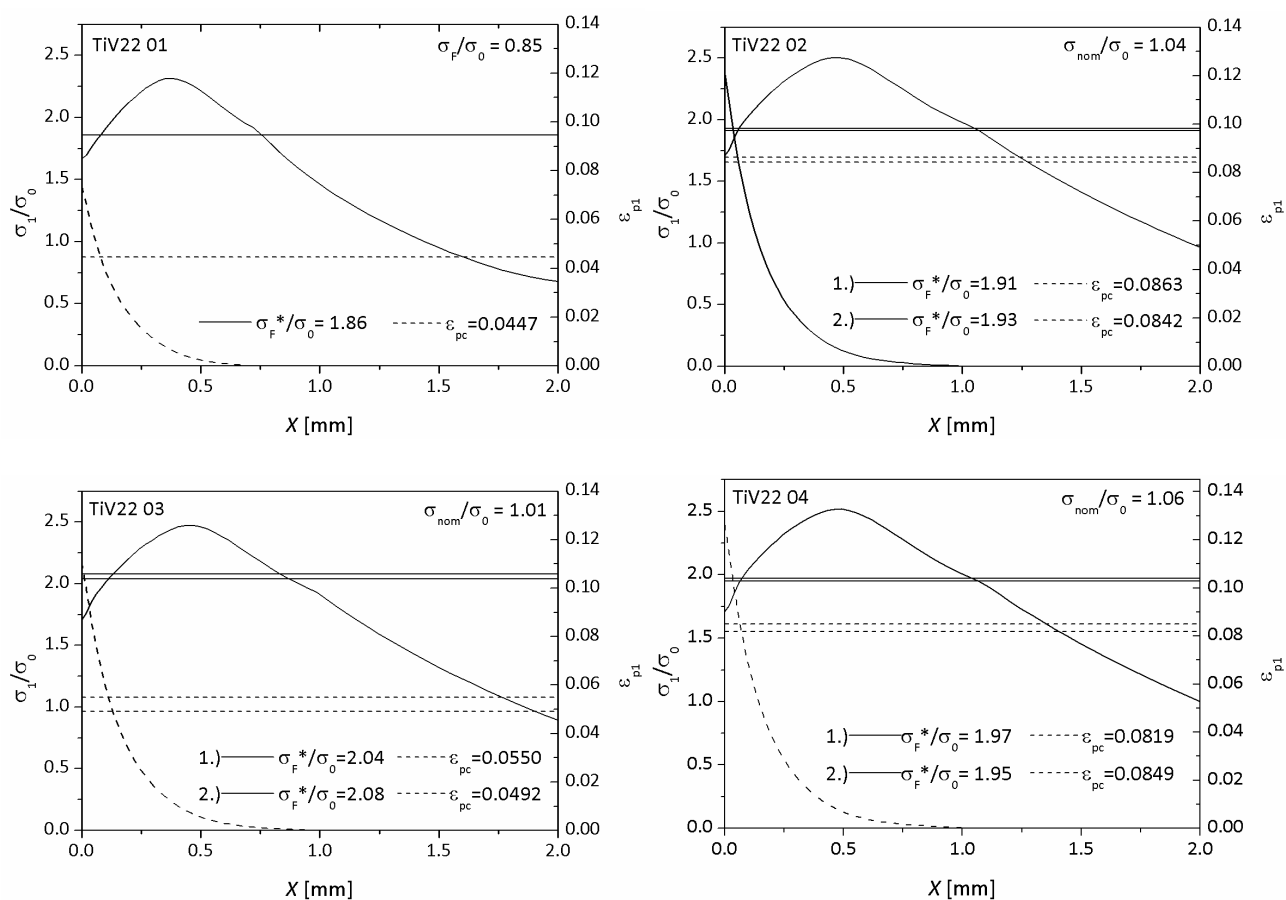
**Слика 4.62.** Еволуција највећег главног нормалног напона и највеће главне деформације са порастом оптерећења узорка челика V19: а) – в)



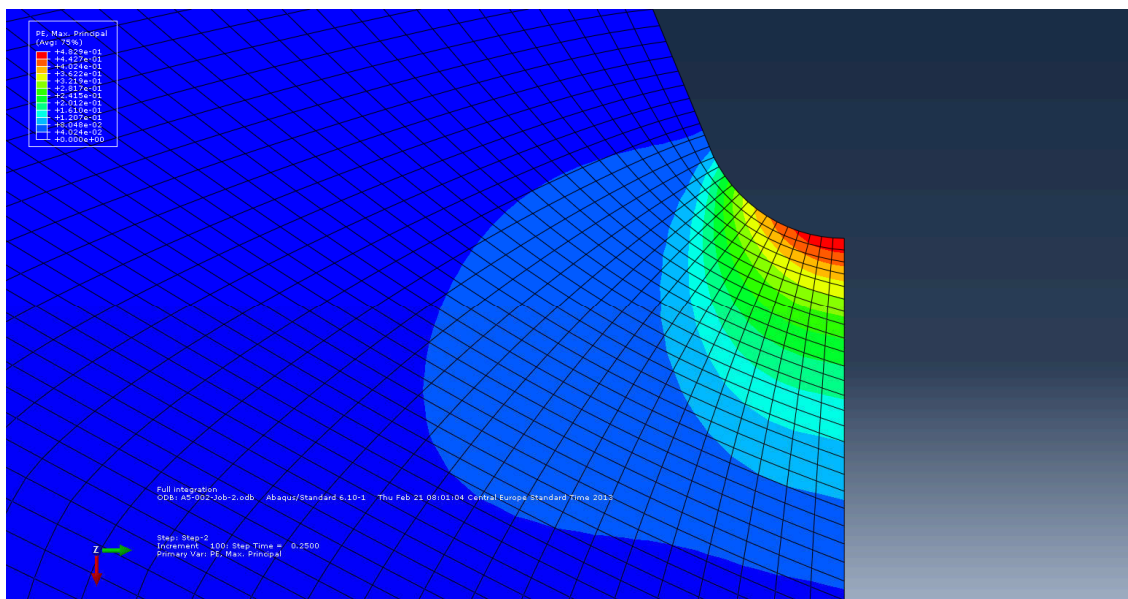
**Слика 4.63.** Расподела највећег главног напона и највеће главне пластичне деформације испод зареза, у тренутку достизања максималне силе за узорке челика V19.



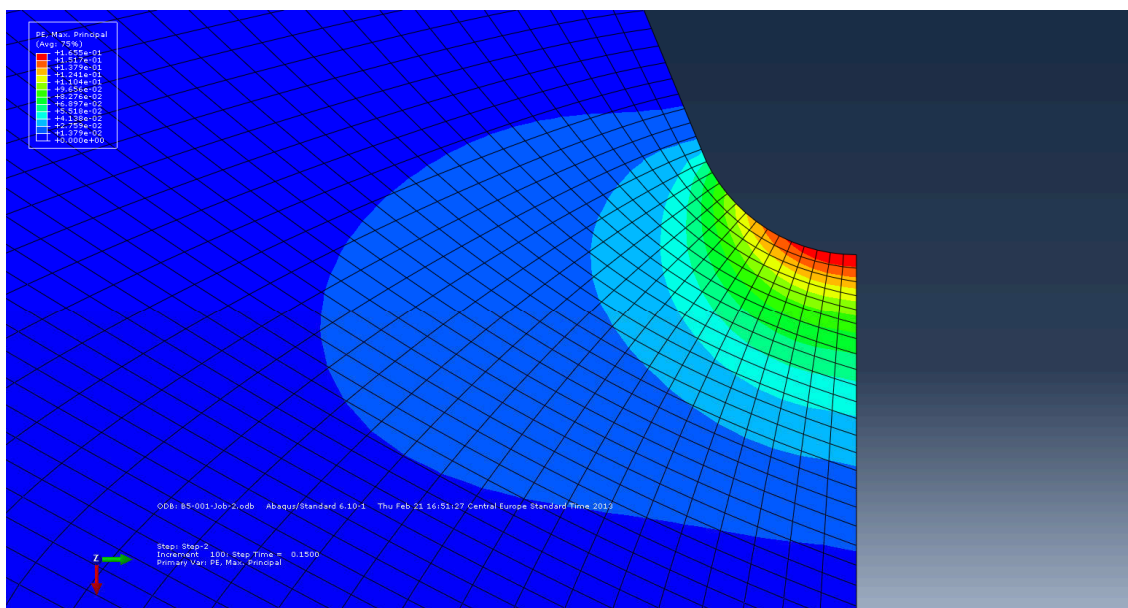
**Слика 4.64.** Еволуција највећег главног нормалног напона и највеће главне деформације са порастом оптерећења узорка челика TiV22: а) – в)



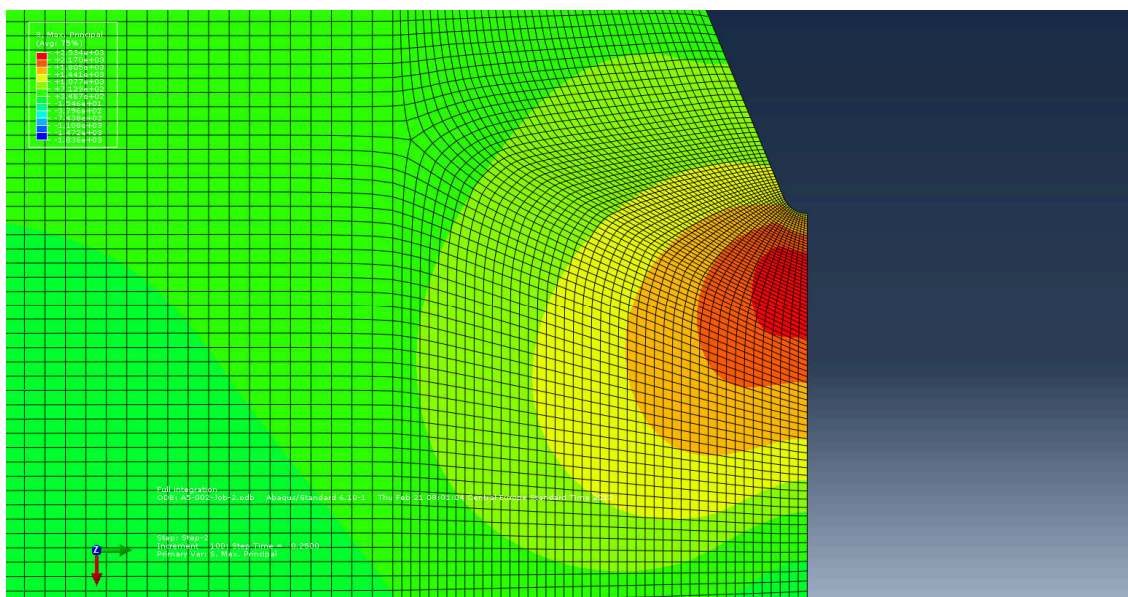
**Слика 4.65.** Расподела највећег главног напона и највеће главне пластичне деформације испид зареза, у тренутку достизања максималне силе за узорке челика TiV22.



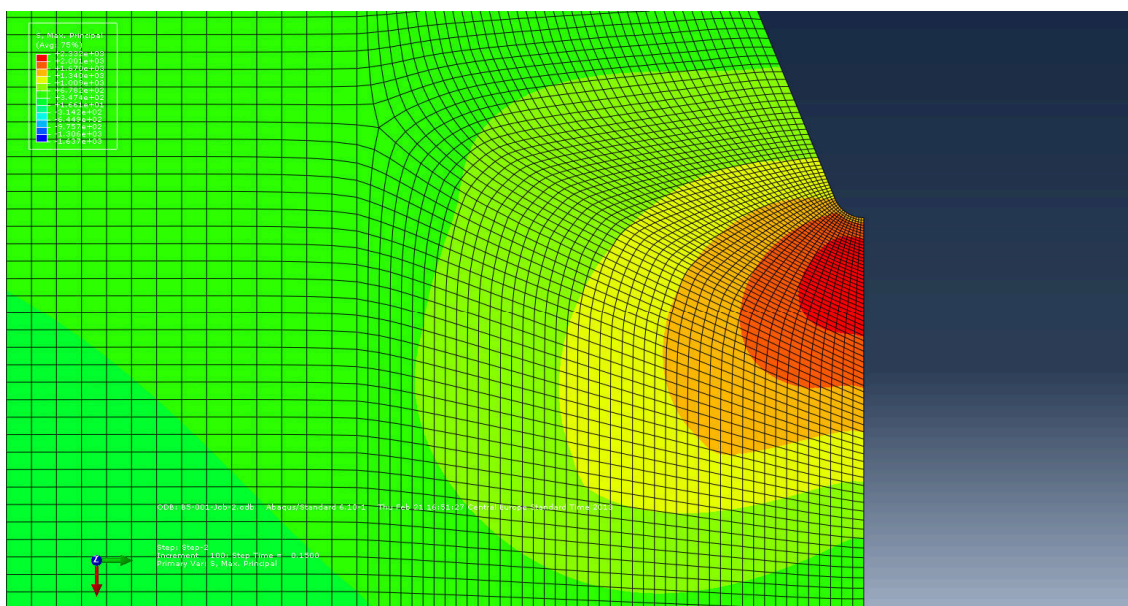
Слика 4.66. Облик пластичне зоне са линијама једнаке највеће главне пластичне деформације испред зареза код челика V19.



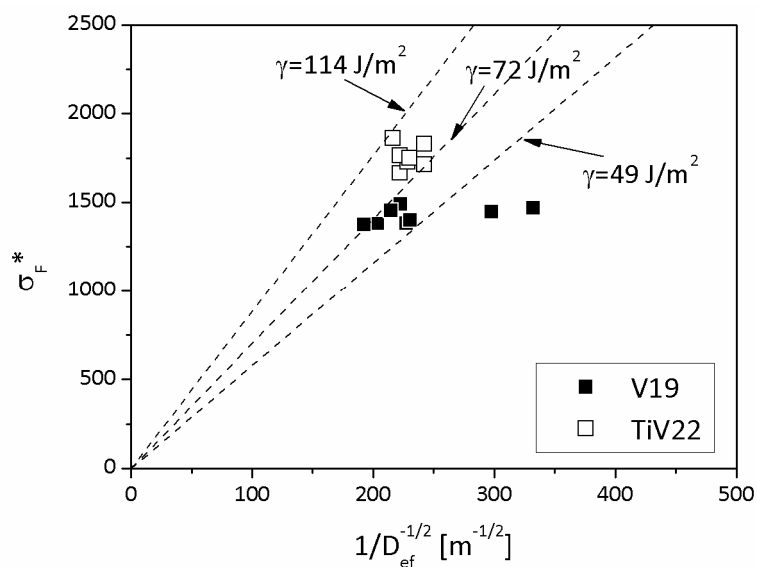
Слика 4.67. Облик пластичне зоне са линијама једнаке највеће главне пластичне деформације испред зареза код челика TiV22.



