

УНИВЕРЗИТЕТ У БЕОГРАДУ
ТЕХНОЛОШКО-МЕТАЛУРШКИ ФАКУЛТЕТ

Стефан М. Дикић

**ТЕРМОМЕХАНИЧКА ПРЕРАДА И
ТРАНСФОРМАЦИОНО ПОНАШАЊЕ
МИКРОЛЕГИРАНИХ ЧЕЛИКА**

Докторска дисертација

Београд, 2022.

UNIVERSITY OF BELGRADE

Faculty of Technology and Metallurgy

Stefan M. Dikić

**THERMOMECHANICAL PROCESSING AND
TRANSFORMATION BEHAVIOR OF MICROALLOYED
STEELS**

Doctoral Dissertation

Belgrade, 2022

МЕНТОРИ:

др Драгомир Глишић, доцент

Технолошко-металуршки факултет, Универзитет у Београду

др Сања Мартиновић, научни саветник

Институт за хемију, технологију и металургију, Београд

ЧЛАНОВИ КОМИСИЈЕ

др Ненад Радовић, редовни професор

Технолошко-металуршки факултет, Универзитет у Београду

др Миљана Поповић, редовни професор

Технолошко-металуршки факултет, Универзитет у Београду

др Радица Прокић - Цветковић, редовни професор

Машински факултет, Универзитет у Београду

ДАТУМ ОДБРАНЕ ДОКТОРСКЕ ДИСЕРТАЦИЈЕ: _____

Захваљујем се свом ментору, доценту др Глишић Драгомиру на поверењу и пруженој прилици да заједничким снагама савладамо још једну препреку у току мог школовања, као и на посвећености, бројним саветима и помоћи које ми је пружао у току израде ове докторске дисертације.

Велику захвалност дугујем и професору др Радовић Ненаду на великој подршци и разумевању, као и драгоценим саветима и помоћи које ми је пружао током целокупног истраживачког рада али и израде ове докторске дисертације.

Изражавам захвалност др Мартиновић Сањи за помоћ у току израде ове дисертације.

Члановима комисије професорки др Поповић Миљани и професорки др Прокић - Цветковић Радици захваљујем се за савете и сугестије у току израде ове докторске дисертације.

Захваљујем се члановима катедре за Металуришко инжењерство Технолошко-металуришког факултета за велику подршку у току докторских студија.

Захваљујем се колегама из Института Гоша, посебно Ђурђевић Славиши, за дивну сарадњу и разумевање које су ми пружили у току израде докторске дисертације.

Захвалност изражавам сарадницима из фирме Контрол Инспект за помоћ при извођењу испитивања.

Захваљујем се др Абдулмасер Хамза Фаделу за помоћ у извођењу експерименталног дела ове тезе.

Захваљујем се Министарству просвете, науке и технолошког развоја Републике Србије, на финансијској подршци за израду ове дисертације (пројекат ОН 174004 и уговор бр. 451-03-68/2020-14/200135).

Посебну захвалност изражавам својој породици, мајки Оливери, оцу Мирославу, брату Немањи, сестри Невени, деди Душану и баби Зорки за сву љубав, разумевање, поверење и подршку коју ми увек безрезервно и несебично пружају.

ХВАЛА!

ТЕРМОМЕХАНИЧКА ПРЕРАДА И ТРАНСФОРМАЦИОНО ПОНАШАЊЕ МИКРОЛЕГИРАНИХ ЧЕЛИКА

САЖЕТАК

У раду су испитиване топловаљане шипке средњеугљеничног микролегираног челика за ковање (0,123%V, 0,011%Ti и 0,309%C) и топловаљане траке нискоугљеничног микролегираног челика (0,039%Nb, 0,015%Ti и 0,06%C).

Циљ рада је био да се испита трансформационо понашање средњеугљеничног микролегираног челика при изотермалном жарењу у опсегу температура од 350 до 600°C и утицај термомеханичког режима прераде на структуру нискоугљеничног микролегираног челика. Термомеханички режим прераде нискоугљеничног микролегираног челика је испитиван физичком симулацијом топлог ваљања помоћу уређаја за испитивање увијањем на температурама 825, 850, 875 и 950°C, са циљем да се одреди температура завршног ваљања.

Анализа микроструктуре извршена је помоћу светлосног микроскопа и скенирајућег електронског микроскопа. Механичка својства су одређена компресионим тестом. Микроструктурне промене у току теста увијањем праћене су преко анализе облика кривих деформационог ојачавања – заснованом на прорачуну прекидног омекшавања (*FS*) и на бази праћења промене површине испод криве деформационог ојачавања (*ASP*).

Са повећањем температуре изотермалне трансформације од 350°C до 450°C беинитну микроструктуру постепено замењује ацикуларни ферит, док истовремено граница течења опада. Даљи пад чврстоће, који настаје са порастом температуре до 500°C, последица је грубозрне структуре. Изнад 500°C је запажена појава незавршене трансформације и појава мартензита, који доводи до пораста чврстоће.

Деформационе криве при увијању на 950°C имају облик који указује на рекристализацију, што потврђују и вредности параметара *FS* и *ASP*. Са снижењем температуре удео рекристалисане структуре опада. На 825°C рекристализација је потпуно спречена, што одговара температури завршног ваљања.

Кључне речи:

микролегирани челици, челици за ковање, ацикуларни ферит, феномен незавршене трансформације, рекристализација, прекидно омекшавање, пластична деформација, фазне трансформације, механичка металографија, критичне температуре ваљања

Научна област:

Техничке науке

Ужа научна област:

Металургија

THERMOMECHANICAL TREATMENT AND TRANSFORMATION BEHAVIOR OF MICROALLOYED STEELS

ABSTRACT

In this work hot rolled medium carbon microalloyed steel bars (0,123%V, 0,011%Ti и 0,309%C) and hot rolled low carbon microalloyed steel plates (0,039%Nb, 0,015%Ti и 0,06%C) were investigated.

The aim of this work was to examine transformation behavior of the medium carbon microalloyed steel during isothermal heat treatment in the range from 350 to 600°C and the effect of thermomechanical regime on the structure of the low carbon microalloyed steel. Thermomechanical treatment of the low carbon microalloyed steel was investigated by physical simulation using hot torsion testing at temperatures from 825 to 950°C in order to determine critical temperature for finish rolling.

Microstructural changes during isothermal heat treatment were investigated using light microscopy and scanning electron microscopy equipped with Energy-dispersive X-ray spectroscopy. Mechanical properties were examined by uniaxial compressive testing. Microstructural changes during hot torsion test were evaluated by analysis of the stress-strain curves shape based on fractional softening (FS) calculation and by the stress-strain curves surface area changes (ASP) evaluation.

Bainite microstructure obtained at 350°C shifts to acicular ferrite at 450°C, which is followed by the yield strength decrease. Further yield strength decrease at 500°C is attributed with the structure coarsening. At 600 and 650°C, incomplete transformation led to martensite formation upon quenching and the observed increase of yield strength.

The shape of stress-strain curves obtained at 950°C indicate full recrystallization during each pass, in agreement with the obtained FS and ASP values. Fraction of recrystallized structure decreases with the decrease of temperature, and at 825°C it is completely suppressed.

Key words:

microalloyed steels, forging steels, acicular ferrite, incomplete reaction phenomena, recrystallization, fraction softening, plastic deformation, phase transformations, mechanical metallography, critical rolling temperatures

Scientific field:

Technical sciences

Scientific subfield:

Metallurgy

САДРЖАЈ

1. УВОД.....	1
2. ПРЕТХОДНА ИСТРАЖИВАЊА	3
2.1 Микролегирани челици.....	3
2.2. Фазне трансформације у средњеугљеничним челицима	9
2.2.1 Кинетика фазних трансформација у чврстом стању	9
2.2.2 Подела фазних трансформација	16
2.2.3 Разлагање аустенита	17
2.2.3.1 Настанак проеутектоидног ферита из аустенита	17
2.2.3.2 Настанак перлита из аустенита	22
2.2.3.3 Настанак беинита из аустенита	26
2.2.3.3.1 Горњи беинит	31
2.2.3.3.2 Доњи беинит	34
2.2.3.3.3 Нодуларни беинит	36
2.2.3.3.4 Стубасти беинит	37
2.2.3.3.5 Инверзни беинит.....	37
2.2.3.3.6 Перлитни беинит	38
2.2.3.4 Ацикуларни ферит.....	38
2.2.3.5 Дегенерисани Видманштетенов ферит.....	44
2.2.3.6 Мартензит.....	45
2.2.4 Фазне трансформације у микролегираним челицима при деформацији на повишеним температурама.....	51
2.2.4.1 Опорављање	51
2.2.4.2 Рекристализација	52
2.2.4.3 Таложење.....	57
2.3 Методе одређивања удела статичке рекристализације између два провлака.....	59
2.4 Термомеханичка прерада микролегираних челика	63
2.4.1 Класично контролисано ваљање (CCR)	65
2.4.2 Рекристализационо контролисано ваљање (RCR).....	66
2.4.3 Динамички-рекрстализационо контролисано ваљање (DRCR)	67
2.4.4 Ваљање у двофазној области.....	67
3. ЕКСПЕРИМЕНТАЛНИ ДЕО	68
3.1 Материјал	68
3.2 Термичка обрада средњеугљеничног микролегираног челика	69
3.2.1 Хомогенизационо жарење	69
3.2.2 Изотермално разлагање Ti/V челика	69
3.3 Термомеханичка прерада нискоугљеничног микролегираног челика	70
3.3.1 Испитивање увијањем на повишеним температурама.....	70
3.3.2 Узорак за испитивање увијањем	73
3.3.3 Параметри вишестепеног изотермалног теста увијањем.....	73

3.4 Испитивање структурно механичких својстава.....	74
3.4.1 Микроструктурна испитивања	74
3.4.2 Механичко испитивање – компресиони тест.....	75
3.4.3 Анализа кривих деформационог ојачавања	75
4. РЕЗУЛТАТИ	76
4.1 Трансформационо понашање средњеугљеничног микролегираног челика	76
4.1.1 Микроструктура.....	76
4.1.1.1 Развој микроструктуре Ti/V челика при изотермалном разлагању на 350°C	76
4.1.1.2 Развој микроструктуре Ti/V челика при изотермалном разлагању на 400°C	81
4.1.1.3 Развој микроструктуре Ti/V челика при изотермалном разлагању на 450°C	86
4.1.1.4 Развој микроструктуре Ti/V челика при изотермалном разлагању на 500°C	94
4.1.1.5 Развој микроструктуре Ti/V челика при изотермалном разлагању на 550°C	106
4.1.1.6 Развој микроструктуре Ti/V челика при изотермалном разлагању на 600°C	113
4.1.2 Трансформационо понашање средњеугљеничних микролегираних челика	119
4.1.3 Притисна чврстоћа	120
4.2 Термомеханичка прерада нискоугљеничног микролегираног челика	124
4.2.1 Криве деформационог ојачавања	124
4.2.2 Механичка металографија – методе прекидног омекшавања/Fraction Softening (FS) и параметра омекшавања рачунатог преко површина испод кривих деформационог ојачавања, Area Softening Parameter (ASP)	127
5. ДИСКУСИЈА	132
5.1 Разлагање аустенита у средњеугљеничним микролегираним челицима	132
5.1.1 Трансформационо понашање у температурном интервалу 350-400	132
5.1.2 Трансформационо понашање у температурном интервалу 450-500	133
5.1.3 Трансформационо понашање у температурном интервалу 550-600	135
5.1.4 Компресиона граница течења.....	136
5.2 Деформационо понашање нискоугљеничних микролегираних челика	138
6. ЗАКЉУЧАК	142
7. ЛИТЕРАТУРА	144

1. УВОД

Константни пораст тражње за конструкционим челицима са високим вредностима механичких својстава праћен је тежњом за смањење њихове специфичне тежине као и смањење трошкова производње. Овакви захтеви довели су до континуираног развоја нових, али и унапређивања својстава постојећих комерцијалних легура. Микролегирани челици привлаче пажњу истраживача због способности да при континуираном хлађењу остваре одличне вредности механичких својстава, приближне својствима каљених и отпуштених челика, уз избегавање комплексне обраде каљења и отпуштања. Избегавањем додатне термичке обраде каљења и отпуштања, значајно се смањују трошкови потребни за додатну термичку обраду, а производни процес се скраћује што повећава ефективност производних погона [1–4].

Под термином микролегирани челици подразумевају се челици код којих је смањење величине зрна и/или таложно ојачавање постигнуто издвајањем карбида, нитрида или карбонитрида микролегирајућих елемената попут: ниобијума (Nb), ванадијума (V) и/или титана (Ti). Садржај микролегирајућих елемената је ограничен на 0,15% у збиру [5]. Значајан пораст механичких својстава челика запажен је управо микролегирањем титаном, ванадијумом и ниобијумом, који доводе до повећања чврстоће механизмима рафинације зрна и таложног ојачавања, услед издајања нерастворних честица карбида и нитрида микролегирајућих елемената у унутрашњости зрна и по границама зрна на температурама топле прераде. Талози на бази микролегирајућих елемената могу се понашати и као места погодна за хетерогену нуклеацију продуката разлагања аустенита [6,7].

На основу садржаја угљеника микролегирани челици се деле на нискоугљеничне и средњеугљеничне микролегиране челике. Пажња истраживача који се баве микролегираним челицима је првенствено усмерена ка повећању жилавости како би се ови челици по механичким својствима што је могуће више приближили још увек недостижним каљеним и отпуштеним челицима. Истраживања усмерена на нискоугљеничне микролегиране челике се осим повећањем жилавости у великој мери баве и повећањем заварљивости челика уз задржавање механичких својстава.

Ефекат и искористивост микролегирајућих елемената у челику зависе од хемијског састава челика али и примењеног режима термомеханичке прераде. Истраживања која се баве микролегираним челицима, показала су да примењени режим термомеханичке прераде директно утиче на величину полазног аустенитног зрна, а индиректно утиче и на изглед финалне микроструктуре. Познато је да је смањење величине зрна једини механизам који истовремено доводи до пораста чврстоће и жилавости, па је у циљу повећања жилавости пажња при испитивању микролегираних челика усмерена на рафинацију микроструктуре.

Додатак ниобијума микролегираним челицима има важан утицај на спречавање рекристализације на температурама топле прераде. Утицај ниобијума на ракрстализацију се може објаснити кроз таложење ниобијум карбонитрида Nb(C,N) у аустениту у току топлог ваљања. Издвајање ситних честица талога у аустениту у току деформације у топлом стању отежава и одлаже опорављање и рекристализацију. Велики број студија је посвећен проучавању утицаја ниобијума на рекристализацију, па је утврђено да осим кроз формирање талога, ниобијум рекристализацију отежава и стварањем накупина у чврстом раствору. При хлађењу челика након завршетка топлог ваљања може доћи до издвајања још финијих талога Nb(C,N) који ефектом таложног ојачавања повећавају чврстоћу челика. Утврђено је да додатак ниобијума има највећи ефекат на спречавања рекристализације [8].

Ефекат ванадијума на својства челика се огледа у његовом афинитету ка угљенику и азоту, услед чега има тежњу да при хлађењу са температура топле прераде формира карбиде,

нитриде и/или карбонитриде у феритним зрнима који механизмом таложења доводе до пораста механичких својстава микролегираног челика [9,10]. Талози на бази ванадијума немају изражен утицај на спречавање рекристализације.

Легирање титаном за разлику од ванадијума и ниобијума не утиче значајније на механичка својства механизмом таложног ојачавања, већ се због високе температурне стабилности издваја при високим температурама и тако доводи до спречавања/отежавања кретања граница полазних аустенитних зрна на температурама хомогенизације и деформације у топлотом стању.

Механичка својства микролегираних челика у великој мери зависе и од самог процеса термомеханичке прераде, тј. од процеса ојачавања и омекшавања који се одвијају у току деформације или у току паузе између провлака.

Пораст чврстоће и жилавости средњеугљеничних микролегираних челика се не заснива искључиво на устињавању микроструктуре нити на фаворизовању таложења ванадијума у фериту, већ првенствено на способности ове групе челика да у току хлађења формира беинитну микроструктуру. Услед велике густине дислокација која карактерише беинит, континуираним хлађењем челика са температуре топле прераде се постижу високе вредности чврстоће. Упркос високој чврстоћи беинитну микроструктуру због њене морфологије коју чине снопови феритних плочица исте кристалографске оријентације карактерише изузетно ниска жилавост. Како се утицај микролегирајућих елемената на средњеугљеничне микролегиране челике за ковање не заснива искључиво на контроли величине зрна нити на ефекту таложног ојачавања, талози који настају могу имати значајан утицај на контролу фазних трансформација и даљи развој микроструктуре при хлађењу са температура ковања. Таложењем карбида, нитрида и карбонитрида ванадијума на честицама манган сулфида фаворизује интрагранулану нуклеацију ферита и настанак микроструктуре ацикуларног ферита која се састоји од великог броја штапића/плочица које су насумично оријентисане и испреплетане у простору. Оваква микроструктура због великог броја граница под великим углом омогућава значајан пораст жилавости без већег пада чврстоће [11].