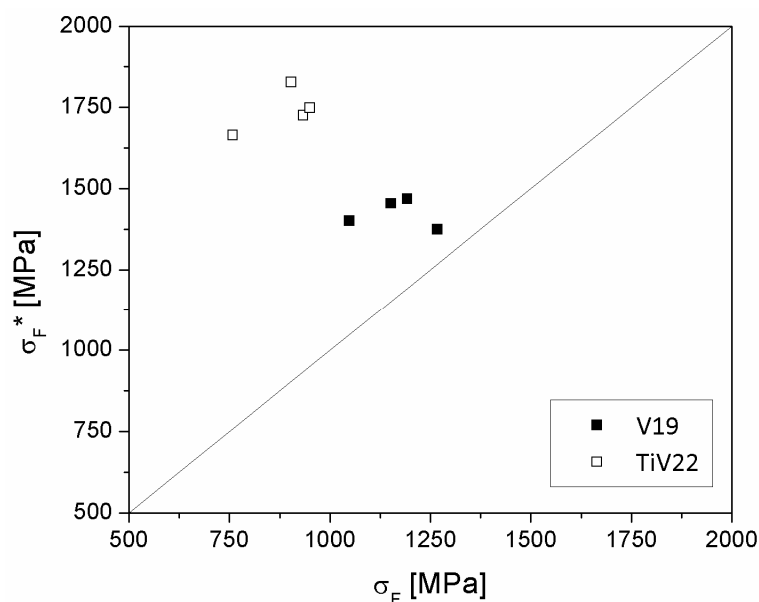
Слика 4.68. Расподела највећег главног напона испред зареза код челика V19.



Слика 4.69. Расподела највећег главног напона испред зареза код челика TiV22.



Слика 4.70. Дијаграм зависности критичног напона лома од реципрочне вредности квадрата ефективног пречника пљосни са које се шири лом. Испрекиданим линијама је приказан опсег експерименталних вредности слободне енергије стварања површине цепањем,  $\gamma_{\text{mm}}$ .



Слика 4.71. Однос локалног и номиналног критичног напона лома.



**Табела 4.6.** Преглед свих величина одређених испитивањем савијањем у четири тачке, фрактографијом и моделовањем методом коначних елемената.

челик	$F_{\max}$ [N]	$\sigma_{\text{ном}}$ [MPa]	$\sigma_{\text{ном}}/\sigma_0$	$\sigma_{1\max}$ [MPa]	$\sigma_{1\max}/\sigma_0$	#	$\chi_0$ [ $\mu\text{m}$ ]	$\sigma_F^*=\sigma_1(\chi_0)$ [MPa]	$\sigma_F^*/\sigma_0$	$\epsilon_{\text{pc}}$	$D_{\max} \times D_{\min}$ [ $\mu\text{m}$ ]	$D_{\text{ef}}$ [ $\mu\text{m}$ ]	$\gamma$ [ $\text{J}/\text{m}^2$ ]
V19													
A5-01	28521,6	1192,7	1,54	2481,1	3,20	1	41,1	1445,5	1,87	0,331	11,7×9,3	11,28	34,57
						2	49,7	1467,9	1,89	0,318	10,4×6,5	9,05	28,59
A5-02	30318,1	1267,8	1,64	2516,0	3,25	1	17,4	1381,4	1,78	0,422	26,9×12,5	19,34	54,13
						2	16,0	1379,0	1,78	0,426	31,7×15,9	24,06	67,11
						3	12,2	1374,2	1,77	0,431	36,2×17,7	26,99	74,77
A5-03	25084,6	1049,0	1,35	2334,1	3,01	1	19,4	1400,6	1,81	0,219	19,2×16,0	18,76	53,97
A5-04	27561,2	1152,5	1,49	2431,1	3,14	1	54,0	1490,3	1,92	0,258	22,8×14,7	20,16	65,67
						2	40,8	1453,5	1,88	0,275	36,6×13,3	21,69	67,22
	<b>27871,4</b>	<b>1165,5</b>	<b>1,51</b>	<b>2440,6</b>	<b>3,15</b>		<b>31,3</b>	<b>1424,1</b>	<b>1,84</b>	<b>0,335</b>		<b>18,92</b>	<b>55,75</b>

челик	$F_{\max}$ [N]	$\sigma_{\text{ном}}$ [MPa]	$\sigma_{\text{ном}}/\sigma_0$	$\sigma_{1\max}$ [MPa]	$\sigma_{1\max}/\sigma_0$	#	$\chi_0$ [ $\mu\text{m}$ ]	$\sigma_F^*=\sigma_1(\chi_0)$ [MPa]	$\sigma_F^*/\sigma_0$	$\epsilon_{\text{pc}}$	$D_{\max} \times D_{\min}$ [ $\mu\text{m}$ ]	$D_{\text{ef}}$ [ $\mu\text{m}$ ]	$\gamma$ [ $\text{J}/\text{m}^2$ ]
TiV22													
B5-01	18143,2	758,7	0,85	2075,4	2,32	1	78,2	1663,8	1,86	0,0447	20,4×18,3	20,23	82,13
B5-02	22337,0	934,1	1,04	2244,8	2,50	1	58,6	1713,0	1,91	0,0863	18,8×12,7	17,01	73,21
						2	55,8	1725,3	1,93	0,0842	22,3×13,6	19,14	83,56
B5-03	21626,2	904,3	1,01	2217,6	2,47	1	112,1	1826,6	2,04	0,0550	17,2×15,3	17,03	83,35
						2	130,7	1860,7	2,08	0,0492	22,1×17,6	21,32	108,27
B5-04	22726,2	950,3	1,06	2256,8	2,52	1	70,8	1761,8	1,97	0,0819	35,4×12,3	20,21	92,00
						2	65,0	1748,0	1,95	0,0849	29,1×11,8	18,85	84,50
	<b>21208,2</b>	<b>886,9</b>	<b>0,99</b>	<b>2198,7</b>	<b>2,45</b>		<b>40,8</b>	<b>1757,0</b>	<b>1,96</b>	<b>0,0695</b>		<b>19,11</b>	<b>86,72</b>

## 5. ДИСКУСИЈА

### 5.1. СТРУКТУРА И ТРАНСФОРМАЦИОНЕ КАРАКТЕРИСТИКЕ

Беинитна структура испитиваних челика после хлађења са температуре од 850°C указује да су дифузиони процеси трансформације потиснути, односно да је прокаљивост на неки начин повећана. Међутим, ако се узме у обзир да честице VN и VC нису растворене на 850°C (видети табелу 5.1), није у питању утицај растворених атома ванадијума на прокаљивост. При већим повећањима на С.Е.М.-у (слике 4.6а и 4.11а) могу се запазити и врло танки алотриоморфи, што значи да издвајање проеутектоидног ферита није у потпуности потиснуто. Ако се узме у обзир да је температура аустенитизације од 850°C нешто виша од  $A_{13}$  температуре, при брзини хлађења на ваздуху (око 60°C/min [16]), време за издвајање проеутектоидног ферита је кратко, јер је температура почетка беинитне трансформације 609°C, односно 579°C, за челике V19 и TiV22, респективно (једначина 2.1). На сликама 4.3а и 4.8а могу се понегде запазити и појединачна полигонална зрна ферита на границама некадашњег аустенитног зрна. Дифузиони процеси на вишим температурама, чак и у тако кратком временском интервалу омогућили су издвајање испрекиданог, веома танког слоја граничних ферита. Садржај легирајућих елемената, који потискују издвајање проеутектоидног ферита – Мо, Cr, Ni, релативно је низак, па се може рећи да је прокаљивост у највећој мери резултат присутног Mn, који је практично исти код оба челика. Бочне плочице ферита које расту са граничних алотриоморфа (слике 4.5а и 4.10а), које личе на Видманштетенове бочне плочице, тешко је разликовати од беинитних плочица, чак и при већим увећањима на С.Е.М.-у. Као што је и раније запажено, Видманштетенове бочне плочице и беинитне плочице расту у оквиру истог снопа и тешко их је међусобно разликовати [15,27].

Хлађењем са 950–1050°C структура челика V19 је феритно-перлитна, док се код челика TiV22, поред ферита и перлита, јавља и мала количина ацикуларног ферита. Пораст полазног аустенитног зрна на овим температурама је скроман, тако да се трансформацијом релативно ситнозрног аустенита постиже рафинисана

феритно–перлитна структура [86]. Полигонална феритна зрна су готово равномерно распоређена, тако да се границе полазног аустенитног зрна не могу јасно идентификовати. На овим температурама аустенитизације честице VC су потпуно растворене (табела 5.1), чиме се повећава садржај ванадијума у чврстом раствору, код челика V19 на неких 0,018%, а код TiV22 на 0,052%. Судећи по томе да издвајање проеутектоидног ферита очигледно није спречено сегрегацијама ванадијума по границама полазног аустенитног зрна, претпоставља се да утицај ванадијума, посебно у случају челика TiV22, на неки начин није дошао до изражаја. Може се претпоставити да количина слободног ванадијума није довољна у односу на укупну површину граница аустенитних зрна, да би их учунио неактивним за нуклеацију ферита. Поред тога, ефекат сегрегација ванадијума на овим температурама се може очекивати тек при нешто дужим временима прогревања [159]. Ацикуларни ферит у структури TiV22 указује на већу прокаљивост, која је у највећем последица већег садржаја угљеника, обзиром да је удео Mn, Mo, Cr и Ni код оба челика приближно исти. Издвајањем проеутектоидног ферита атоми угљеника дифундују у околни аустенит, који се еутектоидном реакцијом трансформише у перлит. Перлитне ламеле су толико fine да их је готово немогуће разлучити светлосном микроскопијом, што указује на веће потхлађење, када су растојања на која атоми угљеника и железа дифундију у току раста перлитних ламела мала [50,86]. Даљим снижењем температуре у току хлађења, када дифузија постане отежана, део пресићеног аустенита трансформише се у ацикуларни ферит. Величина аустенитног зрна челика TiV22 и V19 не разликује се значајно на овим температурама. Индиректни утицај честица TiN, преко величине аустенитног зрна, на интрагрануларну нуклеацију ацикуларног ферита није очекиван. Интрагрануларна нуклеација била је омогућена, вероватно присуством честица MnS/VN. Ацикуларни ферит на сликама 4.11б,в (С.Е.М.) подсећа на мешавину морфологија горњег и доњег ацикуларног ферита, како их је класификовао Мадариага (*Madariaga*) са сарадницима [32]. Негде има форму грубих плочица, а негде се могу запазити неправилне плочице/штапићи са острвцима цемента унутар и између њих, док неке накупине плочица подсећају на беинит, али су интрагрануларно нуклеирани. Мадариага и сарадници износе и закључак по којем посебну улогу у

интрагрануларној нуклеацији ацикуларног ферита имају честице MnS са омотачем од CuS [32,35]. У том случају, разумљиво је настајање ових острва ацикуларног ферита између феритних и перлитних зрна, обзиром на присуство честица MnS и садржај сумпора у испитиваним челицима (Е.Д.С. на слици 4.12). Слична структура, са полигоналним феритом, острвцима перлита и ацикуларног ферита између њих, и раније је забележена код челика са релативно високим садржајем сумпора [27,16].

**Табела 5.1.** Температуре за потпуно растварање честица VN и VC (једначине 2.3 и 2.4) и прерасподела атома V, Ti и N према стехиометријском односу ових елемената у VN, VC и TiN честицама.

	$T_{VN}$ °C	$T_{VC}$ °C	[V] mas.%	[Ti] ppm	[N] ppm	[N] <sub>TiN</sub> ppm	[V] <sub>VN</sub> mas.%	[V] <sub>excess</sub> mas.%	[N] <sub>VN</sub> ppm
<b>V19</b>	1108,1	869,2	0,099	20	229	6	0,081	0,018	223
<b>TiV22</b>	1117,3	893,9	0,123	110	228	32	0,071	0,052	196

Хлађењем на ваздуху после аустенитизације у опсегу од 1150–1300°C, у структури оба челика доминира ацикуларни ферит. Прокаљивост челика, у смислу спречавања дифузионе трансформације аустенита, код челика TiV22 је већа, с обзиром да је удео ферита и перлита знатно мањи и да се структура састоји претежно од ацикуларног ферита. Од присутних легирајућих елемената манган има највећи утицај на прокаљивост [4,159,160], а како је садржај мангана практично једнак у оба челика, већа прокаљивост челика TiV22 може се приписати већем садржају угљеника. Садржај осталих легирајућих елемената такође се битно не разликује, изузев титана. Индиректан утицај титана, преко честица TiN, које ограничавају раст аустенитног зрна, није изражен. Величина аустенитног зрна после жарења на 1250°C не разликује се битно код испитиваних челика (око 100  $\mu\text{m}$  код V19, у односу на 80  $\mu\text{m}$  код TiV22 челика). Овако велика аустенитна зрна погодују интрагрануларној нуклеацији ацикуларног ферита [7]. Осим тога, са повећањем аустенитног зрна већа је вероватноћа да се честице, на којима долази до нуклеације ацикуларног ферита (VN, MnS/CuS), буду обухваћене аустенитним зрном [55,161]. Није искључено да титан има извесног утицаја на удео ацикуларног ферита, зато што честице TiN такође могу бити

места повољна за интрагрануларну нуклеацију ферита, иако због већег неслагања параметара решетке знатно мање потентна од честица VN (3,8% у односу на 1,3%, табела 2.1) [60].

Температуре изнад којих су честице VN и VC потпуно растворене, заједно са расподелом главних легирајућих елемената, дате су у табели 5.1. Целокупна количина титана садржана је у честицама TiN, које су због малог производа растворљивости, нерастворљиве на температурама аустенитизације 1150-1300°C [16,85]. Температуре за потпуно растварање честица VN и VC израчунате су према једначинама 2.3 и 2.4. Расподела ванадијума и азота израчуната је узевши да се при хлађењу са температура аустенитизације честице VN таложу пре честица VC и да је стехиометријски однос елемената у честицама of  $Ti:N = 3,4$  and  $V:N = 3,6$ . Према резултатима прорачуна, у табели 5.1, сав слободан азот, који није везан у TiN, стоји на располагању за таложуње VN. Садржај ванадијума је приближно исти у оба челика, па се може очекивати да је и количина честица приближно VN иста. Преостали ванадијум слободан је за таложуње честица VC или за растварајуће ојачавање. Утврђено је да се VC честице не таложу засебно, већ као V(C,N) [162]. Према овим прорачунима, на температурама аустенитизације између 1150°C и 1300°C честице V(C,N) су потпуно растворене. Ферит по границама аустенитних зрна и таложуње финих честица VN, најчешће на честицама MnS, уз пораст аустенитног зрна, стварају повољне услове за интрагрануларну нуклеацију ацикуларног ферита. Гранични ферити заузимају места за нуклеацију беинита по границама аустенитних зрна, па се нуклеација одиграва интрагрануларно, на честицама VN [7], која представљају повољна места за нуклеацију ацикуларног ферита [26,33,70]. Иако је ванадијум у чврстом раствору на температурама аустенитизације између 1150°C и 1300°C, ефекат повећања прокаљивости услед сегрегације његових атома ка границама аустенитног зрна [59], на неки начин је умањен. Претпоставља се да је на овако високим температурама ванадијум равномерно распоређен по запремини зрна, па је његова концентрација на границама смањена [159,163]. При томе треба узети у обзир и могућ утицај високог садржаја азота у испитиваним челицима. Према термодинамичким прорачунима, хемијска покретачка сила се повећава са садржајем азота, па се тиме и таложуње честица VN убрзава [51,98]. С друге

стране, утврђено је да се при ниским садржајима азота аустенит трансформише у беинит [16,159], што имплицира утицај азота на трансформационе карактеристике микролегираних челика. Осим тога, при високој концентрацији азота, према једначини 2.3, виша је и температура  $T_{VN}$ , па таложење честица VN почиње на вишим температурама, што умањује количину слободног ванадијума у чврстом раствору за сегрегацију ка границама аустенитних зрна.

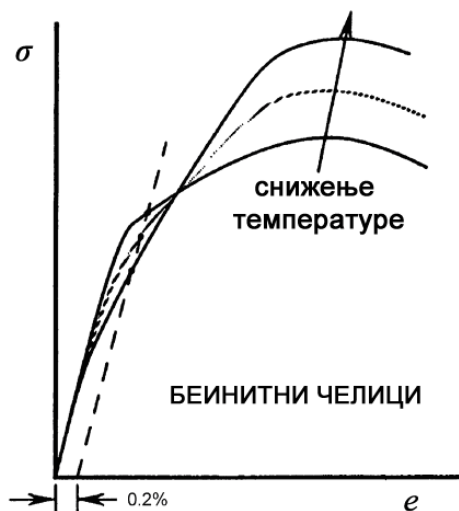
На основу резултата испитивања утицаја температуре аустенитизације на структуре челика V19 и TiV22, изабрана је температура аустенитизације од 1250°C, за припрему узорака намењених механичким испитивањима.

## 5.2. МЕХАНИЧКЕ ОСОБИНЕ

Виша граница течења челика TiV22 је разумљива, с обзиром на виши садржај угљеника него код челика V19. Нема појаве изражене границе попуштања, што је типично за беинитне структуре, због високе густине покретних дислокација [7]. Постепеном пластичном попуштању погодује и присуство мекших фаза у структури, које се деформишу и ојачавају до достизања чврстоће тврђе фазе [7]. На слици 5.1 приказана је скица деформационе криве типичне за беинитне средњеугљеничне челике, на којој се види како се измерена вредност границе течења (за 0,2% деформације,  $\sigma_{0,2}$ ) заправо смањује са снижењем температуре. Овакво понашање је приписано, између осталог, и присуству заосталог аустенита у структури [6], али и повећаном броју покретних дислокација у беиниту [7], односно у овом случају, ацикуларном фериту.

Према Кокс-Мекинговом моделу, праволијски део криве промене брзине деформационог ојачавања, представља степен смањења брзине деформационог ојачавања са деформацијом [164,165]. Резултати приказани на слици 4.19 показују да деформационо ојачавање брже опада код челика V19. Брзина деформационог ојачавања челика на ниским температурама је у основи резултат супротних утицаја отежаног одвијања процеса попречног клизања, с једне стране, и повећања границе течења, с друге стране [166,167]. Вредност границе течења је резултат утицаја високе густине дислокација, карактеристичне за беинит. Раније је забележено да брзина деформационог ојачавања челика расте са повећањем

удела перлита у структури челика [168]. Обзиром на значајно већи удео перлита у структури челика V19, виши степен деформационог ојачавања на  $-196^{\circ}\text{C}$ , у доносу на челик TiV22, је разумљив.



**Слика 5.1.** Шематски приказ утицаја температуре испитивања на границу течења средњеугљеничних беинитних челика [6].

Обично се сматра да највећи допринос таложном ојачавању имају честице  $V(C,N)$  које су се издвојиле у фериту, зато што су кохерентне или делимично кохерентне са феритном основом [3,169]. Њихов ефекат је посебно изражен на границу течења [166]. Како микроструктура челика V19 садржи знатно већи удео ферита и перлита у односу на челик TiV22, очекивано је да је ефекат таложног ојачавања израженији код челика V19. Удео ферита и перлита код TiV22 је веома мали па би допринос таложног ојачавања требао бити практично занемарљив. Међутим, велика брзина деформационог ојачавања челика V19 и нижа граница течења у односу на челик TiV22, чини се да су у супротности са претпоставком о утицају честица  $V(C,N)$  на ојачавање. У табели 5.2 дате су упоредно вредности границе течења на температури течног азота, за челике V19 и TiV22, и на собној температури, за челике еквивалентног хемијског састава и исте термомеханичке прераде [16]. Разлика у чврстоћи попуштања између челика V19 и TiV22 се повећава са неких 25 МПа на собној температури, до чак 120 МПа, на  $-196^{\circ}\text{C}$ . Овакав непропорционалан пораст чврстоће није су складу са претпостављеним утицајем честица  $V(C,N)$  у фериту, имајући на уму занемарљив удео ферита у структури челика TiV22.

**Табела 5.2.** Затезне особине испитиваних челика на  $-196^{\circ}\text{C}$  и еквивалентних, референтних челика на собној температури.

Челик	$\sigma_{0.2}$ MPa	$\sigma_m$ MPa	$\epsilon_u$ %	$R_{p0.2}/R_m$	Температура испитивања	Референца
V19	775	1105	5.0	0.70	$-196^{\circ}\text{C}$	Овај рад
TiV22	896	1169	10.0	0.77	$-196^{\circ}\text{C}$	Овај рад
Ti-free	531	853	17.0	0.62	$25^{\circ}\text{C}$	[16]
Ti-V	555	864	18.5	0.64	$25^{\circ}\text{C}$	[16]

Треба размотрити могући допринос честица VN таложених у аустениту. Према неки ауторима талочење ових честица у недеформисаном аустениту је веома споро и мало вероватно [3]. Новији налази говоре да честице V(C,N) нису кохерентне чак ни када су настале у фериту [69,170] и да доприносе ојачавању искључиво кроз Орован-Ешбијев механизам (*Orowan-Ashby*) којим дислокације заобилазе честице [171]. Зато се претпоставља да могу имати приметан допринос укупном ојачавању челика [172,173]. На високим температурама, када је потхлађење и покретачка сила за талочење честица мања, настаје мали број центара нуклеације, који расту великом брзином. Зато су ове честице крупније од честица издвојених међуфазним талочењем и/или талочењем унутар проеутектоидног ферита, на нижим температурама, а након трансформације аустенита постају некохерентне са феритном основом. Некохерентне крупније честице имају генерално занемарљив утицај на границу течења, али могу утицати на повећање брзине деформационог ојачавања [166]. Дислокације заобилазе некохерентне и крупне честице Орован-Ешбијевим механизмом, повећава се густина дислокација, па тиме и брзина деформационог ојачавања. Може се претпоставити да би у том случају ове честице испољиле видљив утицај на брзину деформационог ојачавања челика TiV22. Међутим, како се то види са графика на слици 4.19, брзина деформационог ојачавања челика TiV22 је мања, а граница течења је знатно виша него челика V19, што се не може довести у везу са могућим постојањем некохерентних честица VN насталих у аустениту. Уочене разлике у чврстоћи и деформационом понашању између челика V19 и TiV22 на  $-196^{\circ}\text{C}$  не могу се једнозначно довести у везу са утицајем честица V(C,N).



Упркос вишем нивоу деформационог ојачавања и нешто већем индексу деформационог ојачавања,  $n$  (табела 4.2), укупно издужење узорака челика V19 је знатно мање у поређењу са челиком TiV22. Затезна епрувета челика V19 прекида се знатно пре дистизања услова за пластичну нестабилност, као последица немогућности материјала за даље деформационо ојачавање. Познато је да перлит смањује дуктилност, зато што уз допринос повећању брзине деформационог ојачавања, садржи и бројна места за настајање микропрскотина, на међуфазним површинама ферит/цементит [4]. Изражен пораст напона у овим условима погодује процесу нуклеације бројних микропрскотина, било на цементитним ламелама или честицама секундарних фаза. Када напон достигне критичну вредност, наступа крти лом, односно прекид затезне епрувете.

Изражена разлика у порасту границе течења снижењем температуре са собне на  $-196^{\circ}\text{C}$  (47% повећања код V19 у односу на 62% код TiV22, табела 5.2) не може се повезати искључиво са повећањем напона за савладавање трења кристалне решетке (*Peierls-Nabarro* напрезање), повећаним напрезањем за кретање дислокација или утицајем растварајућег ојачавања. Верује се да су рафинација зрна и повишена густина дислокација најефикаснији механизми ојачавања челика са структуром ацикуларног ферита или беинита [7,171]. На тој основи, имајући у виду и претходна разматрања осталих утицајних фактора, може се са разлогом претпоставити да ситнозрна структура ацикуларног ферита, заједно са карактеристичном повећаном густином дислокација, имају израженији ефекат на температури течног азота.

Добро је познат повољан утицај ацикуларног ферита на дуктилност. Штапићи и плочице ацикуларног ферита насумичне оријентације захтевају додатну енергију, односно напрезање, за ширење прскотине, која мора при проласку кроз границе међу њима мора да мења правац кретања [5,12,174]. У класичним каљеним и отпуштеним средњеугљеничним челицима са феритно–перлитном структуром, лом цепањем се нуклеира превасходно стварањем микропрскотина ломљењем грубих честица TiN [149]. С обзиром да челик V19 садржи занемарљиву количину титана, не може се очекивати постојање грубих честица TiN у структури. Очекивано је да је удео честица MnS и V(C,N) у оба челика приближно исти, обзиром на сличан садржај Mn, S, V и N. Челици су

третирани калцијумом, тако да су сулфиди глобуларни и не представљају велике концентраторе напрезања. Следи закључак да главни разлог запажене разлике у укупном издужењу лежи вероватно у већем присуству перлита у структури челика V19, насупрот структури челика TiV22 у којем преовладава ацикуларни ферит.

### 5.3. МИКРОМЕХАНИЗАМ ЛОМА ЦЕПАЊЕМ

Жилавост челика на температури течног азота је мала, као што показују резултати испитивања ударне жилавости по Шарпију (табела 4.3). Иако резултати показују да је нешто виша код челика V19, разлика је сувише мала да би се донео коначан закључак ( $3,2 \text{ J/cm}^2$  за V19,  $3,0 \text{ J/cm}^2$  за TiV22). Судећи по површини испод криве  $F$ - $x$  (сила-угиб при савијању), рекло би се да се већа енергија троши за лом челика V19. Мерењем површине испод  $F$ - $x$  кривих добија се средња вредност енергије од  $9,3 \text{ J}$  код V19, а код TiV22 челика  $5,1 \text{ J}$ . До истог закључка у погледу жилавости долази се и на основу процене односа максимале силе при савијању и границе општег пластичног попуштања,  $F_{\max}/F_{GY}$  [154,178]. Граница општег пластичног попуштања за случај савијања у четири тачке дефинисана је следећим изразом:

$$F_{GY} = \frac{1,155 C_f \sigma_0 B (W - a)^2}{2L} \quad (5.1)$$

где су  $1,155$  Вон Мисесов параметар (*Von Misses*),  $C_f = 1,22$ , фактор ограничења,  $B$ ,  $W$ ,  $a$  су дебљина, висина и дубина зареза на епрувети,  $L$  је распон ослонаца, а  $\sigma_0$  – граница течења. Средња вредност  $F_{\max}/F_{GY}$  за узорке челика V19 износи  $0,71$ , а за челик TiV22 је  $0,47$ . Судећи и по овом параметру, жилавост лома на  $-196^\circ\text{C}$  је знатно већа код челика V19. При овој процени жилавости, није узета у обзир и разлика у чврстоћи испитиваних челика. Граница течења челика TiV22 на  $-196^\circ\text{C}$  је већа за чак  $121 \text{ MPa}$  (за  $15,6\%$ ) у односу на границу течења челика V19. Не треба при томе изгубити из вида да се ово испитивање изводи веома малим брзинама деформације, што омогућава извесну пластичну деформацију на врху зареза на епрувети. С друге стране, при испитивању ударним оптерећењем на  $-196^\circ\text{C}$ , пластична деформација је занемарљиво мала, а вредности апсорбоване енергије између два испитивана челика се занемарљиво мало разликују.

Ако се пореде вредности критичног напона лома,  $\sigma_F^*$ , рекло би се да је потребно постићи веће напрезање за лом код челика TiV22, него код V19. Међутим, номинално напрезање савијања или максималне вредности највећег главног напона испод зареза на епрувети,  $\sigma_{1max}$ , говоре супротно, односно да је напон лома већи код челика V19. Док се у неким истраживањима помиње да је однос критичног напона лома,  $\sigma_F^*$ , и номиналног напона лома,  $\sigma_{nom}$ , при савијању између 0,8 и 1 (за различите челике средњеугљичне челике, од каљених и отпуштаних феритно-перлитних до мартензитних [131]), у овом случају између ове две величине нема никакве повезаности. Са слике 4.62 види се да су вредности критичног напона лома,  $\sigma_F^*$ , знатно више од номиналних вредности,  $\sigma_{nom}$ . Стога се претпоставља да номинална вредност напона лома при испитивању савијањем у четири тачке, не може послужити за процену вредности критичног напона лома.