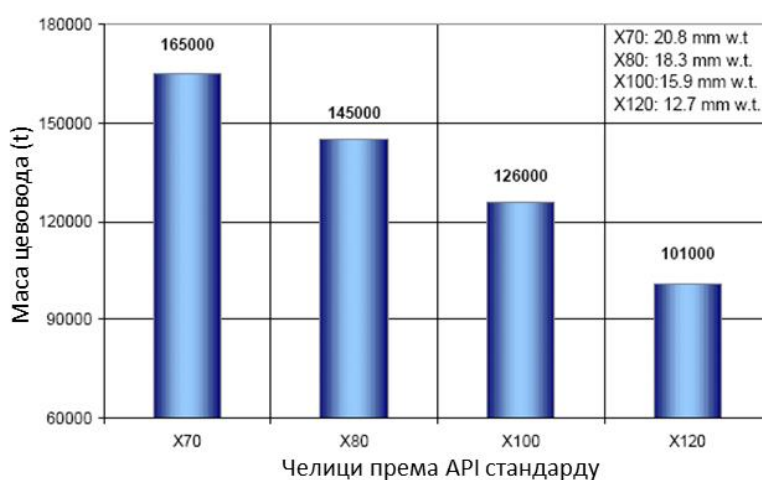
Услед утицаја параметара термомеханичке прераде на финалну микроструктуру и особине челика, велика пажња истраживача посвећена је одређивању температура предваљања и завршног ваљања, степена деформације и времена паузе између провлака. Технологије ваљања микролегираних челика са строго контролисаним параметрима најчешће се називају и технологијама контролисаног ваљања. Класично контролисано ваљање које представља најчешће примењивану технологију ваљања у топлотом стању подразумева предваљање на температурама на којима је рекристализација у паузама између провлака потпуна док се завршно ваљање одвија у температурној области у којој је рекристализација у паузама између провлака потпуно спречена [12]. Правилним одабиром хемијског састава челика, температуре ваљања и паузе између провлака остварују се услови за настанак талоба на бази ниобијума на границама зрна. На овај начин се отежава покретљивост граница зрна, а тиме и отежава/спречава одвијање рекристализације.

Циљ ове дистертације је био да се испита трансформационо понашање средњеугљеничног микролегираног челика као и утицај добијених микроконституената на механичка својства челика. Истраживања су била усмерена и на одређивање утицаја параметара термомеханичке прераде на микроструктурне промене у току паузе између провлака у топлотом ваљању са циљем да се одреди температура завршног ваљања за испитивани челик.

2. ПРЕТХОДНА ИСТРАЖИВАЊА

2.1 Микролегирани челици

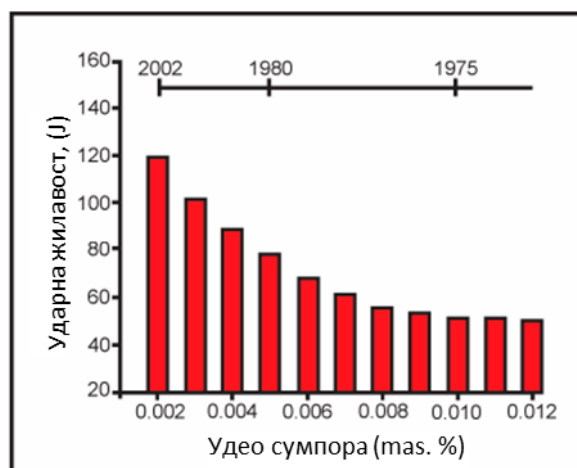
Убрзани развој индустрије створио је константну потребу за металним материјалима све већег квалитета. У првом периоду, индустрија челика је на захтеве за побољшаним механичким својствима одговарала унапређивањем механичких својстава постојећих квалитета челика применом различитих режима термичке обраде као и конвенционалним легирањем. Када су потребе индустрије постале сложеније и уместо само побољшаних механичких својстава захтевале и смањење масе конструкција (Слика 1), уштеде у производњи, повећање заварљивости челика са повишеним механичким својствима као и повећање жилавости [3,5,13-17], започет је развој нових челика, међу којима су се посебно истакли микролегирани челици. Примену су нашли у аутомобилској индустрији, петрохемији, грађевинској индустрији.



Слика 1. Смањење масе конструкције цевовода истог капацитета условљено развојем нових челика [18].

Први микролегирани челици који су развијени су у основи били претходно познати угљенични челици, чије се унапређење заснивало искључиво на додатку микролегирајућих елемената са циљем смањења масе постојећих конструкција. Даља истраживања на пољу микролегираних челика су довела до значајног напретка на пољу производње челика, који се постиже одабиром одговарајуће количине и комбинације микролегирајућих елемената али и погодног режима термомеханичке прераде. Савремени микролегирани челици су достигли вредности чврстоће сличне онима код угљеничних челика након термичке обраде каљењем и отпуштањем, при чему је технологија производње јефтинија и повећана производност због веће деформабилности. Истовремено, заварљивост микролегираних челика је значајно повећана као последица избегавања сложене термичке обраде али и боље контроле микроструктуре у зони завареног споја [3,5,13-17]. Истраживања на пољу микролегираних челика су данас усмерена на повећање жилавости [13,19-23]. Жилавост микролегираних челика се може унапредити на неколико различитих начина који се заснивају на правилном одабиру хемијског састава и режима термомеханичке прераде. Повећање жилавости у челицима остварује се на следеће начине:

- смањењем садржаја сумпора (слика 2),
- смањењем величине зрна финалне микроструктуре,
- стимулацијом формирања жељених микроконституената који доводе до повећања жилавости (ацикуларни ферит).



Слика 2. Утицај снижења удела сумпора у челицима, на повећање жилавости челика [5].

Хемијски елементи у саставу микролегираних челика могу се поделити у три групе:

1. микролегирајући елементи,
2. нечистоће,
3. супституцијски легирајући елементи.

Основни легирајући елементи микролегираних челика, не рачунајући угљеник, су ванадијум (V), ниобијум (Nb) и титан (Ti) [5,24,25] чији удели у збиру не прелазе 0,15% [5,26] и као такви спадају у групу микролегирајућих елемената. У хемијском саставу микролегираних челика се често могу наћи и елементи попут цирконијума, молибдена, али и алуминијум који се додаје са циљем да поспешу дезоксидацију, затим бор (највећи интерстицијски и најмањи супституцијски елемент), азот као интерстицијски легирајући елемент, као и низ других елемената као последица технологије производње челика, због чега спадају у нечистоће. Преглед уобичајених легирајућих елемената у микролегираним челицима, као и њихови удели и ефекти приказан је у табели 1.

Нечистоће у челику најчешће формирају неметалне укључке оксидног и сулфидног типа, који смањују жилавост челика. Повећање чистоће челика један је од главних механизма за повећање жилавости (слика 2).

Табела 1. Преглед најчешћих легирајућих елемената у микролегираним челицима [27,28].

Елемент	Масени удео, %	Утицај
C	<0,25	Ојачавање
Mn	0,5-2,0	Успорава разлагање аустенита при убрзаном хлађењу Снижава прелазну температуру Везује сумпор и гради сулфиде
Si	0,1-0,5	Дезоксиданс у челику у течном стању Деформационо ојачавање у форми супституцијског чврстог раствора
Al	<0,02	Дезоксиданс Гради нитрид који отежава раст аустенита

Nb	0,02-0,06	Јак утицај на таложно ојачавање ферита Успорава трансформацију аустенита у ферит
Ti	0-0,06	Контрола величине аустенитног зрна таложењем у форми нитрида Доводи до ојачања ферита
V	0-0,10	Таложно ојачавање ферита грађењем карбонитрида
Zr	0,002-0,05	Контрола величине аустенитног зрна Везује сумпор и гради сулфиде
N	<0,012	Са микролегирајућим елементима гради нитриде и карбонитриде
Mo	0-0,3	Стимулише беинитну трансформацију Доводи до ојачања ферита
Ni	0-0,5	Повећава ударну жилавост
Cu	0-0,55	Повећава отпорност на корозију Доводи до ојачавања ферита
Cr	0-1,25	Повећава отпорност на атмосферску корозију
B	0,0005	Стимулише беинитну трансформацију

Додатак микролегирајућих елемената може утицати на смањење величине полазног аустенитног зрна што води порасту чврстоће и жилавости, али и директно утиче на пораст чврстоће челика механизмом таложног ојачавања [13,25,29-32] при чему се издвајају карбиди, нитриди и карбонитриди на бази микролегирајућих елемената [9,28,30]. Ефекат додатка микролегирајућих елемената на својства челика зависи првенствено од хемијског састава који утиче на производ растворљивости честица талога у фериту и аустениту [1]. Због тога се микролегирани челици на основу садржаја угљеника деле на нискоугљеничне и средњеугљеничне. Детаљнија подела микролегираних челика врши се на основу врсте и садржаја микролегирајућих елемената, нпр. V; V/Nb; V/Ti као и челици легирани другим микролегирајућим елементима.

Важно својство микролегирајућих елемената је висок афинитет према угљенику и азоту [33,34] услед чега формирају карбиде, нитриде и карбонитриде (Ti, Nb, V)(C, N) који утичу на финална својства челика. Утицај талога микролегирајућих елемената приказан је у табели 2.

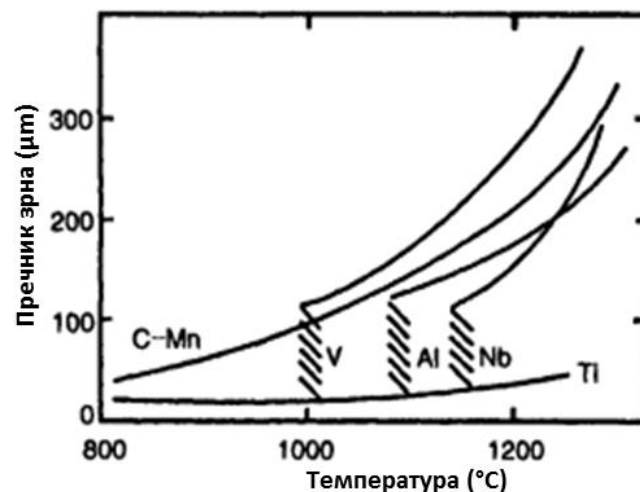
Табела 2. Талози микролегирајућих елемената и њихов ефекат [35,36].

Врста честице талога	Ефекат
Nb	Контрола трансформације аустенита при топлом ваљању
TiN	Отежавање покретљивости граница зрна и смањење величине зрна при аустенитизацији на повишеним температурама
VN, NbCN, TiC	Стварање финије и ситнозрније микроструктуре

Nb, NbCN	Повећава температуру рекристализације при топлом ваљању
VC	Повећава ефекат таложног ојачавања након нормализације
VN, VC, NbCN, TiC	Повећава ефекат таложног ојачавања након топлог ваљања

Додатак микролегирајућих елемената челицима се валоризује кроз повећање чврстоће челика кроз два механизма – смањење величине зрна и таложно ојачавање. Ефекат изазван таложењем у потпуности зависи од величине честица издвојених талога али и од њихове количине и расподеле.

Издвајање талога на бази микролегирајућих елемената (Ti,Nb,V)(C,N) на границама полазних аустенитних зрна је један од најважнијих ефеката микролегирања, јер спречава раст аустенитног зрна и доводи до уситњавања коначне микроструктуре [37], чиме истовремено доводи до пораста и чврстоће и жилавости [38,39]. Издвајање талога доводи до смањења покретљивости граница аустенитних зрна при дуготрајној изложености челика високим температурама. Најизраженији ефекат у спречавању кретања граничних површина и расту аустенитног зрна имају титан–нитрид (TiN) и ниобијум–карбонитрид (Nb(C,N)) [15,40-42]. На покретљивост граница осим излучених талога утичу и атоми који су растворени у кристалној решетки. На слици 3 приказан је утицај појединих микролегирајућих елемената на спречавање покретљивости граница полазног аустенитног зрна и може се уочити да немају сви елементи исти ефекат. Најизраженији ефекат показује титан чак и при изузетно високим температурама, због високе температурне стабилности титан–нитрида, док је ефекат ванадијума на контролу величине полазног аустенитног зрна најмањи [1]. Због израженог утицаја на спречавање раста полазног аустенитног зрна, топовалањим микролегираним челицима додаје се титан са циљем повећања заварљивости челика. У овој групи микролегираних челика титан има важан утицај на контролу величине зрна пре свега у зони утицаја топлоте завареног споја, [43-45].



Слика 3. Утицај микролегирајућих елемената на величину полазног аустенитног зрна [1].

Ефекат таложења на уситњавање зрна представља се односом величине аустенитног зрна као функције величине честица талога и њиховог удела у укупној запремини и може се приказати помоћу Смит-Зенерове једначине:

$$\frac{1}{D_c} = \frac{f_v}{a} \quad (1)$$

где су

D_c – пречник аустенитног зрна, mm

f_c – запремински удео честица, %

d – пречник честица, mm.

Повећање запреминског удела талога на бази микролегирајућих елемената ограничено је садржајем микролегирајућих елемената. Даље повећање удела микролегирајућих елемената нема смисла, јер промене у ефекту ојачавања немају економску оправданост. Како би се величина аустенитних зрна као и ниво таложног ојачавања одржали у прихватљивим границама, неопходно је обезбедити смањење величине талога при производњи микролегираних челика. Ситнији и дисперзнији талог има изражен утицај на смањење величине аустенитног зрна као и на повећање ефекта таложног ојачавања. Услови при којима долази до таложења дефинисани су производом растворљивости који је приказан једначином у општем облику:

$$\log k_s = \log[M][X] = A - \frac{B}{T} \quad (2)$$

где су

$[M]$ – садржај раствореног микроелемента, теж.%

$[X]$ – садржај компонената С и N, теж.%

A, B – константе

T – апсолутна температура, K.

Да би се разумела природа утицаја талога микролегирајућих елемената као и легирајућих елемената који су у чврстом раствору потребно је пре свега схватити физичке и термодинамичке основе кретања граница и раста зрна. Покретачка сила за пораст зрна је смањење укупне енергије система, које је узроковано смањењем укупне површине зрна. Раст зрна је у основи кретање граничних површина при чему се смањује закривљеност границе која узрокује смањење укупне граничне површине система, што води ка расту већих зрна на рачун мањих. Супституцијски растворени атоми у зони граничне површине као и честице талога у самој граници отежавају кретање граничних површина, али не могу у потпуности и да је спрече. Ефикасност талога у смањењу покретљивости граница зависи од њихове величине и расподеле, што је условило потребу за дефинисањем критичне величине талога [46], који може успешно да представља препреку за кретање граница зрна. Критични полупречник талога r_{cr} се рачуна помоћу једначине:

$$r_{cr} = \frac{6R_0f}{\pi} \left(\frac{3}{2} - \frac{2}{Z} \right)^{-1} \quad (3)$$

где су

R_0 – полупречник полазног зрна, mm

f – запремински удео честица талога, %

Z – члан који у једначину уноси утицај хетерогености величине зрна основе.

Највећу ефикасност у спречавању раста зрна имају честице најмањих димензија. Величина честица зависи од хемијског састава челика, производа растворљивости и температуре као и густине места за нуклеацију, али и од брзине раста нуклеуса. Величина честица у одређеном тренутку се може дефинисати следећом једначином:

$$r = \sqrt[3]{8V^3\gamma CDt(9kT)^{-1} + r_0^3} \quad (4)$$

где су

r – полупречник честице талога у тренутку t , mm

r_0 – полупречник полазне честице талога, mm

C – концентрација атома у чврстом раствору у зони граничне површине основе и честице талога, %

D – коефицијент дифузије атома који формира талог, у кристалној решетки основе, m^2/s

t – време протекло од почетка раста честице, s

k – Болцманова константа, J/K

T – апсолутна температура, K

γ – површинска енергија границе између талога и основе, N/m.

Као што се може видети из једначине 4, величина честице ће бити мања када су мање вредности чланова C , D и γ . Повећање кохерентности између решетке основе и решетке талога смањује вредност члана γ . Вредности члана C , који се односи на концентрацију атома који граде талог (микролегирајући елемент и интерстицијал), зависе од производа растворљивости појединих талога. У табели 3 приказане су једначине за одређивање производа растворљивости различитих система микролегирајућих елемената и интерстицијала.

Табела 3. Једначине за производ растворљивости различитих талога микролегирајућих елемената у аустениту [47].