Критичан напон лома цепањем не зависи од температуре, нити од границе течења челика. Према Грифитовој једначини, за дату вредност ефективне површине,  $\gamma_s$ , критичан напон лома цепањем одређен је пречником микропрскотине која може настати у датој микроструктури. Критичан напон лома заправо зависи од тога која је микроструктурна компонента у том смислу критична. Лом цепањем се одвија у три стадијума [9]: 1) лом честице секундарне фазе (нуклеација иницијалне микропрскотине), 2) распрострањање микропрскотине кроз међуфазну границу честица/основа, и 3) даље распрострањање микропрскотине кроз основу, преко граница између зрна. Аутори се генерално слажу да је на  $-196^\circ\text{C}$  критичан други стадијум, распрострањање микропрскотине кроз границу честица/основа [12,11,13]. Из тога следи да величина зрна практично нема утицаја на критичан напон лома на температури течног азота, зато што је локални напон на граници честица/основа,  $\sigma_{pm}$ , већи од критичног напона за лом цепањем,  $\sigma_F^*$ . Друга група истраживача тврди да величина зрна има одлучујући утицај на механизам лома цепањем, чак и на  $-196^\circ\text{C}$  [153,154,175].

Код оба испитивана челика, место иницијације лома смештено је веома близу зареза на свим епруветама. Овакво понашање је већ забележено код средњеугљеничних челика са структуром ацикуларног-ферита [14]. Мерењем је установљено да су места иницијације лома код челика V19 увек ближе лому, у

просеку на  $31,3 \mu\text{m}$ , у односу на челик TiV22, где је почетна микропрскотина настала на просечној удаљености од  $40,8 \mu\text{m}$  (табела 4.6). Поређењем расподела највећег главног напона испод зареза (слика 4.61), запажа се да су на овим растојањима напони већи код узорак челика TiV22. Вредност напона очитаног на растојању које одговара месту иницијације лома, представља критичан напон лома.

Ни на једном од ових места иницијације лома није откривена честица TiN, или нека друга крупна честица секундарних фаза. Само у једном случају откривено је присуство честице MnS, која садржи калцијум (челик TiV22, епрувета 02, слике 4.45 и 4.47). У осталим случајевима, Е.Д.С. анализе потврђују да настајање иницијалне микропрскотине није везано за ломљење крупних честица секундарних фаза. Овај резултат указује да честице нису присутне у значајној мери или да њихово присуство није одлучујуће за појаву лома. Посебно је интересно да код челика TiV22, са релативно високим садржајем титана и азота, нису откривене честице TiN, као место нуклеације лома. Овај налаз је у супротности са резултатима испитивања средњеугљеничних Ti-V микролегираних челика са феритно-перлитном структуром [12], где је лом честица TiN димензија  $2-6 \mu\text{m}$  основни механизам иницијације кртог лома. Међутим, када је у питању структура ацикуларног ферита, код једног Ti-V микролегираног средњеугљеничног челика је већ забележена појава да честице TiN нису пронађене као узрочници лома, или чак места појаве секундарних микропрскотина [14]. У овом примеру честице TiN су на неки начин биле неактивне у механизму лома цепањем на ниским температурама. Може се претпоставити да се нуклеација иницијалних микропрскотина у овом случају одвија Котреловим, односно Смитовим механизмом [135], ломљењем карбида између феритних зрна, односно цементитних плочица у перлиту (скица на слици 2.42). Иницијација микропрскотина на цементитним ламелама у перлиту или карбидима на граници феритних зрна документована је у литератури [175,176]. Концентрација напрезања на плочицама кртог цементита у условима високог напрезања погодује стварању микропрскотина [4].

Према вредностима ефективних пречника прве пљосни цепања ( $D_{\text{ef}}$ , табела 4.6), може се закључити да су њихове димензије приближно једнаке код оба

челика. Средње вредности  $D_{ef}$  износе 18,9  $\mu\text{m}$  и 19,1  $\mu\text{m}$  код V19 и TiV22 челика, респективно. Претходна истраживања су утврдила да је величина прве пљосни цепања већа од средње величине зрна и да одговара величини крупних феритних зрна или феритно-перлитног агрегата исте кристалографске оријентације („феритна јединица“) [150,177]. Микропрскотина настала ломљењем плочице цементита релативно лако се распростире под утицајем напрезања кроз околни ферит и перлит исте кристалографске оријентације, те достиже величину која одговара димензијама феритно-перлитног агрегата.

Имајући у виду приближно исте димензије првих пљосни цепања, које настају веома близу зареза на епрувети, као и то да у иницијацији лома практично не учествују честице секундарних фаза, може се закључити да је механизам нуклеације иницијалне микропрскотине код оба испитивана челика истоветан. Тростепени механизам лома цепањем [9,129], у овом случају може се сублимирати у две фазе:

1) У условима приближно једноосног напрезања на дну зареза на епрувети за испитивање савијањем у четири тачке, цементитне ламеле се деформишу у складу са дуктилнијом феритном основом. Ако су плочице цементита оријентисане у правцу деловања затезног напона, већ при малом степену деформације може доћи до њиховог ломљења. Овај механизам нуклеације микропрскотина је у складу са Котреловим механизмом – микропрскотине настају под утицајем поља напрезања које стварају дислокације нагомилане у клизној траци на граници феритне и цементитне ламеле. Према Смитовој допуни Котреловог механизма, сматра се да је претходна пластична деформација потребан услов за нуклеацију микропрскотине [135–138].

2) Микропрскотина која настаје на цементинтој ламели релативно лако се распростире кроз перлит и ферит исте кристалографске оријентације, односно преко граница под малим углом [150,177]. Када микропрскотина достигне величину, која одговара критичној величини затезног напона на врху зареза, она се даље лако распростире кроз основу преко граница под великим углом.

Обзиром да су феритно-перлитни агрегати најкрупније компоненте у микроструктурама испитиваних челика, почетна прскотина настала њиховим цепањем може бити критична за одвијање лома цепањем. То значи да напрезање

на врху прскотине величине феритно–перлитне „јединице“ превазилази критичан напон лома ацикуларног ферита, који заузима већи део запремине унутар некадашњег аустенитног зрна. Интензитет напрезања на врху микропрскотине величине најкрупнијег микроконституента може бити такав да се на температури течног азота прскотина распростире кроз основу практично без отпора, без обзира на ситнозрност ацикуларног ферита. Међутим, обзиром да је услов за напредовање микропрскотине кроз основу да локални напон буде већи од критичног напона на граници између микроконституената,  $\sigma_1 > \sigma_{mm}$ , следи да су експериментално одређене вредност критичног напона лома,  $\sigma_F^*$ , на горњој граници вредности критичног напона лома за ацикуларни ферит. Средња вредност критичног напона лома за челик V19 износи 1424 МПа, а за челик TiV22 износи 1757 МПа. Такође, критичан напон лома нормализован одговарајућом границом течења челика већи је за TiV22 (средња вредност  $\sigma_F^*/\sigma_0$  износи 1,96) него за V19 (1,84). Интересантно је да су истовремено вредности максималне силе и номиналне вредности напона савијања веће код челика V19. Раније је поменуто да су највећи главни напони на измереним растојањима места иницијације лома од зареза,  $X_0$ , за челик TiV22 изнад вредности за V19, посматрајући расподелу напона на дијаграму, слика 4.61. Имајући у виду да је удео ацикуларног ферита знатно већи код челика TiV22, може се закључити да су овакве вредности критичног напона резултат утицаја испреплетане структуре танких плочица или штапића ацикуларног ферита, што имплицира да величина зрна може имати утицаја на механизам лома цепањем чак и на веома ниским температурама.

На слици 4.61 приказане су расподеле највећег главног нормалног напона и највеће главне пластичне деформације испод зареза на епрувети за испитивање, у тренутку достизања напона лома, упоредно за два челика који су испитивани. Максимална сила при савијању узорка челика V19 је виша него код челика TiV22, па су и криве расподеле напона  $\sigma_1$  дуж растојања испод зареза, померене ка вишим вредностима. Како се напон повећава тако се максимум напона  $\sigma_1$  измешта ка већем растојању од зареза,  $X$ . Номинални напон лома,  $\sigma_{nom}$ , тиме је такође већи код челика V19 него код TiV22, као и вредност нормализована границом течења,  $\sigma_{nom}/\sigma_0$  (табела 4.6). При томе је нормализовани напон лома,  $\sigma_{nom}/\sigma_0$ , код челика TiV22 приближан јединици, што указује да је зона пластичног течења мала, за

разлику од узорака челика V19. То се управо види на графику расподеле највеће главне пластичне деформације,  $\epsilon_{p1}$ , дуж растојања од корена зареза,  $X$ , где су вредности пластичне деформације знатно веће за челик V19. Имајући у виду резултате испитивања једноосним затезањем, овакво понашање условљено је већом границом течења челика TiV22, с једне стране, високим степеном деформационог ојачавања уз релативно ниску границу течења челика V19. Како је анализирано у претходном поглављу, то је резултат разлике у микроструктури ова два челика. Зато је за челик TiV22 потребно веће напрезање за пластично попуштање, а зона пластичне деформације је ограничена на уску зону испод зареза на епрувети за испитивање (приближно око 500  $\mu\text{m}$  испод зареза). Насупрот челику TiV22, зона пластичне деформације код узорака челика V19 је практично дупло шири, а деформације непосредно уз зарез су вишеструко веће.

У зони око максимума на кривој расподеле највећег главног напона,  $\sigma_1$ , нема иницијације микропрскотина. У тој зони пластична деформација је практично занемарљива. То потврђује да је за стварање микропрскотине код испитиваних челика додатан услов био пластична деформација. Истовремено, ови резултати су у складу са претходним налазима да честице TiN нису активне у нуклеацији кртог лома у случају ацикуларног ферита и да је лом цепањем инициран у непосредној близини корена зареза на епрувети за испитивање савијањем у четири тачке [14]. Максимална вредност највећег главног напона испред зареза код челика TiV22 (од 2075 МПа до 2257 МПа, табела 4.6), код којег се може очекивати значајнији удео честица TiN (Е.Д.С. на слици 4.52), превазилази вредности критичног напона лома за челике сличног хемијског састава (од око 1850 МПа до преко 2000 МПа), али са структурама беинита или са феритно-перлитном структуром, код којих је лом инициран на овим честицама [12,177]. Стога се може претпоставити да честице TiN у овом случају не учествују у иницијацији лома зато што се истовремено одвија конкурентна иницијација микропрскотина на врху зареза при знатно мањем напону и уз учешће пластичне деформације.

Иницијација лома се одвија истоветним механизмом код оба челика, нуклеацијом микропрскотина у перлиту, под утицајем затезних напона и пластичне деформације. Обзиром да је удео ферита и перлита у структури челика TiV22 знатно мањи, и да су димензије перлитних нодула у просеку такође мање, нејасно

је зашто су димензије прве пљосни приближно једнаких димензија. Растојања места иницијације лома код челика V19, мања су од просечне величине полазног аустенитног зрна ( $X_0$  од 12–54  $\mu\text{m}$ , у односу на  $d_\gamma \approx 80 \mu\text{m}$ ), а код челика TiV22 износе нешто више од једног просечног пречника полазног аустенитног зрна ( $X_0$  од 56–131  $\mu\text{m}$ , у односу на  $d_\gamma \approx 100 \mu\text{m}$ ). Обзиром да структуру челика TiV22 чини претежно ацикуларни ферит и да је удео проеутектоидног ферита и перлита знатно мањи него код челика V19, може се оправдано претпоставити да зона интензификације напона испред зареза обухвата мање феритно-перлитних агрегата, као потенцијалних места за нуклеацију иницијалне микропрскотине, него код V19. Другим речима, вероватноћа да зона дејства напона  $\sigma_1$  обухвати феритно-перлитни агрегат „критичних димензија“ је мања у случају челика TiV22. Код челика V19, велики број феритно-перлитних јединица је обухваћен напрезањем већим од критичног. На тај начин, могуће је наћи феритно-перлитне агрегате исте кристалографске оријентације, приближно истих димензија код оба челика, али код TiV22 на већим растојањима од зареза и у мањем броју, због чега је и растојање  $X_0$  веће него код V19. Даље, може се претпоставити да од многобројних насталих микропрскотина, сувише мале не могу да изазову лом при датом напрезању, а да сувише велике учествују у лому, али нису иницијалне. То значи да се може рећи да измерене вредности ефективног пречника прве пљосни цепања,  $D_{ef}$ , представљају критичне вредности за лом цепањем.

Истовремено, до иницијације лома не долази у области максималних вредности затезног напона испод зареза, где су вредности пластичне деформације занемарљиво мале, што упућује на закључак да је пластична деформација потребан услов за иницијацију лома и да се нуклеација микропрскотина одвија Смитовим механизмом [135], као што је раније већ поменуто. На сликама 4.62а-в и 4.64а-в приказане су кључне фазе развоја профила расподеле највећег главног напона и највеће главне пластичне деформације дуж растојања испод зареза, са повећањем силе савијања. Њиховим праћењем у односу на одређене критичне вредности напона и пластичне деформације, могу се додатно анализирати критични услови за лом цепањем. На дијаграмима под а) приказана је расподела напона  $\sigma_1$  и деформација  $\varepsilon_{p1}$  на почетку савијања, када се у напон и деформација далеко испод критичних вредности. У секвенци на сликама под б), највећи главни



напон,  $\sigma_1$ , превазилази критичну вредност,  $\sigma_F^*$ , али је пластична деформација  $\varepsilon_{p1}$  испод критичне вредности, па услов за лом није испуњен. Коначно, на сликама под в), дата је расподела напона  $\sigma_1$  и деформација  $\varepsilon_{p1}$  у тренутку појаве лома, када је испуњен и услов критичне вредности пластичне деформације,  $\varepsilon_{pc}$ . У зонама лево и десно од места иницијације лома,  $X_0$ , један од два услова за лом нису испуњени. Са леве стране, напон је сувише низак, а са десне је пластична деформација сувише мала, да би лом био инициран. Из овог разматрања следи да је критичан напон лома потребан, али не и довољан услов. Намеће се закључак да је услов за лом цепањем испуњен при одређеном критичном напону и при одређеној величини пластичне деформације, барем када су у питању структуре челика испитиваних у овом истраживању.