Систем	Производ растворљивости
Nb-C	$\log[Nb][C]=3,04-7290/T$
	$\log[Nb][C]=2,9-7500/T$
	$\log[Nb][C]=3,89-8030/T$
	$\log[Nb][C]=1,18-4880/T$
	$\log[Nb][C]^{0,87}=3,4-7920/T$
	$\log[Nb][C]^{0,87}=2,81-7019.5/T$
	$\log[Nb][C]^{0,87}=3,11-7520/T$
	$\log[Nb][C]^{0,87}=3,18-7700/T$
	$\log[Nb][C]=4,37-9290/T$
	$\log[Nb][C]=3,42-7900/T$
	$\log[Nb][C]=3,7-9100/T$
	$\log[Nb][C]=2,96-7510/T$
	$\log[Nb][C]=3,31-7900/T+[Mn](1371/T-0,9)-[Mn]^2(75/T-0,0504)$
Nb-N	$\log[Nb][N]=3,79-10150/T$
	$\log[Nb][N]=4,2-10000/T$
	$\log[Nb][N]^{0,87}=2,86-7927/T$
	$\log[Nb][N]=3,7-10800/T$
	$\log[Nb][N]=2,8-8500/T$
	$\log[Nb][N]=4,04-10230/T$

	$\log[\text{Nb}][\text{N}]=4,2-10000/\text{T}$
Nb-C-N	$\log[\text{Nb}][\text{C}+12/14\text{N}]=3,97-8800/\text{T}$
	$\log[\text{N}][\text{C}+12/14\text{N}]=2,26-6770/\text{T}$
	$\log[\text{Nb}][\text{C}+\text{N}]=1,54-5860/\text{T}$
	$\log[\text{Nb}][\text{C}]^{0,24}[\text{N}]^{0,65}=4,09-10500/\text{T}$
	$\log[\text{Nb}][\text{C}]^{0,83}[\text{N}]^{0,14}=4,46-9800/\text{T}$

Савремене студије посвећене таложном ојачавању у микролегираним челицима, фокусиране су на стимулацију преципитације наночестица талога због њиховог значајног ефекта на таложно ојачавање [25], што потврђује значај контроле таложења и величине насталих талога.

Талози на бази микролегирајућих елемената у малој количини настају већ при очвршћавању па су груби и немају значајан ефекат на спречавање кретања граница и раст зрна. Талози који настају при термомеханичкој преради, поспешени деформацијом, имају значајан утицај на спречавање раста аустенитних зрна. Талози настају и при хлађењу, у току и након трансформације аустенита у ферит, при чему настају фини и дисперзни карбиди који значајно утичу на повећање чврстоће механизмом таложног ојачавања [48,49].

На основу режима термомеханичке прераде којим се прерађују, микролегирани челици се деле на две групе:

1. ваљани микролегирани челици,
2. челици за ковање.

Микролегирани челици који се прерађују ваљањем, садрже мале количине угљеника и легирају се пре свега са циљем да се створе талози микролегирајућих елемената како би се обезбедила ситнозрна микроструктура при континуираном хлађењу са температура топле прераде. Улога талога који настају у току термомеханичке прераде је и да при заваривању спрече огрубљавање микроструктуре. Ефекат таложног ојачавања је такође веома изражен код ове групе челика где се при хлађењу након термомеханичке прераде на фронту кристализације издвајају веома фини и дисперзни талози.

Микролегирани челици који се прерађују ковањем, спадају у групу средњеугљеничних микролегираних челика. Због свог сложенијег хемијског састава, при континуираном хлађењу са температура топле прераде, у микроструктури може настати низ различитих микроконституената па финална својства могу значајно варирати. Овакво својство средњеугљеничних микролегираних челика пружа велике могућности да се правилним избором врсте и количине микролегирајућих елемената као и параметара термомеханичке прераде створи микроструктура која ће обезбедити захтевана механичка својства. Улога талога микролегирајућих елемената у средњеугљеничним микролегираним челицима се не своди само на контролу величине зрна и таложно ојачавање, већ и на директну контролу формирања микроструктуре. Претходна истраживања су показала да талози микролегирајућих елемената могу стимулирати настанак ацикуларног ферита [6,9,11,14,23,50,51].

2.2. Фазне трансформације у средњеугљеничним челицима

2.2.1 Кинетика фазних трансформација у чврстом стању

Фазне трансформације подразумевају настанак једне или више нових фаза из полазне основе, при чему се новонастале фазе морају значајно разликовати од полазне фазе. Новонастала фаза се од фазе из које је настала може разликовати у једној или неколико различитих особина попут: кристална структура, хемијски састав, кристалографска оријентација, вредност површинске енергије, међуповршинске енергије као и акумулиране енергије деформације. Највећи број фазних трансформација у чврстом стању подразумева промену кристалне решетке и/или промену хемијског састава новонастале фазе у односу на полазну фазу. Овакве промене подразумевају кретање атома кроз кристалну решетку дифузионим механизмом. Највећи број фазних трансформација у чврстом стању се одвија у два ступња: нуклеација и раст насталих нуклеуса. Период нуклеације је период настанка клица, које представљају мале делове запремине који имају сва својства новонастале фазе чији је пречник већи од критичног и који су способни да расту. Нуклеација у чврстом стању може бити хомогена или хетерогена, при чему се у реалним системима најчешће одвија хетерогена. Хетерогена нуклеација се јавља на границама зрна, међуфазним границама, сплеловима дислокација, као и накупинама празнина које представљају грешке у кристалној решетки и места са повишеним енергетским стањем што олакшава савладавање енергетске баријере за настанак клица нове фазе [52]. Период нуклеације је доминантан у првој фази трансформације, након чега раст клица преузима улогу и доминира све до достизања равнотежног стања. Брзина/кинетика дифузионих трансформација у најопштијем облику представља зависност удела новонастале фазе од времена и температуре, и описује се Аврами једначином:

$$y = 1 - \exp(-kt^n) \quad (5)$$

где су

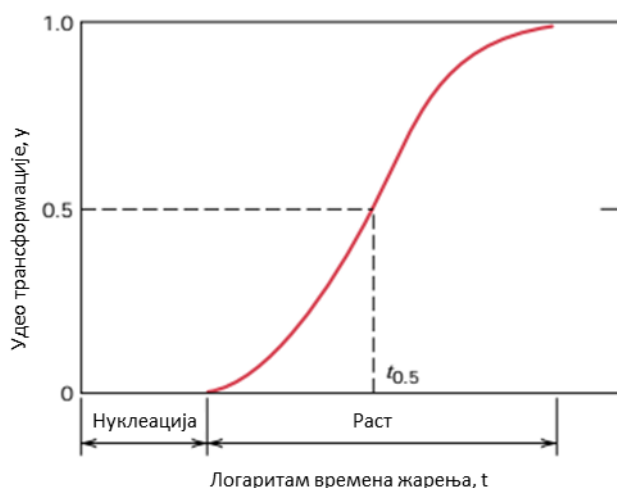
y – удео трансформације, %

t – време протекло од почетка трансформације, s

k – константа, s^{-1}

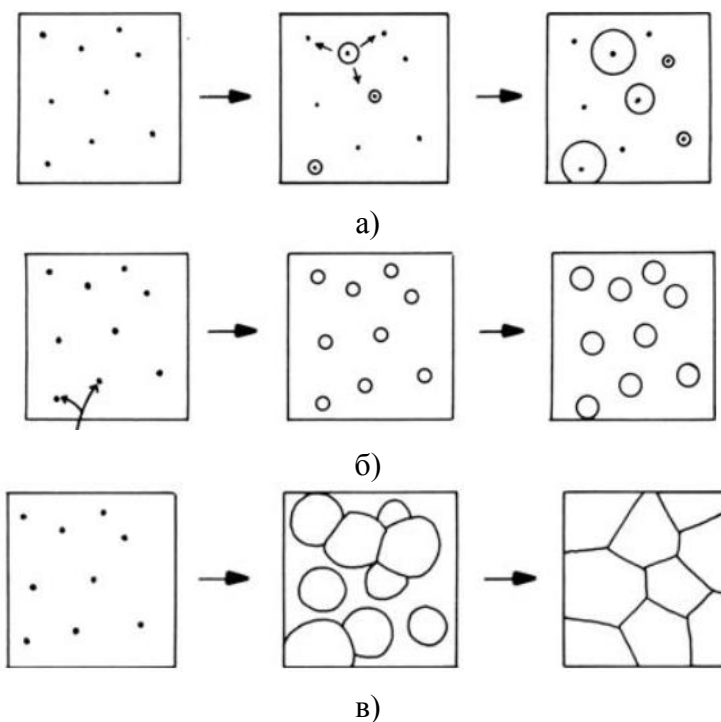
n – Аврами константа.

Вредности n и k не зависе од протеклог времена. Експерименти којима се одређује кинетика фазних трансформација се изводе држањем узорка у изотермалним условима, у различитим временским интервалима. Промена удела новонастале фазе са временом се може пратити директним методом, металографском анализом површине узорка, или индиректно, праћењем промене неке од физичких својстава челика (нпр. електропроводност, магнетичност) које су директно зависне од промене микроструктуре и удела новонастале фазе. Карактеристичне кинетичке криве (слика 4) које приказују зависност удела трансформације од времена, имају карактеристичан облик латиничног слова „S“ [52,53]. Први део кинетичке криве са малим нагибом карактерише мала брзина трансформације и одговара нуклеационом периоду, као што је обележено на слици 4, док део криве са већим нагибом карактерише већа брзина трансформације и одговара периоду раста нуклеуса. При самом крају трансформације ($y \approx 1$) брзина трансформације опада као последица смањеног простора у који зрно може расти, као последица раста и заузимања простора зрна која га окружују. Брзина трансформације у изотермалним условима се може сматрати константном и на основу података са кинетичке криве се може израчунати као реципрочна вредност времена потребног за одвијање 50% трансформације, $t_{0.5}$.



Слика 4. Крива кинетике дифузионних трансформација [52].

Иако се брзина фазних трансформација поједностављено приказује као зависност удела трансформације од времена и температуре $f(t, T)$, кинетика трансформација је заправо значајно сложенија и на њу утиче низ фактора попут: брзине нуклеације, брзине раста, густине и расподеле места за нуклеацију, преклапања дифузионих поља суседних трансформисаних зрна као и судари растућих површина суседних трансформисаних зрна. Приликом брзог хлађења узорка са температуре аустенитизације до температуре изотермалног разлагања, када је обезбеђено довољно велико потхлађење активира се велики број места погодних за нуклеацију. Нуклеација се може одвијати у току трајања трансформације константном брзином, при чему финалну микроструктуру карактерише различита расподела величине зрна (слика 5а). Нуклеација се може у потпуности завршити на почетку трансформације, при чему долази до пресићења места за нуклеацију као што је илустровано на слици 5б [53].



Слика 5. а) Константна брзина нуклеације у току фазне трансформације, б) пресићење места погодних за нуклеацију, в) ћелијска трансформација [53].

Кинетика трансформације приказане на слици 5а зависи од брзине нуклеације као и од брзине раста формираних нуклеуса, док је у случају приказаном на слици 5б кинетика

зависна од броја места за нуклеацију и брзине раста насталих нуклеуса. Примеру приказаном на слици 5в одговарају перлитна, ћелијска и масивна трансформација као и рекристализација. Код ове групе трансформација, до успоравања трансформације долази као последица судара зрна која упоредо расту у нетрансформисану основу са крајњим циљем да полазна фаза буде у потпуности замењена новом или већим бројем нових фаза [53]. У једначини 6, приказана је Џон-Мел-Аврами (Jonhson-Mehl-Avrami) [53] једначина за кинетику фазних трансформација која у прорачун директно узима брзину нуклеације. Џон-Мел-Аврами једначина представља проширени облик једначине 5:

$$f = 1 - \exp\left(-\frac{\pi}{3} \dot{N} v^3 t^4\right) \quad (6)$$

где су

f – удео трансформације, %

\dot{N} – брзина нуклеације, s^{-1}

v – брзина раста, s^{-1}

t – време, s .

Финална микроструктура микролегираних челика најчешће се добија континуираним хлађењем челика са температуре топле прераде. Процена очекиване микроструктуре након хлађења из једнофазне аустенитне области може се вршити на основу дијаграма континуираног хлађења (КХ дијаграми). Како би се разумела и детаљније објаснила кинетика фазних трансформација у микролегираним челицима, примењују се експерименти који подразумевају брзо хлађење узорака из аустенитне области до одређене температуре на којој се задржавају у одређеним временским интервалима након чега се кале у води како би се нетрансформисана микроструктура претворила у мартензит. Приликом задржавања на температури на коју су узорци охлађени, одвија се разлагање при изотермалним условима. Како би се детаљно описала кинетика трансформација, изотермално разлагање се понавља на већем броју температура и различитих времена изотермалног разлагања при чему се конструише већи број кинетичких кривих.

На слици 6 су приказане кинетичке криве настанка перлита [52], добијене при задржавању аустенита на различитим температурама изотермалног жарења. Кинетичке криве приказане на слици 6 показују зависност времена почетка и краја трансформације као и брзине трансформације, од температуре на којој се трансформација одвија што је у складу са дифузионим механизмом описиваних промена. Како брзина трансформације јасно зависи од температуре, брзина дифузионих трансформација се може израчунати једначином:

$$r = A e^{-Q/RT} \quad (7)$$

где су

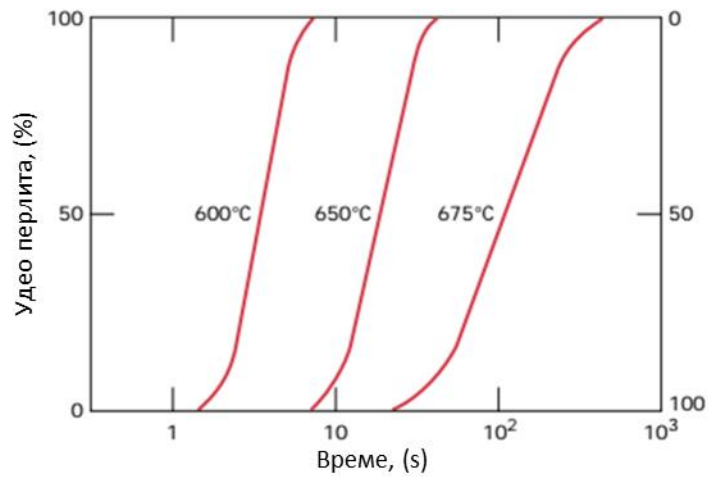
A – константа независна од температуре,

Q – активациона енергија за трансформацију, kJ/mol

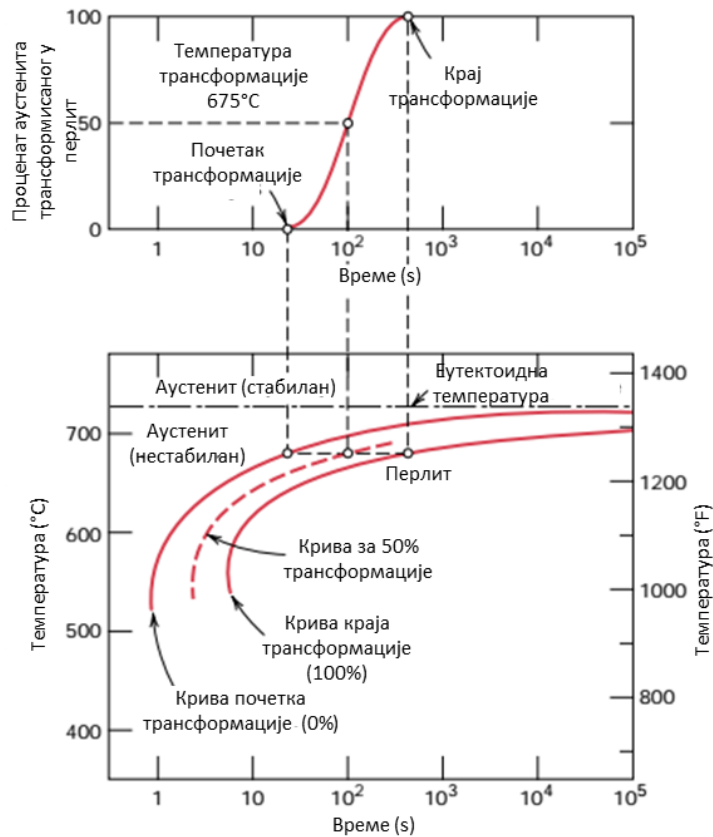
R – гасна константа, $J \cdot mol^{-1} \cdot K^{-1}$

T – апсолутна температура, K .

Како би се сумарно приказала трансформација на различитим температурама, са кинетичких кривих скидају се подаци за почетак (1%) и крај (99%) трансформације као што је приказано на слици 7. Добијени дијаграм назива се дијаграмом изотермалног разлагања (ИР дијаграм).



Слика 6. Кинетичке криве настанка перлита, добијене при изотермалном разлагању аустенита на различитим температурама [52].