Поставља се питање велике разлике у величини критичне пластичне деформације између два испитивана челика ( $\varepsilon_{pc} = 0,335$  код V19,  $\varepsilon_{pc} = 0,070$  код TiV22). Разлика у величини и расподели напона и деформација, који су израчунати моделовањем методом коначних елемената, последица је разлике у деформационом понашању између челика V19 и TiV22. Мале пластичне деформације код TiV22 последица су веће границе течења и утицаја структуре преобладајућег ацикуларног ферита, коју одликује мања брзина деформационог ојачавања. Може се претпоставити да је у условима малих вредности пластичне деформације, услов за иницијацију лома може бити испуњен у зони нешто већих затезних напона испод зареза. Међутим, то не објашњава како су при томе димензије првих пљосни цепања практично једнаке код оба челика, ако су вредности пластичних деформација, које су идентификоване као један од услова за лом, толико различите. Другим речима, ако је механизам иницијације лома исти код оба челика, а иницијалне пљосни цепања су једнаке, деформационо понашање не може бити једино објашњење велике разлике критичне пластичне деформације. Овакво понашање може се објаснити једино тиме да иницијалне микропрскотине настају већ при малим вредностима пластичних деформација. Цементитне ламеле, повољно оријентисане у односу на правац дејства затезног напрезања, ломе се већ при малим деформацијама (мањим од  $\varepsilon_{pc}$  за челик TiV22, у просеку приближно 0,070), али не могу иницирати лом цепањем док не достигну одређену величину, која би при дејству највећег главног напона на датој локацији

испред зареза, изазвала лом цепањем. Веома fine цементитне ламеле су сувише танке да би представљале иницијаторе лома цепањем. Њиховим ломљењем, са повећањем напона и деформације, почетна микропрскотина величине цементитне ламеле постепено се шири, док не достигне критичну величину, односно величину која одговара критичном напону лома према Грифитовој једначини.

Обзиром да се морфологија феритних и перлитних зрна не разликује код испитиваних челика, већ само њихов удео, намеће се и питање зашто код челика V19 не долази до иницијације лома при мањим деформацијама, као код TiV22, у широкој зони дуж растојања испод зареза, где су затезни напони изнад критичних вредности (осенчена област на слици 4.62в)? Раст микропрскотина насталих већ при малим деформацијама одвија се даље при релативно ниском напрезању, независно од величине пластичне деформације. Напон и деформација зависе од механичког понашања материјала, али апсолутна вредност пластичне деформације не утиче на величину микропрскотине. Другим речима, једном настала микропрскотина, независно од тога при којој деформацији, наставља даље да расте са повећањем напона савијања. Може се претпоставити да у зони критичних напона, постојеће микропрскотине, створене већ при малим деформацијама код челика V19, не изазивају лом, зато што не достижу критичну величину, при датј вредности затезног напона испред зареза. Зато је код челика V19 лом инициран микропрскотинама у зони много већих деформација ( $\epsilon_{pc}$  од 0,219 до 0,431), него код TiV22 (од 0,0447 до 0,0863), иако је највећи главни напон у тој зони већи од критичног (осенчена област на слици 4.62в). Из тога следи да је пластична деформација предуслов за настајање иницијалних микропрскотина, али не може се говорити о одређеној критичној вредности пластичне деформације за лом цепањем, барем у случају структура челика испитиваних у овом раду (мешавина ферита, перлита и ацикуларног ферита), насупрот закључцима неких ранијих истраживања [175,180]. Аутори ових истраживања наводе да се нуклеација микропрскотина одвија Смитовим механизмом, а да се критични услови за лом цепањем достижу при одређеним критичним вредностима пластичне деформације и напона. Појава секундарних места иницијације микропрскотина, појава микропрскотина на више места на површини прелома, подржава претпоставку да деформација игра одређену улогу у нуклеацији

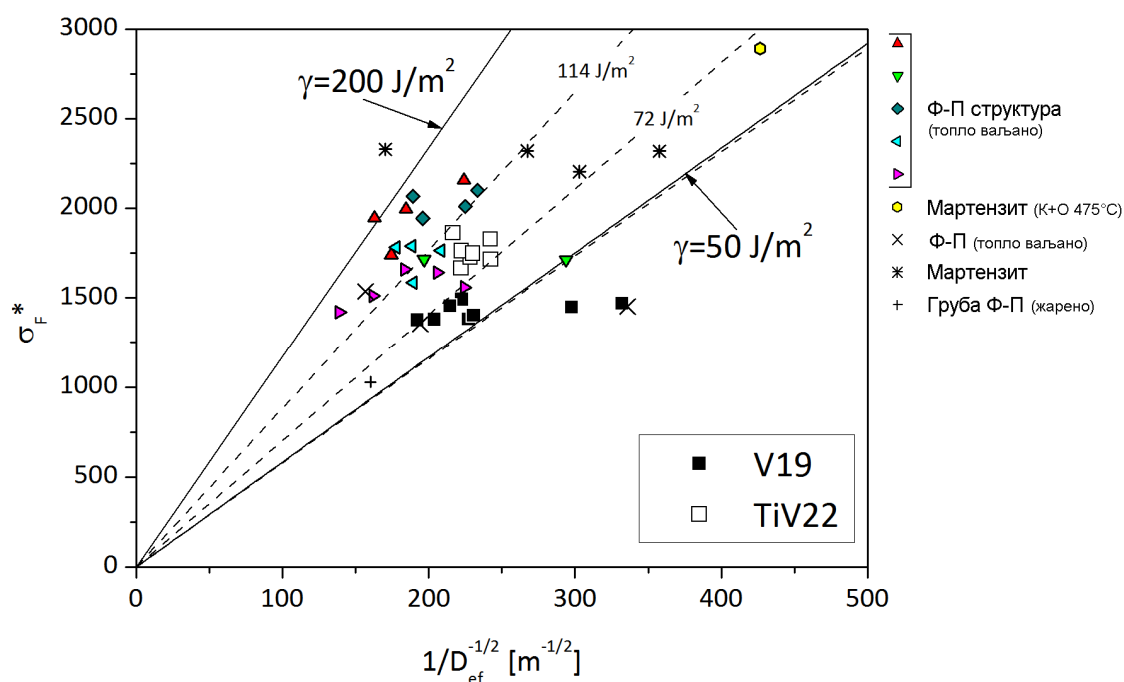
микропрскотина, али и да сама по себи не представља критичну величину, већ је критична величина тако настале микропрскотине, у складу са Грифитовом једначином.

Мерењем критичне компоненте микроструктуре, која узрокује лом цепањем, и одређивањем критичног напона лома, одређује се ефективна енергија површине,  $\gamma_s$ . Како на месту нуклеације лома, при испитвању челика V19 и TiV22, нису детектоване честице, за одређивање се ефективне енергије површине, узете су димензије прве равни цепања, са које се лом шири на цео узорак. Ова мерења су дата у табелама 4.5 и 4.6 упоредо са свим осталим одређиваним параметрима. Према Грифитовој једначини, зависност критичног напона лома,  $\sigma_F^*$ , од реципрочне вредности корена пречника прве пљосни,  $1/D_{ef}^{-1/2}$ , је праволинијска:

$$\sigma_F^* = \sqrt{\frac{\pi E \gamma_s}{1 - \nu^2}} \cdot \frac{1}{\sqrt{D_{ef}}} \quad (5.2)$$

Из нагиба се може одредити вредност ефективне енергије површине,  $\gamma_s$ . Уцртавањем измерених вредности у график ове зависности на слици 4.70, одређене су горња и доња гранична вредност ефективне енергије површине, која се у овом случају односи на трећи стадијум механизма лома цепањем, ширењем прскотине кроз основу, па је  $\gamma_s = \gamma_{mm}$ , према једначини (2.13). Тачке за челик TiV22 су померене ка нешто вишим вредностима у односу на челик V19. Вредности ефективне енергије површине одређене директно из Грифитове једначине такође су дате и у табели 4.6 за сваки узорак понаособ. Граничне вредности, одређене са графика износе  $114 \text{ J/m}^2$  и  $49 \text{ J/m}^2$ . Како се на температури течног азота распрострањање микропрскотине не зауставља на границама зрна, из тога следи да је  $\sigma_1 > \sigma_{mm}$ , те да вредности са графика на слици 4.70, морају бити веће од стварне вредности  $\gamma_{mm}$  [131]. Другим речима, ако границе зрна не могу да зауставе ширење прскотине, онда стварна енергетска баријера на границама мора бити мања од процењене. Стога се може рећи да је горња граница вредности ефективне енергије површине,  $\gamma_{mm}$ , за испитиване челике  $49 \text{ J/m}^2$ . Ова вредност добро се слаже са вредностима које су раније одредили други истраживачи за челике са различитим структурама (феритно-перлитне, мартензитне, беинитне) [131,13,179]. Вредности за структуре ацикуларног ферита није било могуће наћи у литератури, у тренутку овог истраживања.

Описани механизам лома цепањем имплицира да је на  $-196^{\circ}\text{C}$  критични стадијум иницијација микропрскотине и да по достизању критичне вредности напона лом цепањем даље напредује тако да границе под великим углом, какве су у ситнозрној структури насумично испреплетаних плочица ацикуларног ферита, немају никаквог утицаја на  $-196^{\circ}\text{C}$ . Међутим, критичан напон лома је већи код челика са претежно ацикуларно феритном структуром. Тачке на дијаграму зависности критичног напона лома од ефективног пречника прве пљосни цепања, на сликама 4.70 и 5.2, за челик TiV22 груписане су у горњем делу опсега ефективних енергија површина,  $\gamma_{\text{mm}}$ , што указује на могућност да величина зрна може имати утицаја на механизам лома на ниским температурама. Средња вредност ефективне енергије површине за челик TiV22 износи  $86,7 \text{ J/m}^2$ , у односу на  $55,8 \text{ J/m}^2$  код челика V19. Ако узмемо у обзир да је најмања израчуната вредност ефективне енергије површине на горњој граници стварне вредности, онда се може рећи да је вредност за челик TiV22 једнака  $72,5 \text{ J/m}^2$ , а за челик V19  $49,5 \text{ J/m}^2$ . Чини се да ширење микропрскотине кроз структуру ацикуларног ферита захтева додатну енергију, због сталне промене правца кретања при прелазу из једног у друго зрно различите кристалографске оријентације [5,12,174].



Слика 5.2. Поређење израчунате вредности ефективне енергије површине,  $\gamma_{\text{mm}}$ , са резултатима из литературе.

Груписање тачака за испитиване челике на дијаграму  $\sigma_F^* - 1/D_{ef}^{-1/2}$  (слика 4.70, односно слика 5.2) значи да измерене димензије иницијалних пљосни цепања немају насумичне вредности, већ се уклапају у законитост дефинисану Грифитовом једначином. Овакво понашање такође упућује на закључак да границе зрна под великим углом могу имати утицаја на механизам лома цепањем и величину критичног напона лома чак и на  $-196^\circ\text{C}$ . У овом случају, може се рећи да структура ацикуларног ферита има одлучујући утицај на лом средњеугљеничних микролегираних челика на  $-196^\circ\text{C}$ .

## 6. ЗАКЉУЧАК

Циљ истраживања у оквиру дисертације био је да се при континуираном хлађењу на ваздуху, са температуре аустенитизације, код средњеугљеничних микролегираних челика постигне структура, коју чини претежно ацикуларни ферит, а затим да се испита утицај ове структуре на механизам лома цепањем.

– После хлађења на ваздуху са  $850^{\circ}\text{C}$  структура оба испитивана челика састоји се од веома финог беинита, чије је појединачне плочице тешко разлучити на светлосном микроскопу. При великим увећањима на С.Е.М.-у запажају се веома танки алотриоморфи по границама претходног аустенитног зрна, са којих понекад расту бочне плочице ферита (Видманштетенове бочне плочице). Температура аустенитизације од  $850^{\circ}\text{C}$  је нешто виша од  $A_{T3}$  температуре, тако да је при датој брзини хлађења (око  $60^{\circ}\text{C}/\text{min}$ ), време издвајања граничног ферита релативно кратко, обзиром да беинит почиње да се ствара већ на око  $600^{\circ}\text{C}$  ( $B_S$  температура). Зато се поред беинита, понегде ипак могу запазити танки алотриоморфи по границама претходног аустенитног зрна.

– Хлађењем са температура од  $950\text{--}1050^{\circ}\text{C}$  добија се претежно феритно-перлитна структура, с тим што се код челика TiV22 јавља и ацикуларни ферит. Челик TiV22 показује већу прокаљивост, због вишег садржаја угљеника, који одлаже трансформације аустенита ка нижим температурама. На температурама нижим од  $B_S$  температуре долази до интрагрануларне нуклеације ацикуларног ферита.

– Структура испитиваних челика након хлађења са температура од  $1150\text{--}1300^{\circ}\text{C}$  састоји се претежно од ацикуларног ферита. Удео ферита и перлита у структури челика TiV22 знатно је нижи у односу на челик V19. Издвајањем проеутектоидног ферита онемогућена је нуклеација беинита по границама аустенитног зрна. Пораст аустенитног зрна и таложење честица VN погодују интрагрануларној нуклеацији, па се унутар аустенитног зрна образује ацикуларни ферит. Разлика у уделу ацикуларног ферита код два испитивана челика последица је разлике у садржају угљеника и његовог утицаја на прокаљивост.

– Почетак пластичног попуштања при једноосном затезању на  $-196^{\circ}\text{C}$  обележен је постепеним прелазом из области еластичне у област пластичне деформације. Постепено попуштање резултат је повећане густине дислокација, карактеристичне за беинит и ацикуларни ферит. Челик TiV22 има већу границу течења, 896 Мра, у односу на челик V19, код којег износи 775 МПа, што је у складу разликом у садржају угљеника.

– Деформациона крива челика V19 показује већу брзину деформационог ојачавања, у односу на челик TiV22. Истовремено укупно издужење челика V19 је знатно мање од издужења челика TiV22. Брзина деформационог ојачавања резултат је отежаног процеса попречног клизања на ниским температурама. Овај ефекат је више изражен код финоламарне структуре перлита, па челик са већим уделом перлита, V19, показује и већу брзину деформационог ојачавања. Разлика у укупном издужењу такође је последица различитог удела перлита, у којем цементитине ламеле представљају преферентна места нуклеације прскотина, које се релативно лако шире кроз крупне перлитне нодуле.

– Повећање граница течења на  $-196^{\circ}\text{C}$  у односу на  $25^{\circ}\text{C}$  за два испитивана челика је непропорционално (повећање  $R_{p0,2}$  код TiV22 је 62%, у односу на 47% код V19). Овакво понашање није у складу са претпостављеним утицајем честица V(C,N) на чврстоћу. Обзиром да оба челика садрже практичну једнаку количину ванадијума и азота, примећена диспропорција чврстоће не може се објаснити утицајем кохерентних честица V(C,N) у фериту и перлиту, већ је приписана ефекту ситнозрне структуре ацикуларног ферита на ниским температурама.

– Максимална сила, номинални напон и интензификација напона испред зареза на епрувети, при савијању у четири тачке већи су код челика V19, него код TiV22. Средња вредност номиналног напона нормализованог границом течења за челик V19 износи 1,51, а за TiV22 челик 0,99. Разлика интензификације напрезања ( $\sigma_{lmax}/\sigma_0$ ) је још већа – 3,20 код V19 у односу на 2,45 код TiV22. Пластична деформација у зони непосредно испод зареза је далеко већа код узорак челика V19, где највећа главна пластична деформација достиже вредност 0,4 за разлику од неких 0,12 код узорак челика TiV22. Расподела напона и деформација последица је разлике у деформационом понашању. Интензификација напона и

величина пластичне деформације повезана је са брзином деформационог ојачавања и величином напона течења, у датим условима напонског стања.

– Насупрот мањем номиналном напону лома, критичан напон лома,  $\sigma_F^*$ , већи је код TiV22, него код V19 челика. Средња вредност критичног напона лома челика TiV22 износи 1757 МПа, што је 1,96 вредности границе течења, у односу на 1424 МПа, тј. 1,84 границе течења код челика V19. Пластична деформација на месту иницијације лома (критична пластична деформација,  $\epsilon_{pc}$ ) износи 0,34 код V19, према 0,070 код TiV22. Како су места иницијације лома веома близу подножју зареза на епрувети, а не у зони највећих напона, закључено је да је потребан услов за лом цепањем одређена вредност критичног напона лома, а довољан услов пластична деформација. Истовремено површине прве пљосни цепања приближно су једнаке код оба челика, из чега следи да и је механизам иницијације лома цепањем исти. Обзиром на структуру испитиваних челика, закључено је да је лом инициран Смитовим механизмом, ломом ламела цементита у перлиту под дејством деформације и напрезања.

– На основу вредности критичних напона лома за сваки узорак и фрактографских мерења, израчунате су вредности ефективне енергије површине,  $\gamma_{mm}$  према Грифитовој једначини. Из услова да је измерени критичан напон лома увек већи од стварне вредности напона лома цепањем, следи да је најприближнија вредност ефективне енергије површине одређена најмањом измереном вредношћу. У овом раду, та вредност је  $49 \text{ J/m}^2$ , што је у складу са резултатима ранијих истраживања за различите структуре средњеугљеничних микролегираних челика.

– Средња вредност ефективне енергије површине код челика TiV22 износи 86,7 МПа, насупрот 55,8 МПа код V19. Ова разлика приписана је утицају ситнозрне структуре ацикуларног ферита, која преовладава код челика TiV22. Овај закључак указује на могућност да, насупрот распрострањеном мишљењу, величина зрна може имати утицај на лом цепањем на веома ниским температурама.

– Микромеханизам лома цепањем код испитиваних челика састоји се од секвенци: 1) пластично деформисање изазива стварање иницијалних микропрскотина, 2) на месту достизања критичног напона, микропрскотина се шири и напредује кроз цео узорак као лом цепањем.



## 7. ЛИТЕРАТУРА

- [1] G. Krauss, *Steels: Processing, Structure, and Performance*, ASM International, 2005.
- [2] DeArdo, A. J., Garcia, C. I., Hua, M., *Microalloyed Steels for High-strength Forgings*, *Metallurgia Italiana*, 9 (2010) 5–10.
- [3] S. Zajac, T. Siwecki, W.B. Hutchinson, R. Lagneborg, *Strengthening Mechanisms in Vanadium Microalloyed Steels Intended for Long Products*, *ISIJ Int.* 38 (1998) 1130–1139.
- [4] H.K.D.H. Bhadeshia, R. Honeycombe, *Steels: Microstructure and Properties*, 3<sup>rd</sup> ed., Elsevier, 2006.
- [5] M.A. Linaza, J.L. Romero, J.M. Rodriguez-Ibabe, J.J. Urcola, *Improvement of Fracture Toughness of Forging Steels Microalloyed with Titanium by Accelerated Cooling After Hot Working*, *Scripta Metall. Mater.*, 29 (1993) 1217-1222.
- [6] D. K. Matlock, G. Krauss & J. G. Speer, *Microstructures and properties of direct-cooled microalloy forging steels*, *J. Mater. Process. Tech.*, 117 (2001) 324–328.
- [7] H.K.D.H. Bhadeshia, *Bainite in Steels: Transformations, Microstructure and Properties*, 2<sup>nd</sup> ed., IOM Communications Ltd., London, 2001.
- [8] M.A. Linaza, J.L. Romero, I. San Martín, J.M. Rodriguez-Ibabe, J.J. Urcola, *Improvement of Toughness by Stopping Brittle Process Nucleated in Ceramic Particles Through Thermomechanically Optimized Microstructures in Engineering Steels*, *Microalloyed Bar and Forging Steels*, C.J. Van Tyne, G. Krauss, D.K. Matlock, ed., TMS, Golden, Colorado, 1996, pp. 311-325.
- [9] J.F. Knott, *Micromechanisms of fracture: The role of microstructure, Reliability and Structural Integrity of Advanced Materials*, ECF9, S. Sedmak, A. Sedmak, D. Ruzic, eds., EMAS, 1992, pp. 1375-1400.
- [10] J.I. San Martin, J.M. Rodriguez-Ibabe, *Determination of Energetic Parameters Controlling Cleavage Fracture in a Ti-V Microalloyed Ferrite-Pearlite Steel*, *Scripta Mater.* 40 (1999) 459–464.
- [11] M.A. Linaza, J.L. Romero, J.M. Rodriguez-Ibabe, J.J. Urcola, *Mechanical Working and Steel Processing*, Ed. *Influence of the Microstructure on the Ductile-Brittle Behavior of Engineering Steels Containing Brittle Particles*, C.E. Slater, Iron and Steel Society, Baltimore, Maryland, 1995, pp. 483-494.

- [12] M.A. Linaza, J.L. Romero, J.M. Rodriguez-Ibabe, J.J. Urcola, Cleavage Fracture of Microalloyed Forging Steels, *Scripta Metall. Mater.*, 32 (1995) 395-400.
- [13] J.M. Rodriguez-Ibabe, The Role of Microstructure in Toughness Behaviour of Microalloyed Steels, *Mater. Sci. Forum*, 284-286 (1998) 51-62.
- [14] A. Echeverria, J.M. Rodriguez-Ibabe, The Role of Grain Size in Brittle Particle Induced Fracture of Steels, *Mater. Sci. Eng. A*, A346 (2003) 149-158.
- [15] H.I. Aaronson, W.T. Reynolds, G.J. Shiflet, G. Spanos, Bainite Viewed Three Different Ways, *Metall. Trans. A*, 21A (1990) 1343-1380.
- [16] A. Koprivica, *Struktura i osobine srednjeugljeničnih V-mikrolegiranih čelika*, Doktorska disertacija, TMF, Beograd, 1998.
- [17] W.T. Reynolds Jr., H.I. Aaronson, G. Spanos, A Summary of the Present Diffusionist Views on Bainite, *Mater. Trans. JIM*, 32 (1991) 737-746.
- [18] Dj.V. Drobnjak, *Morfologija i osobine beinita obrazovanih pri kontinuiranom hladenju*, JSM6, Vrnjačka Banja 1996, pp. 39-57.
- [19] M. Takahashi, H.K.D.H. Bhadeshia, Model for Transition from Upper to Lower Bainite, *Mat. Sci. Technol.*, 6 (1990) 592-603.
- [20] B.L. Bramfit, T.G. Speer, A Perspective on the Morphology of Bainite, *Metall. Trans. A*, 21A (1990) 817-829.
- [21] G. Krauss, S.W. Thompson, Ferritic Microstructures in Continuously Cooled Low- and Ultralow-carbon Steels, *ISIJ Int.*, 35 (1995) 937-945.
- [22] Y. Ohmori, H. Ohtani, T. Kunitake, *Trans. ISU*, 11 (1971) 250.
- [23] O. Grong, D.K. Matlock, Microstructural Development in Mild and Low-Alloy Steel Weld Metals, *Int. Met. Rev.*, 31 (1986) 27-48.
- [24] M. Imagumbai, R. Chijiwa, N. Aikawa, M. Nagumo, H. Homma, S. Matsuda, H. Mimura, *HSLA Steels: Metallurgy and Applications*, J. M. Gray, T. Ko, Z. Shouhua, W. Baorong, X. Xishan, eds., ASM International, Ohio, 1986, pp. 557-566.
- [25] K. Nishioka, H. Tamehiro, High-Strength Titanium-Oxide Bearing Line Pipe Steel for Low-Temperature Service, *Microalloyed HSLA Steels*, ASM International, 1988, pp. 597-605.
- [26] F. Ishikawa, T. Takahashi, The Formation of Intragranular Ferrite Plates in Medium-Carbon Steels for Hot-forging and Its Effect on the Toughness, *ISIJ Inter.*, 35 (1995) 28-33.
- [27] DJ. Drobnjak, A. Koprivica, *Microalloyed Bar and Forging Steels*, C.J. Van Tyne, G.

- Krauss, D.K. Matlock, eds., TMS, Golden, Colorado, 1996, pp. 93-107.
- [28] G. Thewlis, J.A. Whiteman, D.J. Senogles, Dynamics of Austenite to Ferrite Phase Transformation in Ferrous Weld Metals, *Mater. Sci. Technol.*, 13 (1997) 257–274.
- [29] H.K.D.H. Bhadeshia, A Rationalisation of Shear Transformations in Steels, *Acta Metall.*, 29 (1981) 1117-1130.
- [30] M. Strangwood, H.K.D.H. Bhadeshia, *Advances in Welding Technology and Science*, S. A. David, ed., ASM, Metals Park, Ohio, 1987, pp. 209-213.
- [31] I. Madariaga, I. Gutiérrez, Nucleation of Acicular Ferrite Enhanced by the Precipitation of CuS on MnS Particles, *Scripta Mater.*, 37 (1997) 1185–1192.
- [32] I. Madariaga, I. Gutiérrez, H.K.D.H. Bhadeshia, Acicular Ferrite Morphologies in a Medium-Carbon Microalloyed Steels *Metall. Mater. Trans. A*, 32A (2001) 2187–2197.
- [33] C. Garcia-Mateo, J. Cornide, C. Capdevila, F.G. Caballero, C.G. Andrés, Influence of V Precipitates on Acicular Ferrite Transformation Part 2 : Transformation Kinetics, *ISIJ Int.*, 48 (2008) 1276–1279.
- [34] I. Gutiérrez, Analysis of Different Acicular Ferrite Microstructures Generated in a Medium-Carbon Molybdenum Steel, *Mater. Sci. Eng. A*, 363A (2003) 316–324.
- [35] I. Madariaga, J. L. Romero, I. Gutiérrez, Upper Acicular Ferrite Formation in a Medium-Carbon Microalloyed Steel by Isothermal Transformation: Nucleation Enhancement by CuS, *Metall. Mater. Trans. A*, 29A (1998) 1003-1015.
- [36] K.M. Wu, Y. Inagawa, M. Enomoto, Three-Dimensional Morphology of Ferrite Formed in Association with Inclusions in Low-Carbon Steel, *Mater. Charact.*, 52 (2004) 121–127.
- [37] K.M. Wu, Three-Dimensional Analysis of Acicular Ferrite in a Low-Carbon Steel Containing Titanium, *Scripta Mater.*, 54 (2006) 569–574.
- [38] C.A. Dubé, H.I. Aaronson, R.F. Mehl, *Rev. Métall.*, 3 (1958) 201-210.
- [39] H.I. Aaronson, The Proeutectoid Ferrite and the Proeutectoid Cementite Reactions, in *Decomposition of Austenite by Diffusional Processes*, V.F. Zackay, H.I. Aaronson, eds., Interscience, New York, 1962, pp. 387–548.
- [40] W. Steven, A.J. Haynes, *JISI*, 183 (1956) 349-359.
- [41] B.N.P. Babu, M.S. Bhat, E.R. Parker, V.F. Zackay, *Metall. Trans. A*, 7A (1976) 17-22.
- [42] P.A. Manohar, T. Chandra, C.R. Killmore, *Continuous Cooling Transformation*