Слика 7. Конструкција ИР дијаграма на основу кинетичких кривих [52].

Као што се може видети са слике 7, ИР дијаграми се састоје од две „це“ криве, од којих прва (најближа вертикалној оси) представља почетак трансформације, док крајња десна крива представља крај трансформације. Криве које представљају уделе трансформација између 1 и 100% се најчешће не уцртавају. Развој структуре при изотермалној трансформацији аустенита илустрован је на слици 8.



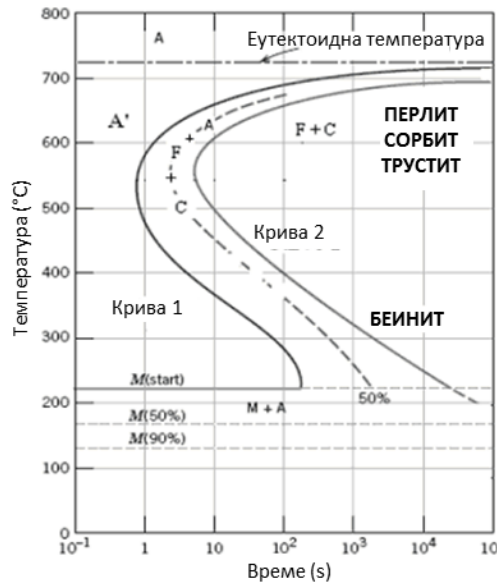
Слика 8. ИР дијаграм еутектоидног челика са примером развоја микроструктуре при изотермалном разлагању аустенита на $\sim 600^{\circ}\text{C}$ [52].

Дијаграми изотермалног разлагања састоје се од „це“ кривих које одговарају чисто дифузионим трансформацијама (настанак ферита и перлита), као и „це“ кривих које се односе на настанак микроконституената комбинованим механизмом (дифузионим и смицајним механизмом), као и хоризонталних линија која представљају температуре почетка и краја мартензитне трансформације (M_s/M_f) [54,55]. Код угљеничних челика еутектоидног састава „це“ криве за дифузионе и беинитну трансформацију се преклапају и формирају јединствени „нос криве“ (слика 9), који дели области чисто дифузионих и трансформација у којима учествује и смицајни механизам, у потпуности или делимично. На слици 9, област чисто дифузионих трансформација налази се изнад „носа криве“, док се испод њега налази област беинитних трансформација и простире се све до температуре почетка мартензитне трансформације [56,57].

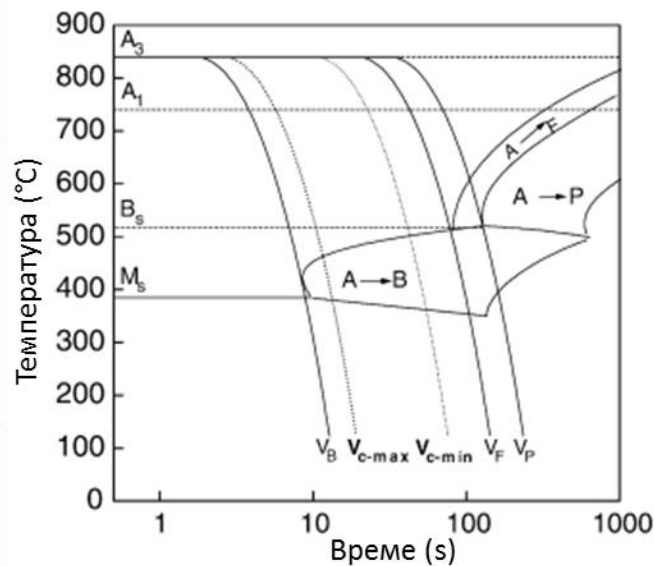
Легирајући елементи се према свом утицају на изглед Fe-Fe₃C дијаграма, тј. на основу тога да ли стабилизују ферит (α) или аустенит (γ) деле на [1,5,58]:

- α стабилишуће елементе који доводе до стабилизације ферита на рачун аустенита. Најизраженији утицај на стабилизацију ферита имају хром, молибден, титан и ванадијум.
- γ стабилишуће елементе који доводе до стабилизације и проширења аустенитног поља на рачун ферита. Манган и никл су хемијски елементи са најјачим ефектом на стабилизацију аустенита.

Додатак легирајућих елемената утиче на раздвајање „це“ кривих тако да се губи јединствени нос кривих, слика 10.

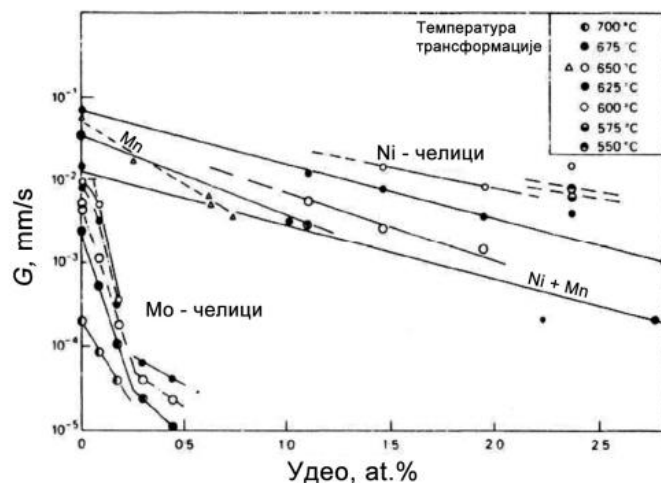


Слика 9. Дијаграм изотермалног разлагања еутектоидног челика [1].



Слика 10. Дијаграм изотермалног разлагања средњеугљеничног микролегираног челика [59].

Најизраженији утицај на раздвајање кривих има додаток γ стабилишућих елемената који стабилизацијом аустенита доводе до успоравања трансформације аустенита у ферит и цементит, па се „це“ криве за њихово издвајање померају ка дужим временима, слика 11. Додатак ових елемената значајно утиче на снижење температуре еутектоидне реакције. Елементи који стабилишу ферит, имају тежњу да из аустенита дифундују у ферит при чему се на фронту γ - α ствара концентрациони градијент. Због неопходне прерасподеле атома легирајућих елемената која је условљена дифузијом, долази до успоравања реконструктивних реакција и до њиховог одлагања ка дужим временима [60], што се одражава на изглед ИР дијаграма.



Слика 11. Утицај додатка легирајућих елемената на брзину раста перлита [61].

Код високолегираних челика, „це“ криве могу бити у потпуности раздвојене, па се између „це“ кривих за чисто дифузионе и беинитну трансформацију јавља празан простор у коме не долази до изотермалног разлагања аустенита чак ни при јако дугим временима.

2.2.2 Подела фазних трансформација

Фазне трансформације у челицима могу се одвијати дифузионим или смицајним механизмом [61], слика 12. Иако се све трансформације у челику одвијају једним од два наведена механизма, у микроструктури челика могу настати различите морфологије исте фазе, што се може видети на схеми приказаној на слици 12. Микроконституенти карактеристични за микролегиране челике су ферити различитих морфологија, перлит, беинит, мартензит и мартензитно/аустенитни микроконституент. Услови за настанак ових микроконституената зависе од хемијског састава челика, температуре трансформације, хомогености челика, величине полазног аустенитног зрна и др. [62].

Под реконструктивним трансформацијама се подразумевају дифузионе трансформације, што значи да долази до прерасподеле атома и формирања фаза измењене кристалне решетке и/или хемијског састава, док се смицајне трансформације одвијају бездифузионо, смицањем дела кристалне решетке формирајући измењену кристалну решетку хемијског састава идентичног полазној решетки [53,63]. У складу са поделом фазних трансформација према механизму којим се одвијају, граничне површине између фаза настале у периоду нуклеације се могу поделити на клизне и неклизне граничне површине. Кретање клизних граничних површина не показује значајну осетљивост на промену температуре и одвија се кретањем дислокација које за последицу има смицање решетке полазне фазе формирајући нову фазу. Неклизне граничне површине се крећу произвољним скоковима атома кроз граничну површину, при чему је кретање граничне површине у смеру супротном од смера дифузије [53,63]. Како би атом раскинуо везе у полазној фази, затим прешао у границу, а потом се уградио у новонасталу фазу, неопходна је енергија која се обезбеђује загревањем па се ове трансформације називају и термално активираним трансформацијама.

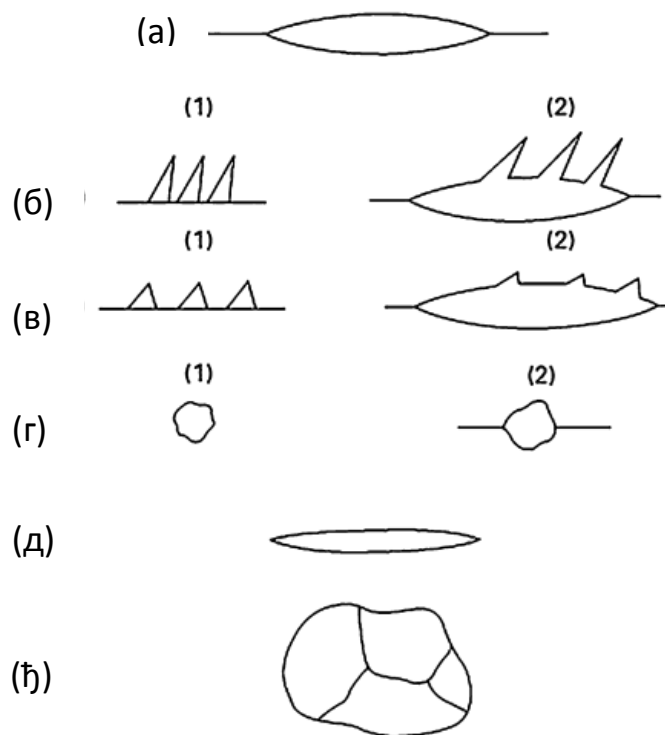


Слика 12. Подела фазних трансформација [7,14,63].

2.2.3 Разлагање аустенита

2.2.3.1 Настанак проеутектоидног ферита из аустенита

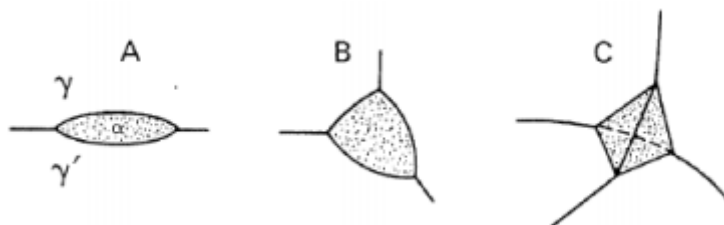
Нуклеација проеутектоидног ферита може се одвијати на границама аустенитних зрна или унутар самих зрна, док морфологија ферита може бити различита. Поделу морфологија проеутектоидног ферита направио је Дубе (Dubé) [64], слика 13.



Слика 13. Класификација проеутектоидних ферита према Дубеу: а) Гранични алотриоморфи; б) Видманштетенове бочне плочице; в) Видманштетенова тестера; г) Идиоморфи; д) Интрагрануларне Видманштетенове плочице; ђ) Масивни ферит [64-67].

На слици 13а приказан је гранични феритни алотриоморф који настаје на граници полазног аустенитног зрна и расте преферентно дуж границе аустенитних зрна.

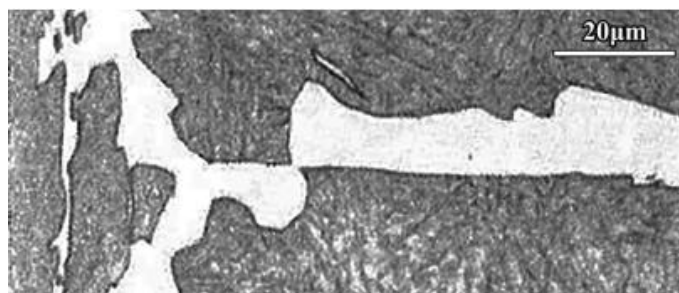
Како алотриоморфи настају на границама аустенитних зрна, они могу настати између два, три или више зрна што је приказано на слици 14.



Слика 14. Нуклеација феритних алотриоморфа [68].

Ако ферит који настаје на граници аустенитних зрна има некохерентну граничну површину са једним зрном аустенита, а са другим зрном формира границу која има већи степен кохерентности, што подразумева формирање кристалографски фацетиране границе са једне стране и закривљене границе са друге стране, ову морфологију можемо назвати смитоморфна морфологија граничног ферита [69]. Класичном морфологијом алотриоморфног ферита сматрана је морфологија која нема фацетираних граничних површина већ је закривљена према оба аустенитна зрна између којих се формира. Данас се све морфологије ферита које преферентно настају и расту дуж граница аустенитних зрна, укључујући и смитоморфну морфологију, сврставају у алотриоморфне ферите [69].

На слици 15 је приказана микрофотографија „смитоморфних граничних ферита“ са које се може уочити да феритно зрно овакве морфологије поседује једну фацетирану (кохерентну) граничну површину и другу закривљену која доминатно расте у једно од два аустенитна зрна између којих је формирана.



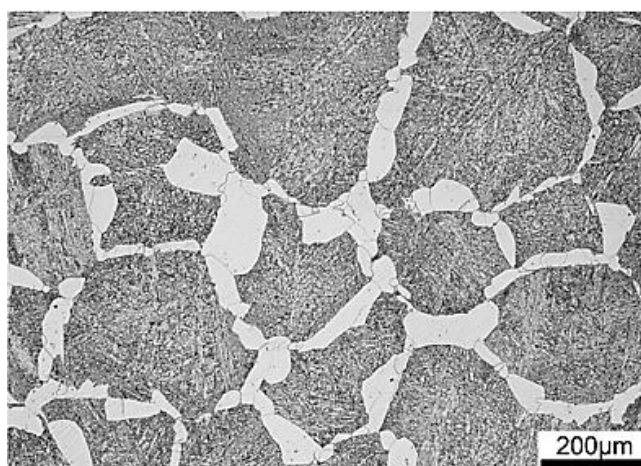
Слика 15. “Смитоморфна” морфологија граничног ферита [69].

Основа кинетике раста ферита дуж граница зрна и унутар зрна приказана је на слици 16.



Слика 16. Раст феритних зрна дуж граница и унутар зрна [53].

Брзина раста алотриоморфа дуж границе аустенитних зрна је значајно већа од брзине раста у унутрашњост зрна, па приликом раста алотриоморфи формирају феритни филм који јасно ограничава аустенитна зрна (слика 17) [70].

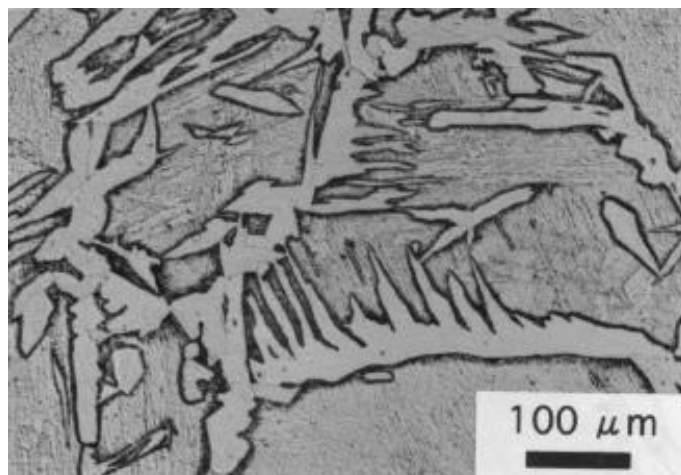


Слика 17. Филм феритних алотриоморфа по границама аустенита [71].

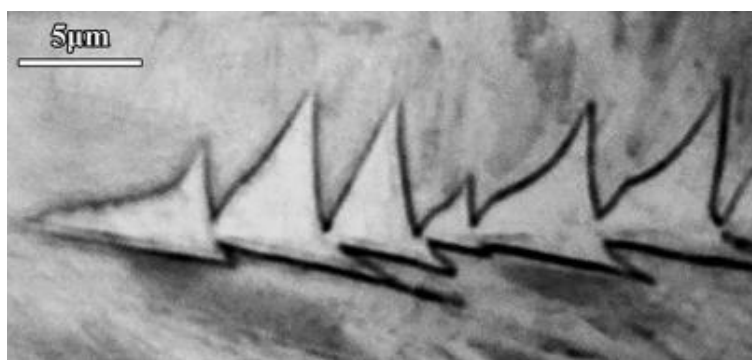
На слици 13б приказане су Видманштетенове бочне плочице које представљају плочице/иглице ферита које могу расти директно са граница аустенитног зрна или са претходног формираног ферита на граници аустенитних зрна. Када Видманштетенове бочне плочице расту директно са границе називају се примарним Видманштетеновим бочним плочицама (слици 13б-1), док секундарне плочице настају на претходно формираном фериту [56], најчешће алотриоморфу (слика 13б-2). Изглед секундарних Видманштетенових плочица приказан је на слици 18а. Видманштетенов ферит карактеришу две фацетиране површине.