- Behaviour of Microalloyed Steels Containing Ti, Nb, Mn, Mo, *ISIJ Int.*, 36 (1996) 486–493.
- [43] E.C. Bain, H.W. Paxton, *Alloying Elements in Steel*, 2<sup>nd</sup> ed., ASM, 1961.
- [44] R.F. Mehl, W.C. Hagel, The Austenite: Pearlite Reaction, *Prog. Metal Phys.*, 6 (1956) 74-134.
- [45] K.J. Irvine, F.B. Pickering, *JISI*, 187 (1957) 292-309.
- [46] T.Gladman, *HSLA Steels: Processing, Properties and Applications*, G. Tither, Z. Shouhua, eds., TMS, 1992, pp. 3.
- [47] F.B. Pickering, *Microalloyed Vanadium Steels*, M. Korchynsky et al., eds., *Akademia Gornieczo-Hutnicza IM. S. Staczica w Krakowie*, 1990, pp. 79.
- [48] H. Osuzu et al., *SAE Congres and Expozition*, Detroit, MI, 1986.
- [49] F.A. Khalid, D.A. Gilroy, D.V. Edmonds, *Processing, Microstructure and Properties of Microalloyed and Other Modern High Strength Low Alloy Steels*, A.J. DeArdo, ed., TMS-AIME, Warrendale, Pennsylvania, 1992, pp. 67-75.
- [50] B. Garbarz, R. Kuziak, *Microalloying '95*, ISS, Warrendale, Pennsylvania, 1995, pp. 409-420.
- [51] S. Zajac, *Ferrite Grain Refinement and Precipitation Strengthening in V-Microalloyed Steels*, 43<sup>rd</sup> MWSP Conf.Proc., ISS, Vol.XXXIX, 2001, pp. 497–508.
- [52] R. Kuziak, Yi-Wen Cheng, *Processing, Microstructure and Properties of Microalloyed and Other Modern High Strength Low Alloy Steels*, A.J. DeArdo, ed., ISS, 1992, pp. 51.
- [53] J.R. Paules, *Microalloyed Vanadium Steels*, M. Korchynsky, S. Gorczyca, M. Blincharski, eds., *Akademia Gornieczo-Hutnicza IM, S. Staczica w Krakowie*, 1990, pp. 19.
- [54] F. Ishikawa, T. Takahashi, T. Ochi, *Intragranular Ferrite Nucleation in Medium-Carbon Vanadium Steels*, *Metall. Mater. Trans. A.*, 25 (1994) 929–936.
- [55] C. Capdevila, F.G. Caballero, C. Garcia-Mateo, C.G. De Andrés, *The Role of Inclusions and Austenite Grain Size on Intragranular Nucleation of Ferrite in Medium Carbon Microalloyed Steels*, *Materials Transactions JIM*. 45 (2004) 2678–2685.
- [56] R.A. Ricks, P.R. Howel, G.S. Barritte, *J. Mater. Sci.* 17 (1982) 732-740.
- [57] S.S. Babu, H.K.D.H. Bhadeshia, *Mechanism of the Transition from Bainite to Acicular Ferrite*, *Mater. Trans. JIM.*, 32 (1991) 679–688.
- [58] G. Rees, H.K.D.H. Bhadeshia, *Thermodynamics of Acicular Ferrite Nucleation*,

- Mater. Sci. Technol., 10 (1994) 353-358.
- [59] H. Adrian, A Mechanism for Effect of Vanadium on Hardenability of Medium Carbon Manganese Steel, Mater. Sci. Technol., 15 (1999) 366-378.
- [60] G. Thewlis, Mater. Sci. Technol., 10 (1994) 110.
- [61] K. He, D. V. Edmonds, Formation of Acicular Ferrite and Influence of Vanadium Alloying, Mater. Sci. Technol., 18 (2002) 289–296.
- [62] R.A. Ricks, P.R. Howell, G.S. Barritte, J. Mater. Sci., 17 (1982) 2218.
- [63] S. Liu, D.L. Olson, Weld. J., 65 (1986) 139.
- [64] Z. Zhang, R.A. Farrar, Role of Non-Metallic Inclusions in Formation of Acicular Ferrite in Low Alloy Weld Metals, Mater. Sci. Technol., 12 (1996) 237-260.
- [65] B. L. Bramfitt, The Effect of Carbide and Nitride Additions on the Heterogeneous Nucleation Behavior of Liquid Iron, Metall. Trans., 1 (1970) 1987-1995.
- [66] Ø. Grong., A.O. Kluken., H.K. Nylund, J. Hjelen, I.Anderson, SINTEF Report STF34 A92014, 1992, pp. 1.
- [67] J.M. Gregg, H.K.D.H. Bhadeshia, Solid-State Nucleation of Acicular Ferrite Minerals Added to Molten Steel, Acta Mater., 45 (1997) 739–748.
- [68] K. Nishioka, H. Tamehiro, Microalloying '88: International Symposium on Applications of HSLA Steel, ASM International, Chicago, Illinois, 1988, pp. 1-9.
- [69] E. V. Morales, J. Gallego, H.-J. Kestenbach, On coherent carbonitride precipitation in commercial microalloyed steels, Phil. Mag. Lett., 83 (2003) 79–87.
- [70] C. Garcia-Mateo, C. Capdevila, F.G. Caballero, C.G. De Andrés, Influence of V Precipitates on Acicular Ferrite Transformation Part 1: The Role of Nitrogen, ISIJ Int., 48 (2008) 1270–1275.
- [71] J. Shim, Y. Oh, J. Suh, Y.W. Cho, J. Byun, Ferrite Nucleation Potency of Non-Metallic Inclusions in Medium Carbon Steels, Acta Mater., 49 (2001) 2115–2122.
- [72] H. Adrian, Microalloying '95, ISS, Pittsburgh, Pennsylvania, 1995, pp. 285.
- [73] Y. Horii, M. Wakabayashi, S. Ohkita, M. Namura, Nippon Steel Technical Report, Nippon Steel Company, 1988, pp. 1.
- [74] T.W. Lau, M.M. Sadowsky, T.H. North, G.C. Weatherly, Welding Metallurgy of Structural Steels, J.Y. Koo, Effect of nitrogen on properties of submerged arc weld metal, Mater. Sci. Technol., 4 (1988) 52-61.
- [75] D.S. Sarma, a. V. Karasev, P.G. Jönsson, On the Role of Non-metallic Inclusions in the Nucleation of Acicular Ferrite in Steels, ISIJ Int., 49 (2009) 1063–1074.

- [76] T. Furuhashi, J. Yamaguchi, N. Sugita, G. Miyamoto, T. Maki, Nucleation of Proeutectoid Ferrite on Complex Precipitates in Austenite, *ISIJ Int.*, 43 (2003) 1630-1639.
- [77] T. Furuhashi, T. Shinyoshi, G. Miyamoto, J. Yamaguchi, N. Sugita, N. Kimura, N. Takemura, T. Maki, Multiphase Crystallography in the Nucleation of Intragranular Ferrite on MnS-V(C,N) Complex Precipitate in Austenite, *ISIJ Int.*, 43 (2003) 2028-2037.
- [78] T. Ochi, T. Takahashi, H. Takeda, *Mechanical Working and Steel Processing*, ISS, Warrendale, Pennsylvania, 1988.
- [79] K. Yamamoto, T. Hasegawa, J. Takamura, Effect of Boron on Intragranular Ferrite Formation in Ti-Oxide Bearing Steels, *ISIJ Int.*, 36 (1996) 80-86.
- [80] C.G. De Andrés, Capdevila, I. Madariaga, I. Gutiérrez, Role of Molybdenum in Acicular Ferrite Formation Under Continuous Cooling in a Medium Carbon Microalloyed Forging Steel, 45 (2001) 709–716.
- [81] C. Capdevila, J.P. Ferrer, C. García-mateo, F.G. Caballero, V. López, C.G. De Andrés, Influence of Deformation and Molybdenum Content on Acicular Ferrite Formation in Medium Carbon Steels, 46 (2006) 1093–1100.
- [82] Z. Tang, W. Stumpf, The Role of Molybdenum Additions and Prior Deformation on Acicular Ferrite Formation in Microalloyed Nb–Ti Low-Carbon Line-Pipe Steels, *Mater. Charact.*, 59 (2008) 717–728.
- [83] N. Radović, A. Koprivica, D. Glišić, A. Fadel, DJ. Drobniak, Influence of Cr, Mn and Mo on structure and properties of V microalloyed medium carbon forging steels, *MJoM*, 16 (2010) 1-9.
- [84] Hugo, Woodhead, *J. Iron Steel Inst.*, 186, 174, 1957.
- [85] T. Gladman, *Microalloyed Forging Steels – Solubility Revisited*, *Microalloyed Bar and Forging Steels*, C.J. Van Tyne, G. Krauss, D.K. Matlock, eds., TMS, Golden, Colorado, 1996, pp. 3-16.
- [86] T. Gladman, I.D. Mc Ivor, F.B. Pickering, Some Aspects of the Structure-Property Relationships in High-Carbon Ferrite-Pearlite Steels, *J. Iron Steel Inst.*, 210 (1972) 916–930.
- [87] J.G. Cabanas-Moreno, A. Sanchez-Acosta, *Strength of Metals and Alloys*, Pergamon Press, New York, 1987, pp.19.
- [88] F.B. Pickering, K.W. Burns, *Deformation and Fracture of Ferrite-Pearlite Structures*,

- J. Iron Steel Inst., 202 (1964) 899.
- [89] K.J. Irvine, The Development of High Strength Steel, J. Iron Steel Inst., 200 (1962) 820.
- [90] J.H. Woodhead, Fundamentals of Microalloying Forging Steels, G. Krauss, S.K. Banerji, eds., The Metallurgical Society, Inc., Warrendale, Pennsylvania, 1987, pp. 3.
- [91] G.R. Speich, L.C. Rice, Controlled Slow-Cooling of Low- and Medium-Carbon Steel Rod, Iron and Steelmaker, 11 (1984) 36.
- [92] Y. Sawada, R.P. Foley, S.W. Thompson, G. Krauss, 35<sup>th</sup> MWSP Conf. Proc., ISS-AIME, Warrendale, Pennsylvania, 1994, pp. 263-286.
- [93] T. Siwecki A. Sandberg, W. Roberts, R. Lagneborg, Thermomechanical Processing of Microalloyed Austenite, A.J. DeArdo, G.A. Ratz, P.J. Wray, eds., TMS-AIME, Warrendale, Pennsylvania, 1982, pp. 163-169.
- [94] J.A. Todd, P. Li, Microstructure-Mechanical Property Relationships in Isothermally Transformed Vanadium Steels, Metall. Trans. A, 17A (1986) 1191-1202.
- [95] H.R. Lin, A.A. Hendrickson, The Prediction of Precipitation Strengthening in Microalloyed Steels, Metall. Trans. A, 19A (1988) 1471-1480.
- [96] P.D. Hodgson, R.K. Gibbs, A Mathematical Model to Predict the Mechanical Properties of Hot Rolled C-Mn and Microalloyed Steels, ISIJ Int., 32 (1992) 1329-1338.
- [97] S. Zajac, R. Lagneborg, T. Siwecki, Microalloying '95, ISS, Pittsburgh, Pennsylvania, 1995, pp. 321.
- [98] S. Zajac, Precipitation of Microalloy Carbo-Nitrides Prior, During and After  $\gamma/\alpha$  Transformation, Mater. Sci. Forum, 500 (2005) 75-86.
- [99] W.C. Leslie, Physical Metallurgy of Steels, McGraw-Hill Kogakusha, Tokyo, Japan, 1982.
- [100] J.W. Christian, Strengthening Methods in Crystals, A. Kelly, R. Nicholson, Elsevier, eds. North Holland, 1971, pp. 261.
- [101] G.B. Olson, Interphase Kinematics and the Roles of Structure and Composition in Solid-State Transformations, Scripta Metall., 21 (1987) 1023-1028.
- [102] D.V. Edmonds, R.C. Cochrane, Structure-Property Relationships in Bainitic Steels, Metall. Trans. A, 21A (1990) 1527-1540.
- [103] G. Langford, M. Cohen, Am. Soc. Met., 62 (1969) 625.
- [104] G. Langford, M. Cohen, Metall. Trans., 1 (1970) 1478.

- [105] G. Langford, M. Cohen, Microstructural Analysis by High-Voltage Electron Diffraction of Severely Drawn Iron Wires, *Metall. Trans. A*, 6A (1975) 901.
- [106] J.P. Naylor, The Influence of the Lath Morphology on the Yield Stress and Transition Temperature of Martensitic-Bainitic Steels, *Metall. Trans. A*, 10A (1979) 861-873.
- [107] J. Daigne, M. Guttman, J.P. Naylor, *Mater. Sci. Eng.*, 56 (1982) 1-10.
- [108] K.J. Irvine, F.B. Pickering, *JISI*, 188 (1958) 101.
- [109] M.J. Roberts, *Metall. Trans. A*, 1A (1970) 3287.
- [110] M. Nemoto, *High Voltage Electron Microscopy*, Academic Press, New York, 1974, pp. 230-234.
- [111] H.K.D.H. Bhadeshia, D.V. Edmonds, Tempered Martensite Embrittlement: Role of Retained Austenite and Cementite, *Metal Sci.*, 13 (1979) 325-334.
- [112] B.P.J. Sandvik, H.P. Navalainen, *Metals Tech.*, 15 (1981) 213-220.
- [113] M.K. Graf, H.G. Hillenbrand, P.A. Peters, *Accelerated Cooling of Steel*, P.D. Southwick, ed., TMS-AIME, 1985, pp. 349-366.
- [114] F.B. Pickering, *Hardening Concepts with Applications to Steels*, D.V. Doane, J.S. Kirkaldy, AIME, Warrendale, 1978.
- [115] T. Gladman, F.B. Pickering, *Flow and Fracture in Polycrystalline Metals*, T.N. Baker, ed., Applied Science Publishers, London, 1983.
- [116] F.B. Pickering, *Towards Improved Toughness and Ductility*, Climax Molybdenum Co. Ltd., Kyoto, 1972, pp. 9.
- [117] T. Gladman, *Microalloyed Vanadium Steels*, M. Korchynsky et al., eds., Akademia Gorniczko-Hutnicza IM. S. Staczcica w Krakowie, 1990, pp. 171.
- [118] J.F. Held, *Fundamentals of Microalloying Forging Steels*, G. Krauss, S.K. Banerji, eds., TMS, Warrendale, Pennsylvania, 1987, pp. 175-188.
- [119] K.J. Irvine, F.B. Pickering, *JISI* 201 (1963) 518-531.
- [120] P. Bowen, J.F. Knott, Size Effects on the Microscopic Cleavage Fracture Stress,  $\sigma_F^*$ , in *Martensitic Microstructures*, *Metall. Trans A*, 17A (1986) 231-241.
- [121] R.W.K. Honeycombe, *Structure and Strength of Alloy Steels*, Climax Molybdenum Co., Ann Arbor, Michigan, 1974.
- [122] Y. Tomita, K. Okabayashi, Mechanical Properties of 0.40 pct C-Ni-Cr-Mo High Strength Steel Having a Mixed Structure of Martensite and Bainite, *Metall. Trans. A*, 16A (1985) 73-82.
- [123] H. Ohtani, F. Terasaki, T. Kunitake, *Trans. ISIJ*, 12 (1972) 118.



- [124] Y. Ohmori, H. Ohtani, T. Kunitake, *Metall. Sci.*, 8 (1974) 357.
- [125] J.P. Naylor, P.R. Krahe, *Metall. Trans.*, 5 (1974) 1699-1701.
- [126] J.F. Knott, *Advances in the Physical Metallurgy and Application of Steels*, TMS, London, UK, 1982, pp. 181–198.
- [127] D.A. Curry, J.F. Knott, *Effects of Microstructure on Cleavage Fracture Stress in Steel*, *Metal Sci.*, 12 (1978) 511–514.
- [128] D.A. Curry, J.F. Knott, *Effect of Microstructure on Cleavage Fracture Toughness of Quenched and Tempered Steels*, *Metal Sci.*, 13 (1979) 341–345.
- [129] C.J. McMahon, M. Cohen, *Initiation of Cleavage in Polycrystalline Iron*, *Acta Metall.*, 13 (1965) 591-604.
- [130] J.H. Tweed, J.F. Knott, *Micromechanisms of Failure in C–Mn Weld Metals*, *Acta Metall.*, 35 (1987) 1401–1414.
- [131] M.A. Linaza, J.M. Rodriguez-Ibabe, J.J. Urcola, *Determination Of The Energetic Parameters Controlling Cleavage Fracture Initiation In Steels*, *Fatigue and Fracture Engineering Materials Structure*. 20 (1997) 619–632.
- [132] T. Lin, A.G. Evans, R.O. Ritchie, *Stochastic Modelling of the Independent Roles of Particle Size and Grain Size in Transgranular Cleavage Fracture*, *Metall. Trans. A*, 18A (1987) 641-651.
- [133] P. Bowen, S. G. Druce, J. F. Knott, *Effects of Microstructure on Cleavage Fracture in Pressure Vessel Steel*, *Acta Metall.*, 34 (1986) 1121-1131.
- [134] D.P. Fairchild, D.G. Howden, W.A.T. Clark, *The Mechanism of Brittle Fracture in a Microalloyed Steel, Part II: Mechanistic Modeling*, *Metall. Mater. Transactions A*, 31A (2000) 653–667.
- [135] E. Smith, *Int. J. Frac. Mech.*, 4 (1968) 131-145.
- [136] G. Oates, *J. Iron Steel Inst.*, 9 (1968) 930-935.
- [137] G. Oates, *J. Iron Steel Inst.*, 3 (1969) 353-357.
- [138] T.C. Lindley, G. Oates, C.E. Richards, *Acta Metall.*, 18 (1970) 1127-1136.
- [139] P. Bowen, M.B.D. Ellis, M. Strangwood, J.F. Knott, *Fracture Control of Engineering Structures*, ECF6, EMAS, Vol.3, 1986, pp. 1751.
- [140] D.E. McRobie, J.F. Knott, *Mater. Sci. Technol.*, 1 (1985) 357.
- [141] B. Minz, A. Nassar, K. Adejolu, *Mater. Sci. Technol.*, 13 (1977) 313.
- [142] J.J. Lewandowski, A.W. Thompson, *Microstructural Effects on the Cleavage Fracture Stress of Fully Pearlitic Eutectoid Steel*, *Metall. Trans. A*, 17A (1986) 1769-1786.

- [143] A.R. Rosenfield, D.K. Sheety, ASTM STP 856, 1985, pp. 196.
- [144] T.J. Baker, F.P.L. Kavishe, J. Wilson, Mater. Sci. Technol., 2 (1986) 576.
- [145] D.P. Fairchild, D.G. Howden, W.A.T. Clark, The Mechanism of Brittle Fracture in a Microalloyed Steel, Part I: Inclusion-Induced Cleavage, Metall. Mater. Trans. A, 31A (2000) 641-652.
- [146] M.J. Balart, C.L. Davis, M. Strangwood, Observations of Cleavage Initiation at (Ti,V)(C,N) Particles of Heterogeneous Composition in Microalloyed Steels, Scripta Mater., 50 (2004) 371–375.
- [147] K. Wallin, T. Saario, K. Torronen, Fracture of Brittle Particles in a Ductile Matrix, Znt. J. Fract., 32 (1987) 201-209.
- [148] M.J. Balart, C.L. Davis, M. Strangwood, Cleavage Initiation in Ti–V–N and V–N Microalloyed Ferritic – Pearlitic Forging Steels, Mater. Sci. Eng. A, 284 (2000) 1–13.
- [149] M.J. Balart, C.L. Davis, M. Strangwood, J.F. Knott, Cleavage Initiation in Ti-V-N and V-N Microalloyed Forging Steels, Mater. Sci. Forum, 500 (2005) 729-736.
- [150] M.A. Linaza, J.L. Romero, J.M. Rodriguez-Ibabe, J.J. Urcola, Influence of the Microstructure on the Fracture Toughness and Fracture Mechanisms of Forging Steels Microalloyed with Titanium with Ferrite-Pearlite Structures, Scripta Metall. Mater., 29 (1993) 451-456.
- [151] N.J. Petch, The Influence of Grain Boundary Carbide and Grain Size on the Cleavage Strength and Impact Transition Temperature of Steel, Acta Metall., 34 (1986) 1387-1393.
- [152] B. Mintz, W.B. Morrison, D.R.C. Cochrane, Advances in the Physical Metallurgy and Applications of Steels, Metals Soc., 1981, pp. 222.
- [153] J.H. Chen, C. Yan, A comparison of toughness of C-Mn Steel with Different Grain Sizes, Metall. Trans. A, 23A (1992) 2549-2556.
- [154] J.H. Chen, G.Z. Wang, Q. Wang, Y.G. Liu, Effects of Sizes of Ferrite Grains and Carbide Particles on Toughness of Notched and Pre-cracked Specimens of Low-Alloy Steels, Int. J. Frac., 126 (2004) 223–241.
- [155] C. Yan, J.H. Chen, J. Sun, Z. Wang, Critical Assessment of the Local Cleavage Stress  $\sigma_f^*$  in Notch Specimens of C-Mn Steel, Metall. Trans. A, 24A (1993) 1381-1389.
- [156] J.R. Griffiths, D.R. Owen, An Elastic-Plastic Stress Analysis for a Notched Bar in Plane Strain Bending, J. Mech. Phys. Solids, 19 (1971) 419–431.
- [157] Dassault Systemes Simulia Corp., Abaqus Analysis User's Manual version 6.7, 2010.

- [158] D.J. Alexander, I.M. Bernstein, Metall. Trans. 20A (1989) 2321.
- [159] D. Glišić, N. Radović, A. Koprivica, A. Fadel, DJ. Drobñjak, Influence of Reheating Temperature and Vanadium Content on Transformation Behavior and Mechanical Properties of Medium Carbon Forging Steels, ISIJ Int. 50 (2010) 601-606.
- [160] A. Fadel, D. Glišić, N. Radović, DJ. Drobñjak, Influence of Cr, Mn and Mo Addition on Structure and Properties of V Microalloyed Medium Carbon Steels, J. Mater. Sci. Technol. 28 (2012) 1053-1058.
- [161] C. Capdevila, F. G. Caballero, C. Garcia de Andres, Relevant Aspects of Allotriomorphic and Idiomorphic Ferrite Transformation Kinetics, Mater. Sci. Tech. 19 (2003) 195-201.
- [162] S. Zajac, T. Siwecki, W.B. Hutchinson, R. Lagneborg, Strengthening Mechanisms in Vanadium Microalloyed Steels Intended for Long Products, ISIJ Int. 38 (1998) 1130–1139.
- [163] F.B. Pickering, HSLA Steels: Metallurgy and Applications, J. M. Gray, T. Ko, Z. Shouhua, W. Baorong, X. Xishan, eds., ASM International, Beijing, China, 1986, pp. 305.
- [164] U.F. Kocks, Laws for Work-Hardening and Low-Temperature Creep, J. Eng. Mater. T. ASME, 98 (1976) 76–85.
- [165] H. Mecking, U.F. Kocks, Kinetics of Flow and Strain-Hardening, Acta Metall. Mater. 29 (1981) 1865–1875.
- [166] DJ. Drobñjak, Fizička metalurgija fizika čvrstoće i plastičnosti 1, treće izdanje, TMF, Beograd, 1990.
- [167] D. Glišić, A. Fadel, N. Radović, Dj. Drobñjak, M. Zrilić, Deformation Behaviour of Two Continuously Cooled Vanadium Microalloyed Steels at Liquid Nitrogen Temperature, *Hemijska Industrija* (у штампи).
- [168] K.W. Burns, F.B. Pickering, Deformation and Fracture of Ferrite-Pearlite Structures, J. Iron Steel Inst., 202 (1964) 899-906.
- [169] L. Meyer, C. Strassburger, C. Schneider, HSLA Steels: Metallurgy and Applications, J. M. Gray, T. Ko, Z. Shouhua, W. Baorong, X. Xishan, eds., ASM International, Beijing, China, 1986, pp. 29–44.
- [170] H.-J. Kestenbach, S.S. Campos, E.V. Morales, Role of Interphase Precipitation in Microalloyed Hot Strip Steels, Mater. Sci. Tech. 22 (2006) 615–626.
- [171] A.J. DeArdo, M.J. Hua, K.G. Cho, C.I. Garcia, On Strength of Microalloyed Steels:

- an Interpretive Review, *Mater. Sci. Tech.* 25 (2009) 1074-1082.
- [172] H.-J. Kestenbach, J. Gallego, On Dispersion Hardening of Microalloyed Hot Strip Steels by Carbonitride Precipitation in Austenite, *Scripta Mater.* 44 (2001) 791-796.
- [173] M.D.C. Sobral, P.R. Mei, H.-J. Kestenbach, Effect of Carbonitride Particles Formed in Austenite on the Strength of Microalloyed Steels, *Mater. Sci. Eng., A367* (2004) 317-321.
- [174] Madariaga I., Gutierrez, I., Acicular Ferrite Microstructures and Mechanical Properties in a Medium Carbon Forging Steel, *Mater. Sci. Forum* 284-286 (1998) 419-426.
- [175] J.H. Chen, G.Z. Wang, Q. Wang, Change of Critical Events of Cleavage Fracture with Variation of Microscopic Features of Low-Alloy Steels, *Metall. Mater. Trans. A.*, 33A (2002) 3393–3402.
- [176] A. Ghosh, A. Ray, D. Chakrabarti, C.L. Davis, Cleavage Initiation in Steel: Competition Between Large Grains and Large Particles, *Mater. Sci. Eng. A*, 561 (2013) 126-135.
- [177] A. Echeverria, J.M. Rodriguez-Ibabe, Cleavage Micromechanisms on Microalloyed Steels. Evolution with Temperature of Some Critical Parameters, *Scripta Mater.*, 50 (2004) 307–312.
- [178] G.Z. Wang, Y. Liu, J.H. Chen, Investigation of Cleavage Fracture Initiation in Notched Specimens of a C–Mn Steel with Carbides and Inclusions, *Mater. Sci. Eng. A*, 369 (2004) 181–191.
- [179] G.T. Hahn, The Influence of Microstructure on Brittle Fracture Toughness, *Metall. Trans.*, 15A (1984) 947-959.
- [180] A. Echeverria, J.M. Rodriguez-Ibabe, Brittle Fracture Micromechanisms in Bainitic and Martensitic Microstructures in a C-Mn-B Steel, *Scripta Mater.*, 41 (1999) 131–136.

## БИОГРАФИЈА АУТОРА

Драгомир Глишић је рођен 18.01.1969. године у Скопљу. На Технолошко-металуршки факултет у Београду уписао се 1988. године као редован студент на одсеку Металургија. Дипломирао је 1996. године на Катедри за прераду метала у пластичном стању, одбранивши дипломски рад под насловом „Граничне криве обликовања легуре AlMg7“. По дипломирању ангажован је у својству истраживача-сарадника на Катедри за прераду метала у пластичном стању на Технолошко-металуршком факултету у Београду. Од октобра 1999. године је запослен на Технолошко-металуршком факултету као асистент-приправник. Магистарски рад „Дуктилност алуминијум-магнезијум легура на повишеним температурама“ одбранио је 2004. године на Технолошко-металуршком факултету. Израдом тезе руководио је Др Ендре Ромхањи, редован професор Технолошко-металуршког факултета у Београду. У звање асистента изабран је 2004. године. Учествовао је у извођењу наставе на смеру Металургија и метални материјали, односно Металуршко инжењерство, као и наставе на специјалном последипломском курсу за стране студенте на енглеском језику. Такође је ангажован и у извођењу лабораторијских вежби из предмета Општа хемија, односно Општа хемија I и II, на првој години редовних студија. Учествовао је у реализацији више научно-истраживачких пројеката и студија, које је финансирало Министарство науке Републике Србије, и у сарадњи са привредом.

Прилог 1.

## Изјава о ауторству

Потписани-а Драгомир Глишић

број индекса \_\_\_\_\_

### Изјављујем

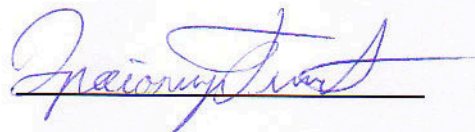
да је докторска дисертација под насловом

### СТРУКТУРА И ЛОМ У СРЕДЊЕУГЉЕНИЧНИМ МИКРОЛЕГИРАНИМ ЧЕЛИЦИМА

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

Потпис докторанда

У Београду, 24.04.2013.



\_\_\_\_\_

Прилог 2.

## Изјава о истоветности штампане и електронске верзије докторског рада

Име и презиме аутора Драгомир Глишић

Број индекса \_\_\_\_\_

Студијски програм \_\_\_\_\_

Наслов рада СТРУКТУРА И ЛОМ У СРЕДЊЕУГЉЕНИЧНИМ МИКРОЛЕГИ-  
РАНИМ ЧЕЛИЦИМА

Ментор Др Ненад Радовић

Потписани/а 

Изјављујем да је штампана верзија мог докторског рада истоветна електронској верзији коју сам предао/ла за објављивање на порталу **Дигиталног репозиторијума Универзитета у Београду**.

Дозвољавам да се објаве моји лични подаци везани за добијање академског звања 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 докторанда

У Београду, 24.04.2013.



Прилог 3.

## Изјава о коришћењу

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

### СТРУКТУРА И ЛОМ 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 Дигитални репозиторијум Универзитета у Београду могу да користе сви који поштују одредбе садржане у одабраном типу лиценце Креативне заједнице (Creative Commons) за коју сам се одлучио/ла.

1. Ауторство
2. Ауторство - некомерцијално
3. Ауторство – некомерцијално – без прераде
4. Ауторство – некомерцијално – делити под истим условима
5. Ауторство – без прераде
6. Ауторство – делити под истим условима

(Молимо да заокружите само једну од шест понуђених лиценци, кратак опис лиценци дат је на полеђини листа).

Потпис докторанда

У Београду, 24.04.2013.