Морфологија као и механизам раста Видманштетенових бочних плочица и Видманштетенове тестере (слика 13в) су готово идентични. И код Видманштетенове тестере јављају се примарни и секундарни облик аналогно Видманштетеновим бочним плочицама. Плочице Видманштетенове тестере карактерише већи угао на врху у односу на угао који карактерише плочице у морфологији Видманштетенових бочних плочица [72]. Разлика у изгледу ове две морфологије Видманштетеновог ферита се може уочити на слици 18.

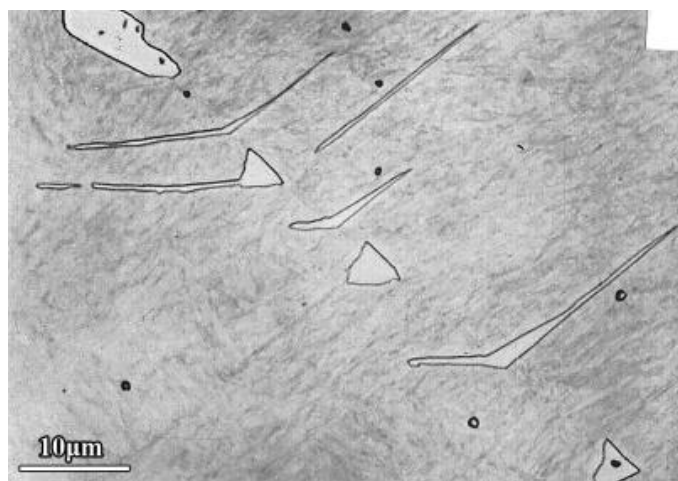
Упркос томе што Видманштетенов ферит најчешће нуклеира на границама зрна, може се јавити и у унутрашњости зрна, слика 13д.



а) Видманштетенове бочне плочице [73]



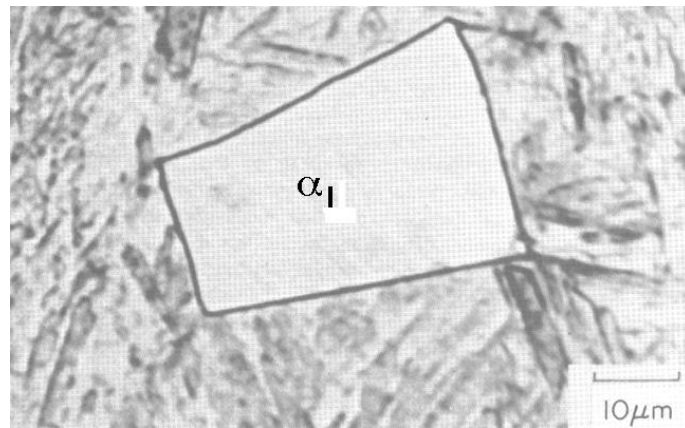
б) Видманштетенова тестера [69]



в) тестерасти и плочасти Видманштетенов ферит на једном месту [69]

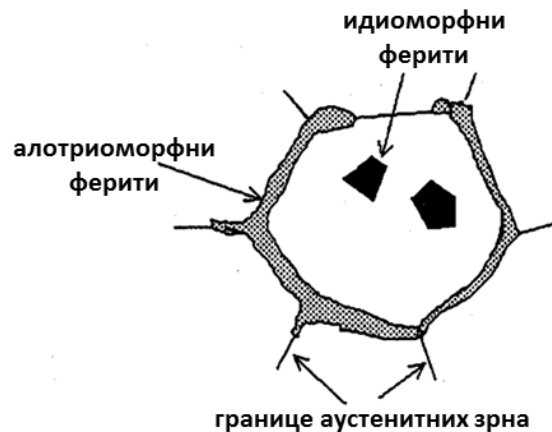
Слика 18. Разлика у углу врха плочица две различите морфологије Видманштетеновог ферита.

На слици 13г приказана је скица феритног идиоморфа који представљају зрна ферита полигоналног облика. Ферити овакве морфологије могу настати унутар зрна слика 13г-1, док се ређе могу формирати и на граници аустенитних зрна, слика 13г-2. Идиоморфи ферита нуклеирају на укључцима и карактерише их еквиаксијални раст (слика 19).



Слика 19. Интрагрануларно нуклеирани идиоморф у делимично трансформисаном узорку који је након одређеног времена трансформације закаљен [11].

Настанак и раст идиоморфа и алотриоморфа су компетитивни (слика 20), што значи да ће у микроструктури доминирати морфологија која има више слободних места за нуклеацију.



Слика 20. Алотриоморфи и идиоморфи ферита [56].

Како се нуклеација алотриоморфа одвија на границама аустенитног зрна, а нуклеација идиоморфа доминантно на укључцима унутар зрна, јасно је да повећање величине полазног аустенитног зрна стимулише нуклеацију идиоморфа (под условом да постоје места за нуклеацију). Смањење величине зрна повећава укупну међуграничну површину што доводи до пораста погодних броја места за нуклеацију алотриоморфног ферита на рачун места за нуклеацију идиоморфа [74-76].

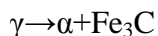
Масивни ферит (слика 13ђ) је као и алотриоморфни ферит, продукт реконструкционих трансформација [14]. Масивни ферит настаје масивном трансформацијом при нешто већим потхлађењима. Најважније својство масивног ферита је да до прерасподеле атома и измене кристалне решетке долази услед дифузије на кратка растојања што значи да при масивној трансформацији не долази до промене састава нове фазе у односу на полазну. Масивна трансформација се одвија веома брзо али се значајно разликује у односу на мартензитну трансформацију, управо по дифузионом механизму који је карактерише. Масивна трансформација се одвија произвољним скоковима атома на кратка растојања кроз некохерентну граничну површину.

Додатак легирајућих елемената може значајно утицати на то која ће се морфологија ферита створити и на којем месту. Као што је већ наведено, иако се нуклеација ферита у највећем броју случајева одвија на границама полазних аустенитних зрна, додаток карбидотворних елемената може довести до настанка честица талоба који могу послужити као преферентна

места за нуклеацију. На овај начин се нуклеација може превести са граница на унутрашњост зрна. Присуство талога микролегирајућих елемената такође може утицати на смањење величине зрна и повећање броја места за нуклеацију на граници зрна у односу на интрагрануларну нуклеацију.

2.2.3.2 Настанак перлита из аустенита

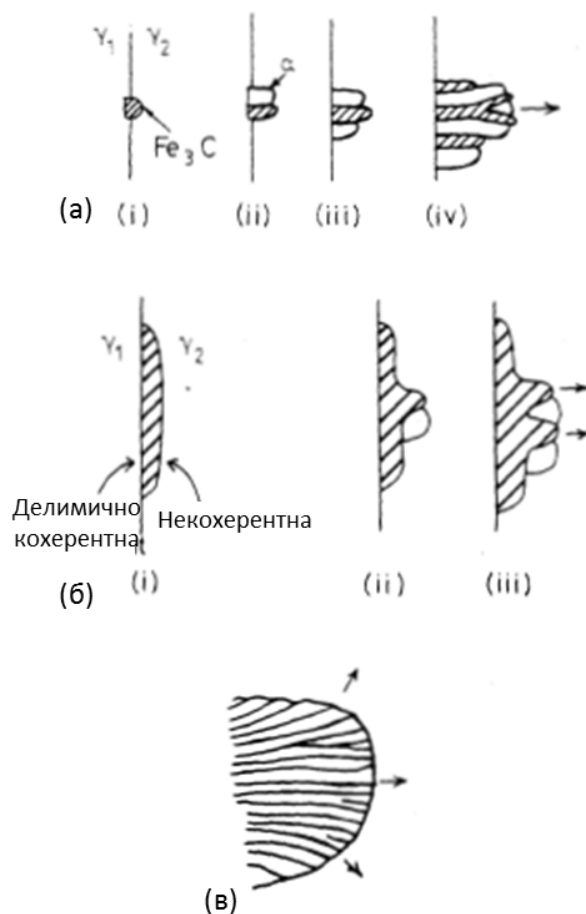
Перлит настаје еутектоидном реакцијом која се у систему железно-угљеник одвија када се у угљеничном челику аустенит састава 0,8%С охлади испод A_1 температуре. Аустенит потхлађен непосредно испод A_1 температуре постаје потхлађен у односу на формирање ферита и цементита што води појави еутектоидне реакције:



Производ еутектоидне реакције у систему Fe-Fe₃C је низ паралелних ламела цементита распоређених у основи ферита. Оваква смеша ферита и цементита назива се перлит.

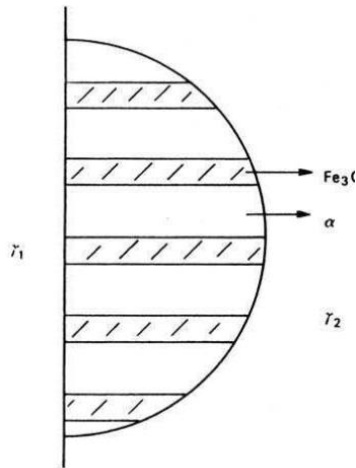
Степен потхлађења испод A_1 температуре знатно утиче на кинетику издвајања перлита. Мањи степени пресићења узрокују малу брзину нуклеације при којој настају полусферне или сферне колоније перлита, које карактерише велика брзина раста насталих перлитних колонија. При већим потхлађењима, јавља се велика брзина нуклеације која доводи до настанка великог броја перлитних колонија које споро расту. Перлитне колоније нуклеиране при већим степенима потхлађења формирају перлитни филм по границама полазних аустенитних зрна.

Нуклеација перлита се одвија на границама аустенитних зрна, а може се повезати са настанком проеутектоидног ферита или цементита (слика 21), док се код одређених челика нуклеација може одвијати и интрагрануларно на честицама укључака. Сама нуклеација може започети издвајањем прве клице ферита или цементита [14] што се потврђује постојањем континуитета решетке између ферита из перлита и проеутектоидног ферита као и у случају проеутектоидног цементита и цементита из перлита. Која ће од две фазе прва настати зависи од структуре граничне површине и хемијског састава челика [53]. Брзина нуклеације перлита расте са протоком времена трансформације [53]. Нуклеација перлитних колонија се зауставља када су сва погодна места за нуклеацију већ заузета, односно када нуклеација перлитне колоније не би за последицу имала даље снижење укупне енергије система.



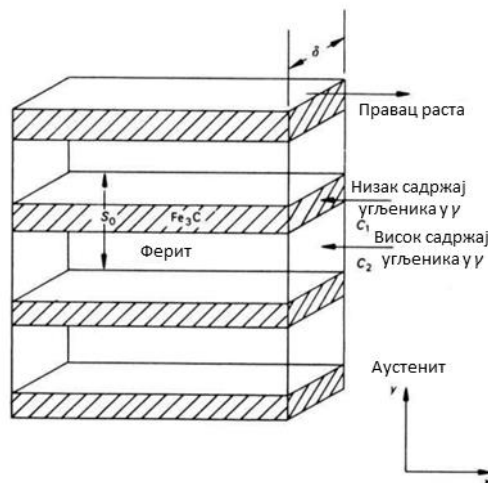
Слика 21. Настанак клица перлита и њихов раст. а) настанак перлитне колоније на граници аустенитних зрна, б) настанак перлитне колоније на проеутектоидној фази, в) каснији стадијум раста перлитне колоније [53].

Перлитне колоније формирају се бочном нуклеацијом, а расту чеоном површином што је приказано на слици 22. Када нуклеација започне издвајањем цементита, угљеник из околине нуклеуса дифундује у цементит због његовог великог афинитета према угљенику. Зона око нуклеуса постаје осиромашена угљеником и стварају се услови за нуклеацију ферита, као што је приказано на слици 21. Како је растворљивост угљеника у фериту мала, сав вишак угљеника из основе у којој је формиран нуклеус ферита бива одбачен у околни аустенит. На овај начин се поново ствара зона обогаћена угљеником која омогућава нуклеацију цементита непосредно уз претходно створену клицу ферита. Процес се понавља све док се не створи перлитна колонија која даље расте. Ако је перлитна колонија формирана на граници између два зрна аустенита, ферит и цементит са једним зрном остварују кристалографску однос док са другим зрном граде некохерентну границу, па перлитна колонија расте управо у зрно са којим гради некохерентну границу. Приликом раста перлитне колоније, ферит одбацује вишак угљеника у аустенит који се налази испред фронта трансформације/раста перлитне колоније. Цементитне ламеле које граде перлитну колонију расту захваљујући повећању концентрације угљеника на фронту трансформације које је последица одбацивања угљеника од стране ферита.

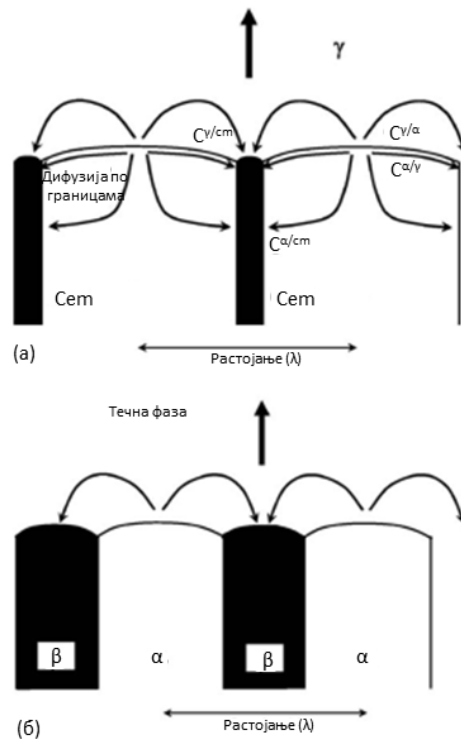


Слика 22. Приказ раста перлитне колоније [14].

На слици 23 приказана је расподела угљеника испред перлитне колоније. Прерасподела угљеника на фронту трансформације се наставља и у току раста перлитне колоније. Перлитни раст назива се и међусобно зависним растом зато што свака од фаза које чине перлит стварају услове за нуклеацију/раст. Приликом раста перлитне колоније дифузија угљеника ка цементиту се не одвија искључиво преко аустенита на фронту трансформације, већ се може одвијати и директно на граничној површини ферит/цементит што је приказано на слици 24.



Слика 23. Расподела угљеника испред фронта раста перлитне колоније [14].



Слика 24. Удвојена дифузија у перлитној колонији [77].

Међуламеларно растојање, на слици 24 означено са λ , важан је параметар за описивање перлита ако се зна да допринос перлита механичким својствима челика зависи међуламеларног растојања. Са повећањем потхлађења испод A_1 температуре смањује се међуламеларно растојање. До раста перлитне колоније долази када су задовољени термодинамички услови за смањење слободне енергије система, па се могућност раста перлитне колоније на одређеној температури изотермалног разлагања може дефинисати једначином [14]:

$$\frac{\Delta H(T_e - T)}{(T_e)\rho S_0} = 2\sigma \quad (8)$$

где су

T_e – еутектоидна температура, К

T – температура трансформације, К

ΔH – латентна топлота трансформације, $\text{kJ}\cdot\text{mol}^{-1}$

σ – енергија међуграничне површине по јединици површине, Ј

S_0 – међуламеларно растојање у перлиту, m

ρ – густина.

Када су термодинамички услови испуњени и раст перлита започне, он се одвија константном брзином дефинисаном једначином [14]:

$$G = kD_c^\gamma(\Delta T)^2 \quad (9)$$

где су

k – термодинамички члан који има константну вредност

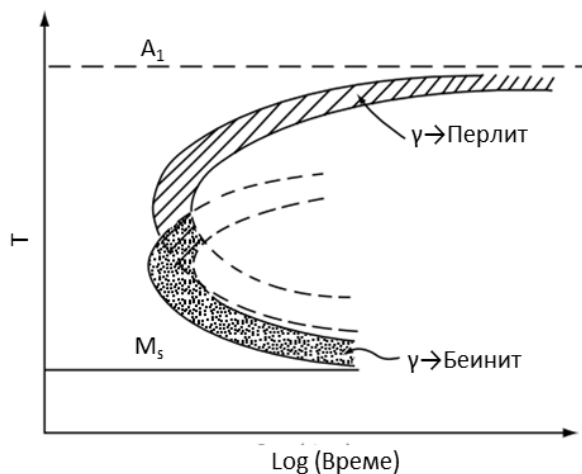
D_c^γ – брзина дифузије атома угљеника у аустениту, s^{-1}

ΔT – потхлађење испод еутектоидне температуре A_1 , К

Попут брзине раста, и међуламеларно растојање је у највећем броју случајева константно, али се може мењати као последица нагомилавања атома легирајућих елемената на врху перлитне колоније што отежава разлагање аустенита и условљава повећање међуламеларног растојања, тј. дивергенцију перлита. Утицај легирајућих елемената на успоравање и одлагање перлитне реакције приказан је на слици 11.

2.2.3.3 Настанак беинита из аустенита

При великим потхлађењима аустенита, до температура које се налазе испод носа ИР криве, а изнад температуре почетка стварања мартензита постоје услови за одвијање беинитне трансформације. У зони носа ИР криве беинитна и еутектоидна трансформација су конкурентни процеси и најчешће као производ настаје мешавина беинита и перлита. Даљим потхлађењем испод носа ИР криве доминантно се одвија беинитна реакција, па се ова температура назива и температуром почетка беинитне реакције, B_s . Конкурентно одвијање ове две трансформације последица је преклапања кривих за настанак перлита и беинита, као што је илустровано на слици 25.

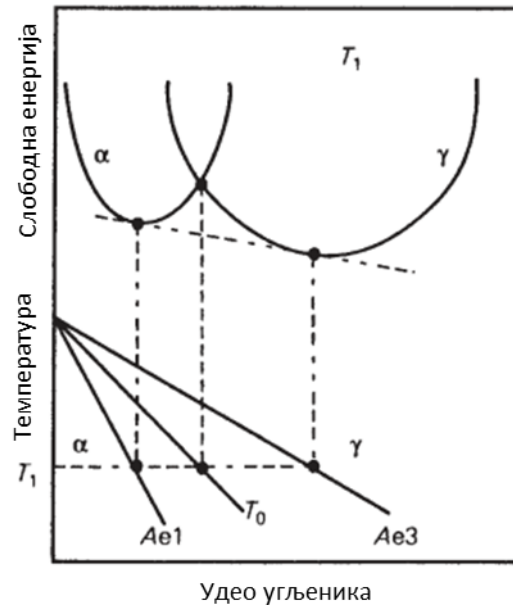


Слика 25. Изглед „це“ кривих за еутектоидну и беинитну трансформацију [53].

За разлику од перлита који настаје чисто дифузионом еутектоидном трансформацијом и међусобно зависном нуклеацијом и растом цементита и ферита, беинит настаје комбинованим механизмом у две фазе. У првој фази се услед пресићења аустенита угљеником трансформација одвија стварањем беинитног ферита смицајним механизмом у локалним зонама са нижим садржајем угљеника које настају услед флукуација у концентрацији. Иако се раст феритних плочица одвија бездифузионим механизмом, температура је довољно висока да омогући дифузију угљеника и реакцију таложења. Угљеник има тежњу да напусти пресићени ферит [78] и формира карбид на границама или унутар зрна беинитног ферита. У зависности од температуре изотермалног настанка беинита, угљеник може упоредо са растом клица беинитног ферита да дифундије из новонастале фазе, обогаћујући околни аустенит, али може бити и заробљен у новонасталој фази, чиме долази до одређеног пресићења угљеником [14].

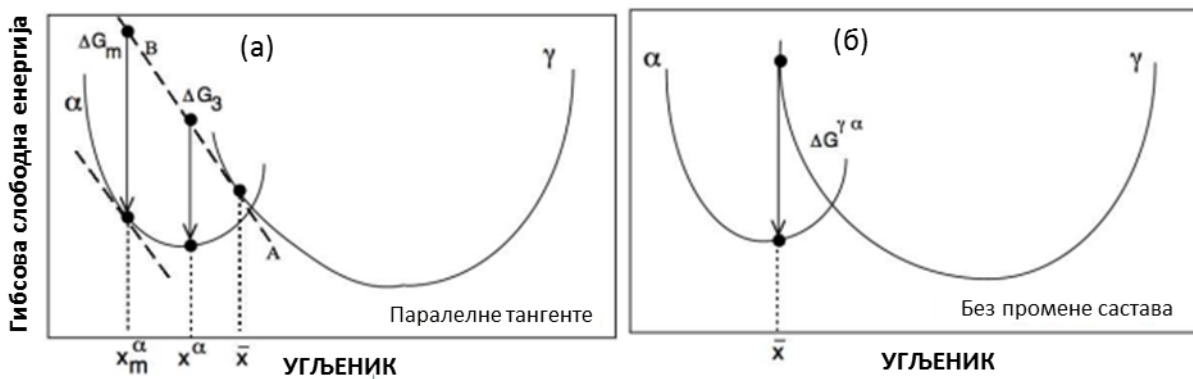
Смањење слободне енергије услед нуклеације представља покретачку силу за нуклеацију нове фазе [40,55,79]. Нуклеација беинита се одвија на готово истоветан начин као и нуклеација мартензита, што значи да су активациона енергија и покретачка сила за трансформацију готово идентичне [55]. Разлика у нуклеацији беинита и мартензита се манифестује у учешћу дифузије угљеника у основи [63,80]. Бездифузиони раст беинита се може одвијати искључиво испод температуре T_0 када слободна енергија беинита постаје нижа од слободне енергије аустенита. Температура T_0 дефинисана је дијаграмом приказаним

на слици 26. При садржају угљеника лево од положаја T_0 одвија се бездифузиони механизам трансформације (слика 26). Када је дифузија угљеника довољно брза, на врху плочице беинитног ферита се повећава концентрација угљеника у аустениту, па се достиже положај T_0 линије, што значи да ће аутокаталитичка нуклеација бити онемогућена, а беинитна трансформација заустављена. Ова појава је у литератури позната као феномен непотпуне трансформације [11,78,81].



Слика 26. Одређивање T_0 температуре на основу кривих промене слободне енергије ферита и аустенита [14].

Да би дошло до формирања беинита неопходно је да истовремено буду задовољени енергетски услови за нуклеацију али и раст насталих нуклеуса (слика 27).



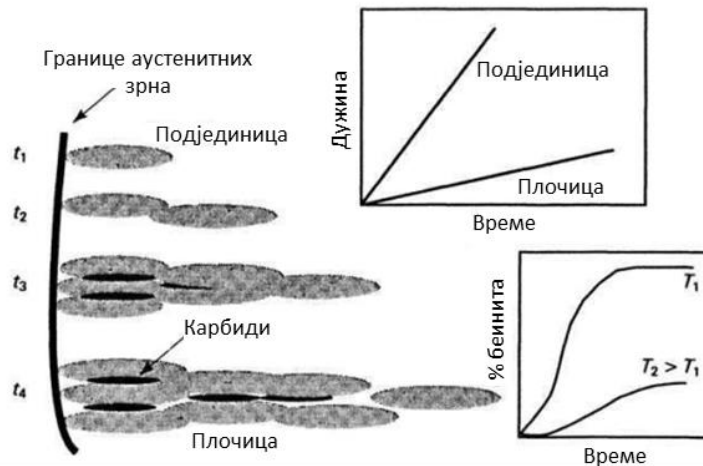
Слика 27. Дијаграм промене слободне енергије за: а) нуклеацију беинитног ферита и б) раст нуклеуса беинитног ферита из аустенитне основе састава x [56].

Како би се обезбедила довољно велика брзина нуклеације неопходно је да ΔG_m буде мање од G_N . Према дијаграму са слике 27а, ΔG_m се може добити рачунањем разлике у енергетским стањима добијеним повлачењем паралелних тангенти на криве промене слободне енергије ферита и аустенита [55,56], и представља максималну промену слободне енергије за нуклеацију метастабилних клица ферита при чему је једино могућа дифузија угљеника, док G_N представља минималну слободну енергију за нуклеацију Видманштетеновог ферита или беинита која може бити детектована. Минимална слободна енергија за нуклеацију беинита, G_N , може се израчунати на основу једначине [82]:

$$G_N = 3,637(T - 273,15) + 2540 \text{ J/mol} \quad (10)$$

где је T – апсолутна температура, К.

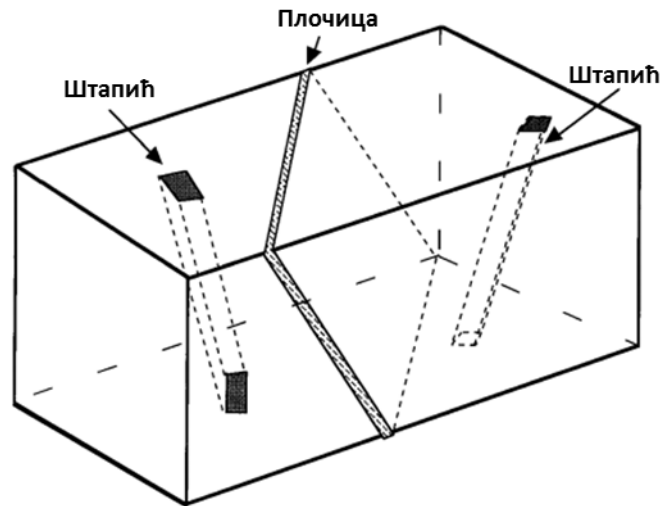
Иако беинитна трансформација и даље није потпуно објашњена и не постоји усаглашеност научника по питању свих елемената механизма и кинетике трансформације, опште је прихваћено да се нуклеација беинита одвија на границама аустенитних зрна, што се може видети на слици 28.



Слика 28. Схематски приказ стварања клица беинитног ферита на граници аустенитних зрна и њиховог раста [14].

Раст нуклеуса сличан је расту мартензитних пластица, уз изузетак дифузије угљеника. Брзина раста беинитног ферита је значајно већа од брзине дифузионих трансформација због механизма који карактерише беинитну трансформацију, а значајно је нижа од брзине раста мартензитних пластица због мањег потхлађења. За разлику од мартензитних клица које након нуклеације расту великом брзином и заустављају се тек када дођу до препреке, клице беинитног ферита имају тежњу да расту константном брзином. Раст клица беинитног ферита бива заустављен не само микроструктурним препрекама, већ може бити заустављен и деформацијом аустенита у зони врха пластице ферита. При беинитној трансформацији нуклеација се осим на границама аустенитних зрна може одвијати и аутокаталитички на врху феритне пластице чији је раст претходно заустављен. Нуклеуси настали на врху других, претходно формираних пластица, настављају да расту у истом смеру, тако стварајући карактеристичну беинитну микроструктуру коју карактерише изглед паралелних снопова ферита. Како су беинитне пластице сувише малих димензија, није могуће јасно их разазнати на светлосном микроскопу, па се беинитним пластицама најчешће сматрају низови малих пластица (подјединица) насталих нуклеацијом на претходно формираним пластицама.

Подјединице беинитног ферита, могу бити лентикуларне пластице или штапићи, као што је приказано на слици 29.



Слика 29. Тродимензиони приказ плочица и штапића беинитног ферита [11].

Плочице и штапићи беинитног ферита нису исте дебљине у читавој запремини већ су дебље у зони нуклеације у односу на врх чији је раст заустављен пластичном деформацијом аустенита.

Са слике 28 може се видети да је брзина раста малих плочица/подјединица значајно већа у односу на брзину раста снопа [14]. Брзина нуклеације може се изразити једначином:

$$I_V \propto v \exp(-G^*/RT) \quad (11)$$

где су

$v = kBT/h$ – учесталост стварања нуклеуса, s^{-1}

kB – Болцманова константа, $J \cdot K^{-1}$

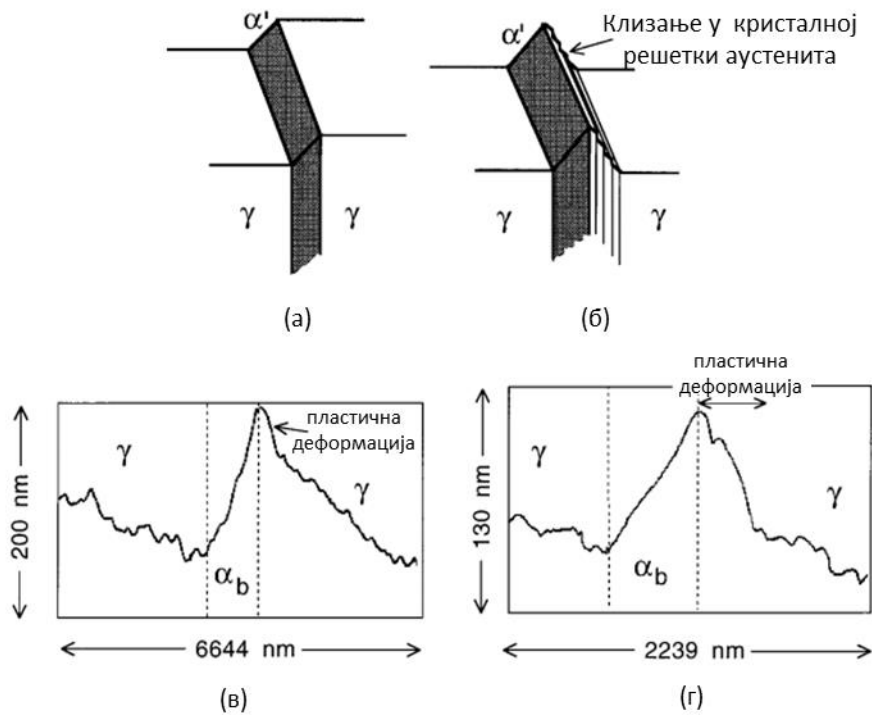
h – Планкова константа, $J \cdot s$

G^* - активациона енергија за нуклеацију, $kJ \cdot mol^{-1}$

R – универзална гасна константа, $J \cdot K^{-1} \cdot mol^{-1}$.

Финални изглед беинитне микроструктуре, осим од хемијског састава, зависи и од температуре и времена трансформације, који контролише расподелу атома угљеника.

Беинит спада у микроконституенте са великом густином дислокација, која је значајно већа у односу на густину дислокација феритних алотриоморфа који настају на приближној температури. Смицајни механизам не доводи нужно до значајног повећања густине дислокација, већ само када при трансформацији долази до пластичне деформације решетке као што је приказано на слици 30.



Слика 30. Деформација решетке изазвана смицањем [83].

Густина дислокација у беиниту расте са снижењем температуре трансформације [11,38]. Ако се за нисколегиране челике може претпоставити да густина дислокације зависи доминантно од температуре трансформације, онда се густина дислокација за све микроконституенте добијене смицајним механизмом (Видманштетнов ферит, беинит и мартензит) може израчунати следећом једначином [62]:

$$\log \rho_d = 9,28480 + \frac{6880}{T} - \frac{1780360}{T^2} \quad (12)$$

где су

ρ_d – густина дислокација, m^{-2}

T – апсолутна температура реакције, К.

Присуство дислокација у металним материјалима је један од механизма ојачавања, а утицај густине дислокација на повећање чврстоће може се приказати једначином:

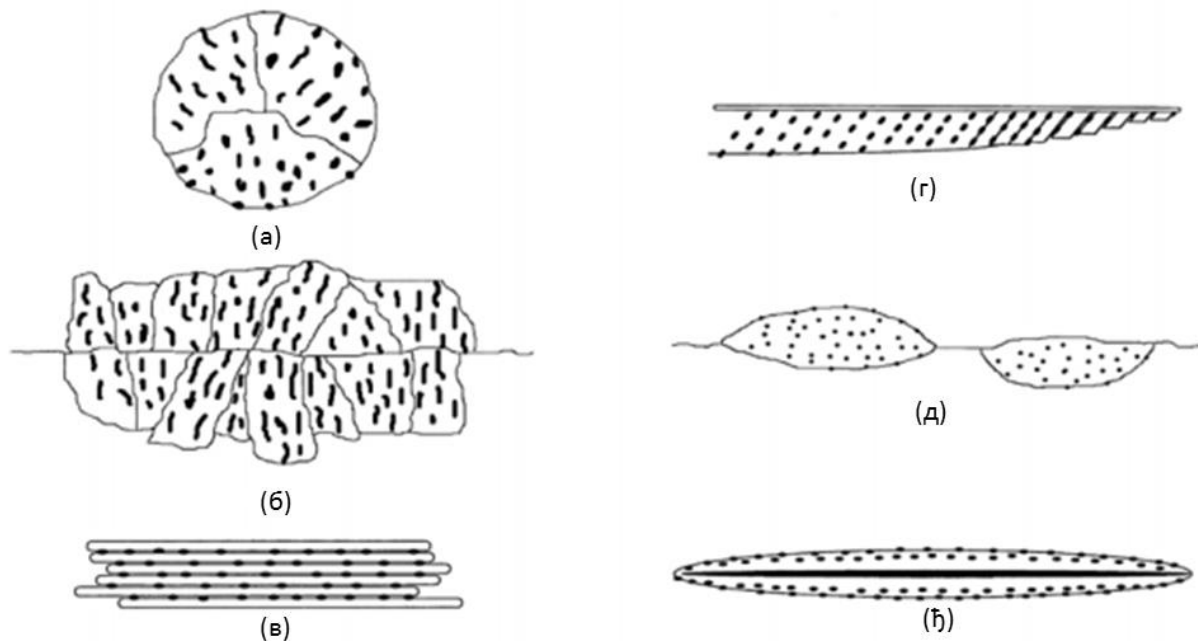
$$\sigma_d = 0,38\mu b(\rho_d)^{-0,5} = 7,34 \cdot 10^{-5}(\rho_d)^{-0,5} \quad (13)$$

где су

μ – модул смицања, Ра

b – интензитет Бургерсовог вектора.

Беинитним механизмом може настати велики број различитих морфологија. Која од морфологија беинита ће настати зависи од хемијског састава али и од потхлађења тј. температуре изотермалног разлагања као и времена трансформације. Основна разлика између беинитних морфологија и њима сличних морфологија које се не одвијају по беинитном механизму је што беинитне морфологије настају смицањем делова решетке по равнима клизања уз учешће дифузије угљеника. Класификација изотермалних морфологија беинита приказана је на слици 31.

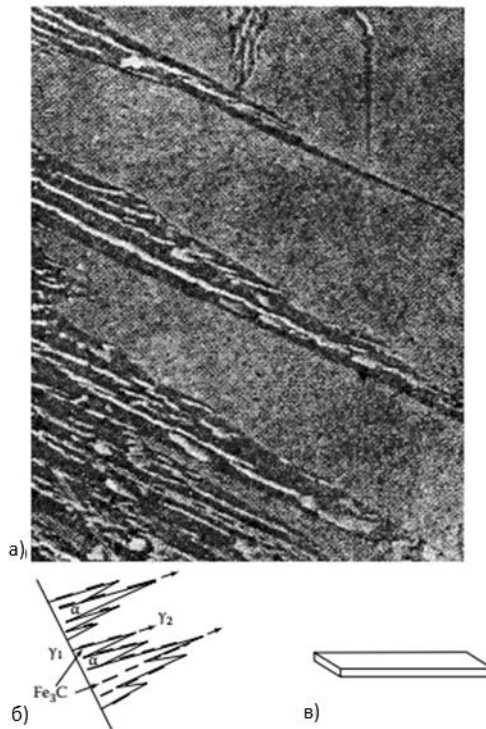


Слика 31. Схематски приказ различитих морфологија беинита: а) нодуларни беинит; б) стубасти беинит; в) снопови горњег беинита; г) доњи беинит; д) алотриоморфни беинит који настаје на границама аустенитних зрна; њ) инверзни беинит [84].

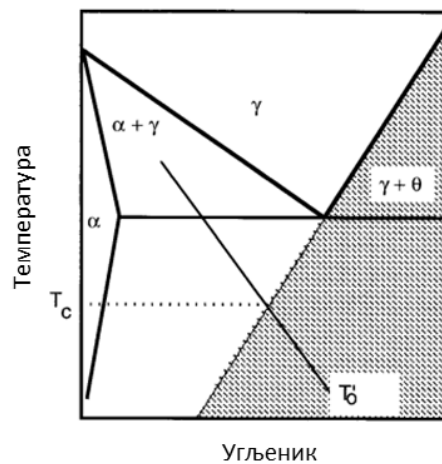
2.2.3.3.1 Горњи беинит

Беинитна морфологија позната под именом горњи беинит (слика 31в) састоји се од иглица/штапића беинитног ферита у коме нема издвојених карбида, као и карбида исталоженог из пресићеног аустенита по границама беинитног ферита. Карактеристичан изглед морфологије горњег беинита приказан је на слици 32.

Карбид који се најчешће издваја из аустенита је цементит, док у зависности од хемијског састава може доћи до настанка и других карбида попут ϵ - карбида [11,85], орторомбичних карбида [11,54], као и низа других прелазних карбида који се накнадно најчешће разлажу у цементит. До таложења цементита долази само под условом да су сви термодинамички услови задовољени, тј. при температурама нижим од температуре T_c , чије је одређивање приказано на слици 33. Температура T_c налази се на месту пресека температуре T_0 и линије добијене екстраполацијом фазне границе $\gamma/(\gamma+\theta)$. Услови за таложење су задовољени када се обезбеди стање челика које одговара ишрафираној области на слици 33.

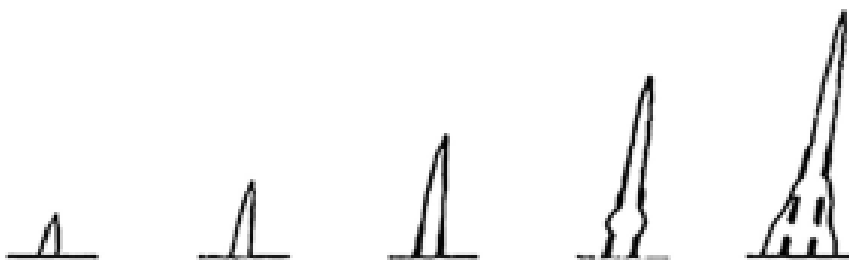


Слика 32. Горњи беинит: а) микрофотографија; б) схематски приказ гроњег беинита; в) феритна плочица [53].



Слика 33. Приказ термодинамичких услова који морају бити задовољени како би дошло до таложења цементита [11].

Када су услови за беинитну трансформацију задовољени и створи се прва количина беинитног ферита, долази до убрзане дифузије угљеника по граничној површини ферит/аустенит при чему долази до формирања цементита, што је приказано на слици 34.



Слика 34. Скица развоја горњег беинита према Хултгрелу [86].

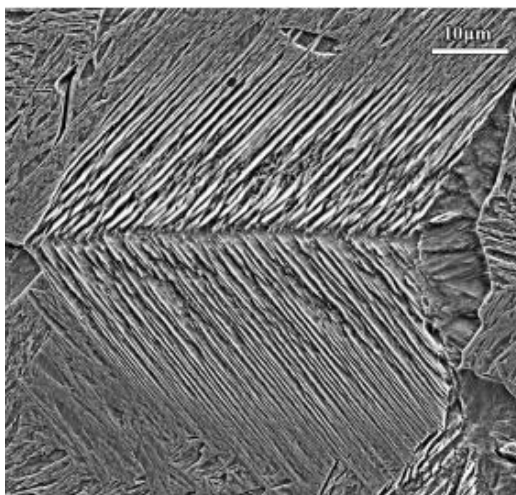
Настанком цементита, долази до стварања угљеником осиромашених зона на врху претходно створене клице ферита, што стимулише нуклеацију секундарног беинитног ферита и његовог раста смицајним механизмом чиме се наставља беинитна трансформација [87].

Приликом реакције разлагања аустенита на горњи беинит, у тренутку нуклеације беинитног ферита, настаје клица пресићеног ферита на граници аустенита [6,14,88] и аустенит неизмењеног састава као последица смицајног механизма трансформације. Упркос веома спорој дифузији супституцијских легирајућих елемената и железа, долази до брзе дифузије атома угљеника из ферита у аустенитну основу при чему ферит остаје осиромашен угљеником док се у аустениту у зони границе јавља обогаћење аустенита угљеником чиме се испуњавају термодинамички услови за таложење цементита, као што је илустровано на слици 33.

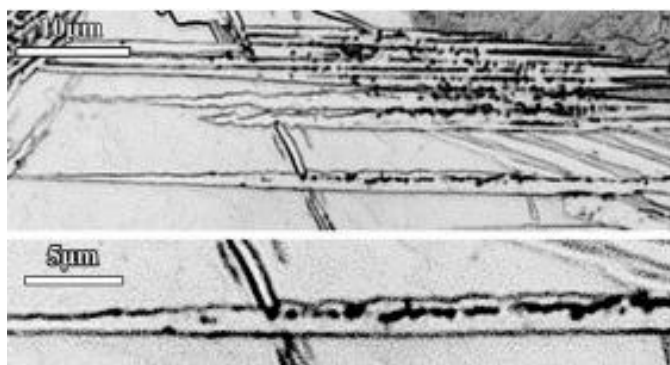
Цементит који настаје у горњем беиниту је због издвајања на границама зрна, где је енергетска баријера за нуклеацију мања, а брзина дифузије угљеника већа, изузетно груб. Такав цементит негативно утиче на жилавост челика повишене чврстоће.

Као што је већ речено, у температурном интервалу непосредно испод носа „це“ криве, настаје беинит који у великој мери подсећа на перлит и често се на оптичкој микроскопији могу помешати. И један и други микроконституент се састоје од наизменично, паралелно постављених ламела ферита и цементита, па је осим самог механизма настанка, основна разлика то што при нуклеацији беинитног ферита долази до успостављања одређене кристалографске оријентације између ферита и једног зрна аустенита. Оријентација границе ферита и аустенита у који ће беинит расти је *Kurdjumov-Sachs*, а при расту долази до формирања полукохерентне међуповршине [53]. Све феритне подјединице које чине један сноп имају исту оријентацију и паралелне су, што уз груб цементит који је такође паралелан са сноповима ферита олакшава настанак и пропацију прелина чиме значајно снижава жилавост челика. Основна разлика између горњег беинита код нискоугљеничних и средњеугљеничних челика је у количини и континуираности простирања цементита у микроструктури [56].

Карактеристичне микроструктуре горњег беинита приказане су на слици 35.



a)

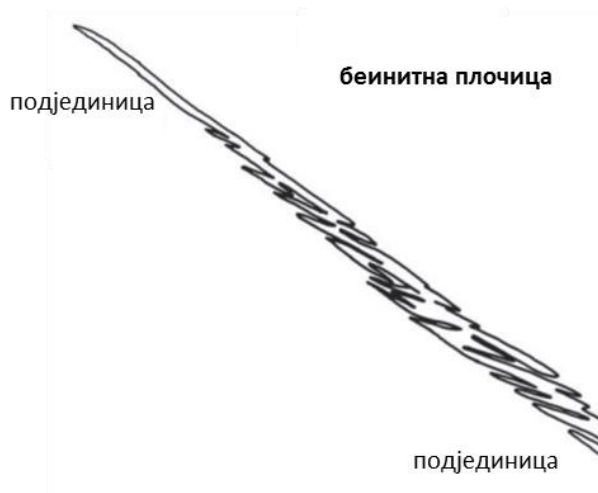


б)

Слика 35. Микроструктура горњег беинита: а) нуклеација беинитних снопова; б) таложење карбида у беинитним плочицама [69].

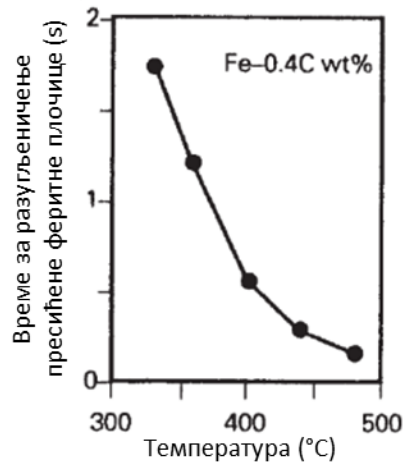
2.2.3.3.2 Доњи беинит

Доњи беинит настаје на нижим температурама у односу на горњи беинит, у делу температурне области која се налази непосредно изнад температуре почетка мартензитне трансформације. Као и код горњег беинита трансформација започиње нуклеацијом беинитног ферита на граници аустенитних зрна [6,14,88], и даљим растом механизмом смицања. Као и код горњег беинита, на примарним плочицама беинитног ферита долази до симпатетичке нуклеације нових плочица ферита које су паралелне са плочицама на којима настају и тако граде снопове беинитног ферита (слика 36).

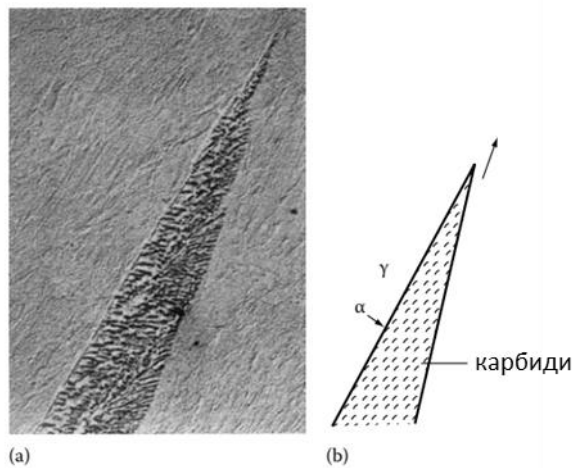


Слика 36. Графички приказ беинитног снопа који се састоји од већег броја подјединица [89].

Како се трансформација одвија на температурама нижим од температура на којима настаје горњи беинит, дифузија атома угљеника је спорија у односу на дифузију у горњем беиниту, што се може видети са дијаграма на слици 37. Због спорије дифузије атома угљеника, у беинитном фериту остаје већа количина раствореног угљеника [11] него у случају горњег беинита, због чега након формирања ферита долази до таложења карбида у фериту али истовремено и до таложења из аустенита на граници беинитни ферит/аустенит, слика 38. Карбиди који могу настати у горњем беиниту су код угљеничних челика прелазни карбиди и цементит. Исталожени цементит је значајно ситнији и дисперзније распоређен у основи у којој је формиран. Цементит својим растом прати нагиб беинитне плочице [7,14,31,84,90].



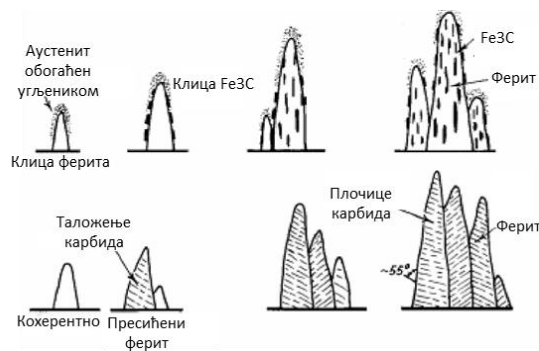
Слика 37. Дијаграм зависности времена потребног за разугљеничење ферита од температуре изотермалног жарења [14].



Слика 38. Микроструктура доњег беинита: а) у нисколегираном челику б) схематски приказ раста беинитне плочице [91].

Мања количина карбида издвојених по границама плочица ферита, дисперзнија расподела и мање димензије (слика 39) доводе до повећања жилавости и чврстоће у односу на горњи беинит [7,14,56].

Прелазак између горњег и доњег беинита се одвија у одређеном температурном интервалу [7], тако да може доћи до настанка микроструктуре састављене и од горњег и од доњег беинита.



Слика 39. Упоредни графички приказ горњег и доњег беинита [78].

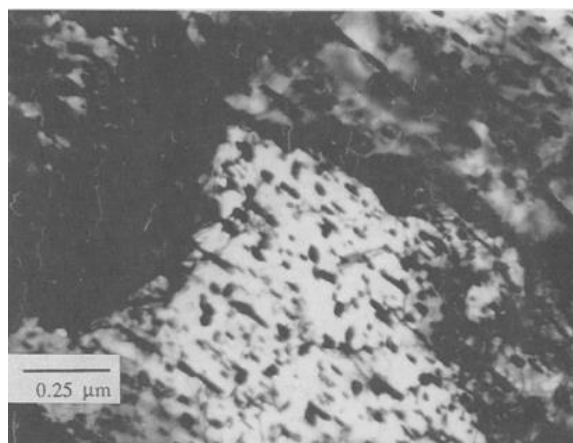
Повећани садржај алуминијума и силицијума може довести до настанка беинита који је у потпуности без талоба цементита, већ се састоји искључиво од снопова беинитног ферита и аустенита стабилизованог услед повећане концентрације угљеника као последица отежаног таложења [14,92].

2.2.3.3 Нодуларни беинит

За разлику од горњег и доњег беинита, нодуларни беинит не може настати изотермалним разлагањем, већ се искључиво ствара при континуираном хлађењу. Скица нодуларног беинита приказана је на слици 31а. Микроструктура нодуларног беинита карактеристична је за велики број индустријских производа који се праве од нискоугљеничних челика који се хладе на ваздуху [7,14,56]. Нодуларни беинит при настанку формира микроструктуру сферног облика [84].

Механизам настанка нодуларног беинита је у великој мери сличан механизму настанка горњег и доњег беинита. Нуклеација феритних плочица се одвија на границама аустенитних зрна при чему важну улогу у настанку феритних снопова игра симпатетичка нуклеација. Како се нодуларни беинит најчешће формира у нискоугљеничним челицима, приликом настанка феритних плочица, долази до дифузије угљеника у аустенит, при чему се он стабилизује и по завршетку трансформације један део аустенита се разлаже мартензитном трансформацијом, док део аустенита заостаје и након завршетка хлађења. Услед стабилизације аустенита у нодуларном беиниту мала је вероватноћа за настанак карбида [7,14,92]. Заостали аустенит и мартензит који допуњавају микроструктуру нодуларног беинита налазе се између плочица беинитног ферита. Осим у нискоугљеничним челицима, нодуларни беинит се може створити и у надеутектоидним легурама из следећих система TiC [84], Fe-C [84] али и Fe-C-Mn [90].

Карактеристична микроструктура нодуларног беинита је приказана на слици 40.

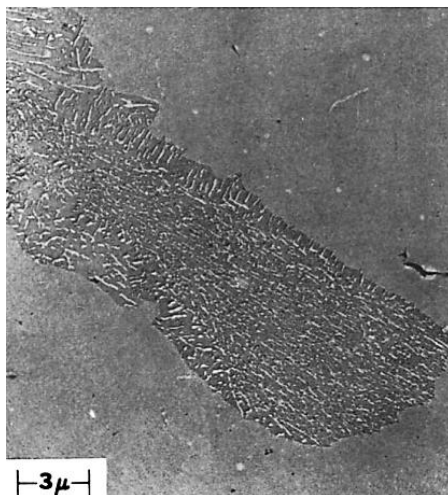


Слика 40. Нодуларни беинит [93].

2.2.3.3.4 Стубасти беинит

Микроструктура стубастог беинита састоји се од смеше ферита и цементита (слика 31б), коју карактерише издужена морфологија. Карактеристичан изглед микроструктуре стубастог беинита се најчешће јавља у надеутектоидним челицима [11], ређе у подеутектоидним челицима код којих се трансформација одвија при повећаном притиску [7].

У стубастом беиниту, иглице цементита су најчешће формиране дуж снопова ферита као што је приказано на слици 41.

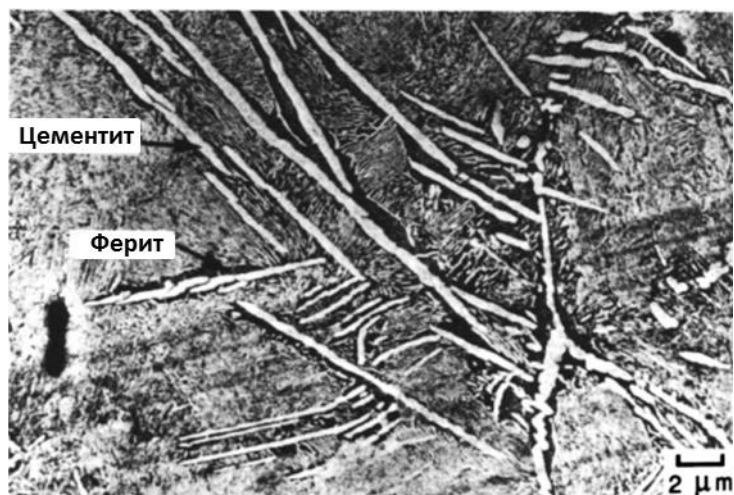


Слика 41. Стубасти беинит [7].

2.2.3.3.5 Инверзни беинит

Термин инверзни беинит се јавља код легура са надеутектоидним саставом, а његов назив се односи на чињеницу да за разлику до других врста беинита, трансформација не започиње издвајањем ферита већ се прво ствара клица цементита која расте са границе аустенитних зрна, док се нуклеација ферита одвија на насталом цементиту [11] што је илустровано на слици 31ђ. У инверзном беиниту цементит је фаза чијим издвајањем започиње трансформација и који контролише беинитну реакцију [11].

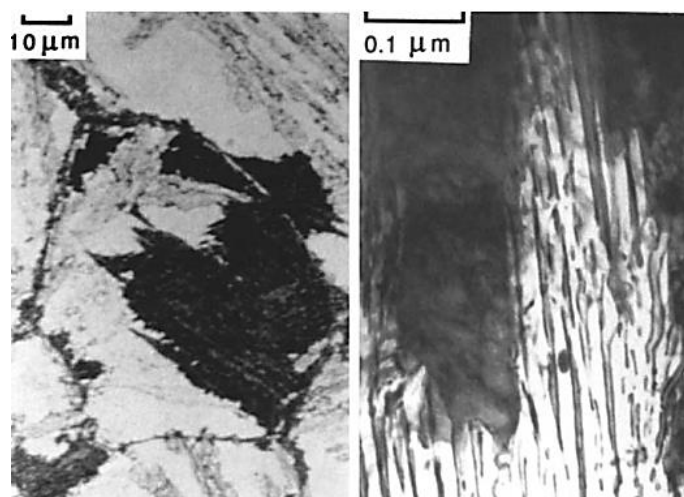
Механизам трансформације инверзног беинита и даље није у потпуности разјашњен. Не постоје јасни докази за кооперативно кретање атома, кристалографску зависност при расту, нити промену хемијског састава при трансформацији. На основу облика ферита, може се претпоставити да је механизам раста ферита у инверзном беиниту дифузиони. На слици 42 је приказан изглед инверзног беинита.



Слика 42. Инверзни беинит [11].

2.2.3.3.6 Перлитни беинит

Као што и само име наговештава, овај микроконституент има карактеристике и перлита и беинта. На основу слике 43 може се уочити да микроструктура има карактеристике перлита и горњег беинита. Јавља се у челицима који су легирани јаким карбидотворним елементима. По изгледу перлитни беинит подсећа на перлит, карактеристичним изгледом наизменично распоређених ламела ферита и уместо цементита карактеристичног за перлит, карбида на бази легирајућих елемената. До настанка перлитног беинита долази при јако дугим временима изотермалног разлагања на температурама које су нешто више од B_s температуре, или непосредно испод ње. Време изотермалног разлагања за настанак перлитног беинита може бити и до неколико дана. Најчешћи карбид који се детектује у овом микроконституенту је карбид легирајућег елемента опште ознаке M_7C_3 . За разлику од перлита код којег колоније расту заобљеним врхом, код перлитног беинита колонија расте кристалографски фацетираним површинама.



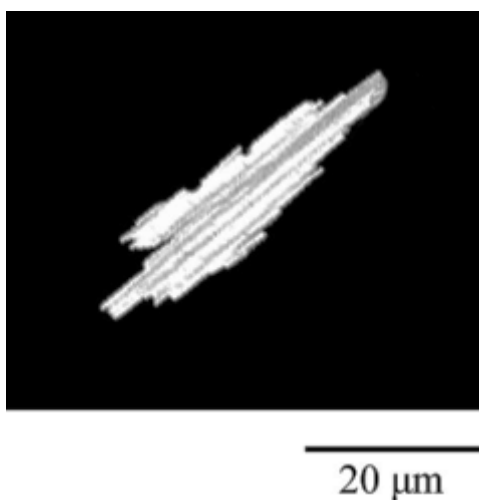
Слика 43. Микроструктура перлитног беинита а) оптичка микроскопија б) трансмисиона електронска микроскопија [11].

2.2.3.4 Ацикуларни ферит

Највећи број микроконституената у челицима настаје фазним трансформацијама које доводе до настанка микроструктуре коју карактерише висок ниво сређености, раст у

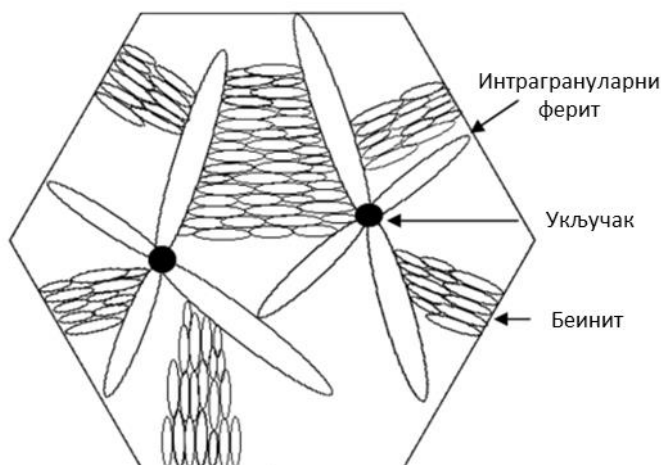
колонијама/пакетима паралелних снопова једне или више фаза које имају исту кристалографску оријентацију. Карактеристични примери микроструктура са високим нивоом сређености су перлит и горњи беинит. Висок ниво кристалографске сређености (усмереност и иста или слична кристалографска оријентација) највећег броја микроконституената у челицима, олакшава напредовање прслине, која се у таквим микроструктурама лако може кретати по границама зрна. Ацикуларни ферит је по свом изгледу у потпуности различит и карактерише га хаотична кристалографска оријентација феритних плочица. Због изражене кристалографске дезоријентације феритних плочица у ацикуларном фериту раст прслине је отежан [7,94,95]. Због тога је изучавање настанка и раста ацикуларног ферита као хаотичне микроструктуре од велике важности за повећање како жилавости тако и чврстоће челика [6,11,41,96,97].

Ацикуларни ферит је пожељна микроструктура у завареним спојевима и челицима за пластичну прераду [6,11,98]. Сам термин „ацикуларни“ се односи на привидни изглед ферита који чини микроструктуру ацикуларног ферита, а који подсећа на облик иглице. Ацикуларни ферит је заправо облика лентикуларних плочица (слика 44).



Слика 44. Тродимензиони приказ плочице ацикуларног ферита [99].

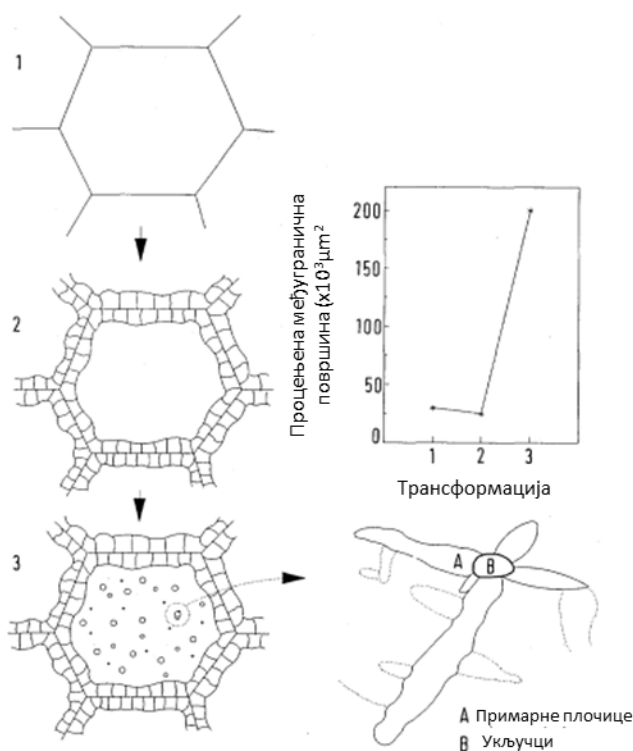
Нуклеација ацикуларног ферита се одвија интрагрануларно на укључцима [7] који се додају или стварају у току прераде са циљем да се нуклеација са граница аустенитних зрна измести у њихову унутрашњост (слика 45). На једном укључку може настати већи број нуклеуса ацикуларног ферита који расту у различитим правцима (слика 45), стварајући хаотичну микроструктуру [6,7,22].



Слика 45. Схематски приказ конкурентног настанка ацикуларног ферита и беинита [99].

Због тога, удео ацикуларног ферита директно зависи од удела неметалних укључака додатих у току производног процеса или насталих таложењем у току термомеханичке прераде челика. Повећањем удела укључака у микроструктури, трансформација се пребацује са граница зрна у њихову унутрашњост. Како су нуклеација ацикуларног ферита и беинита конкурентни процеси (слика 45) у одређеном температурном опсегу изотермалног разлагања и како је механизам настанка ферита у оба микроконституента идентичан, за ацикуларни ферит се најчешће каже и да је интрагрануларно нуклеисани беинит [6,11,23,41,57,96,100-103]. Када се зна да су нуклеација беинита и ацикуларног ферита конкурентни у одређеним температурним интервалима изотермалног разлагања, а да имају различита места на којима настају, онемогућавањем нуклеације на неком од тих места, стимулише се настанак једног од два наведена микроконституента на рачун другог. Настанак феритних алотриоморфа на границама полазног аустенитног зрна доводи до смањења потенцијалних места за нуклеацију беинита, што фаворизује настанак ацикуларног ферита под условом да постоји довољан број укључака/талоба на којима може да дође до нуклеације ацикуларног ферита [6,22,41,54,84,96,104,105]. Нуклеација ацикуларног ферита на честици секундарне фазе може бити поспешена сузбијањем настанка беинита издвајањем ацикуларног ферита унутар зрна, као што је схематски приказано на слици 46. Пораст величине полазног аустенитног зрна смањује укупну граничну површину што смањује број места за нуклеацију беинита и на тај начин фаворизује издвајање ацикуларног ферита [23,41,44,74,79,96,103,105-107].

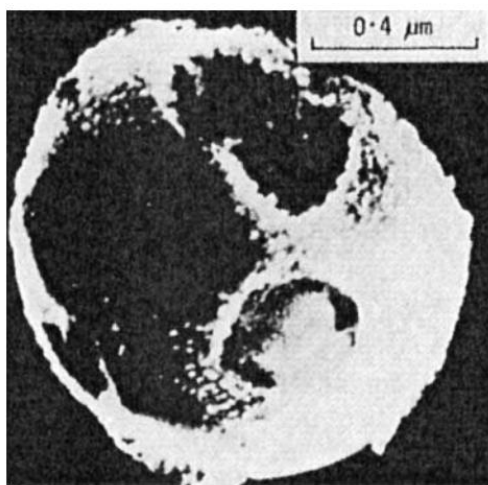
Ефекат неметалних укључака као преферентних места за интрагрануларну нуклеацију ферита је комплексан и зависи од низа фактора као што су њихов хемијски састав, врста кристалне решетке, број неметалних укључака, њихова величина и просторна расподела [108].



Слика 46. Настанак ацикуларног ферита на укључку, стимулисан блокирањем граница аустенитног зрна за нуклеацију беинита [109].

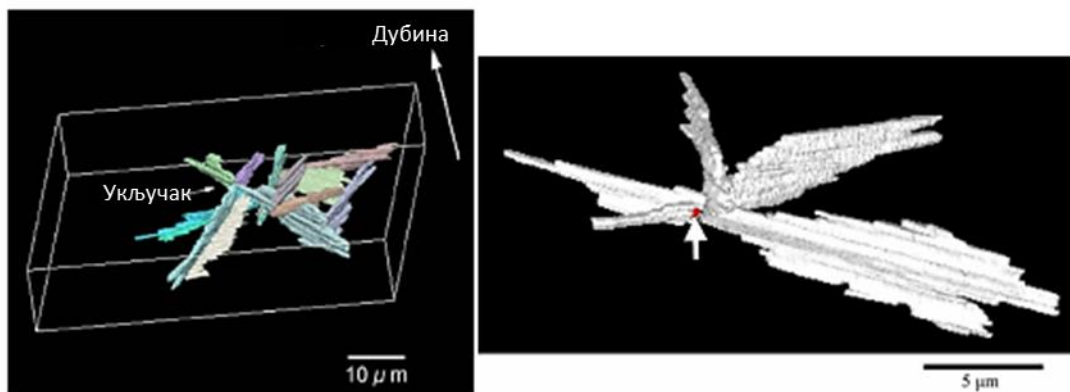
Према литератури нуклеација ацикуларног ферита најчешће започиње на претходно исталоженим честицама VN са којим ферит ствара границу са ниском енергијом [79,100]. Кристалографска раван (100) α -ферита и раван (100) ванадијум–нитрида имају велики степен подударности и као такве лако формирају кохерентну граничну површину са ниском енергијом [79]. Неусклађеност равни (100) ферита и ванадијум–нитрида износи $\sim 1,37\%$ и

значајно је мања у односу на неусклађеност ферита са решетком титан–нитрида (~3,8%) и манган–сулфида (8,8%) због чега се може очекивати да ће управо ванадијум–нитрид бити најпогодније место за нуклеацију ацикуларног ферита [79]. Мали степен неподударности решетке ферита и решетке талога као и област деформације аустенита око издвојеног талога синергистички делују на повећање вероватноће за појаву интрагрануларног ферита [79]. Као погодна места за интрагрануларну нуклеацију се према Бадешији [14] истичу и поједини оксиди. Иако места за нуклеацију имају привидно потпуно сферични облик, у пракси је основна фаза покривена једном или већим бројем секундарних фаза које могу бити оксидног типа или као што је већ наведено карбидима, нитридима или карбонитридима микролегирајућих елемената [14]. Површина укључака на којима долази до нуклеације ацикуларног ферита заправо не одговара облику идеалне сфере већ је неправилна (слика 47), што у комбинацији са великим бројем различитих фаза које могу чинити центар нуклеације доводи до нуклеације ацикуларног ферита која условљава насумичну оријентацију феритних плочица чиме се поспешује настанак хаотичне микроструктуре.



Слика 47. Облик честице-нуклеуса за интрагрануларну нуклеацију ферита, добијен скенирајућом трансмисионом електронском микроскопијом [14].

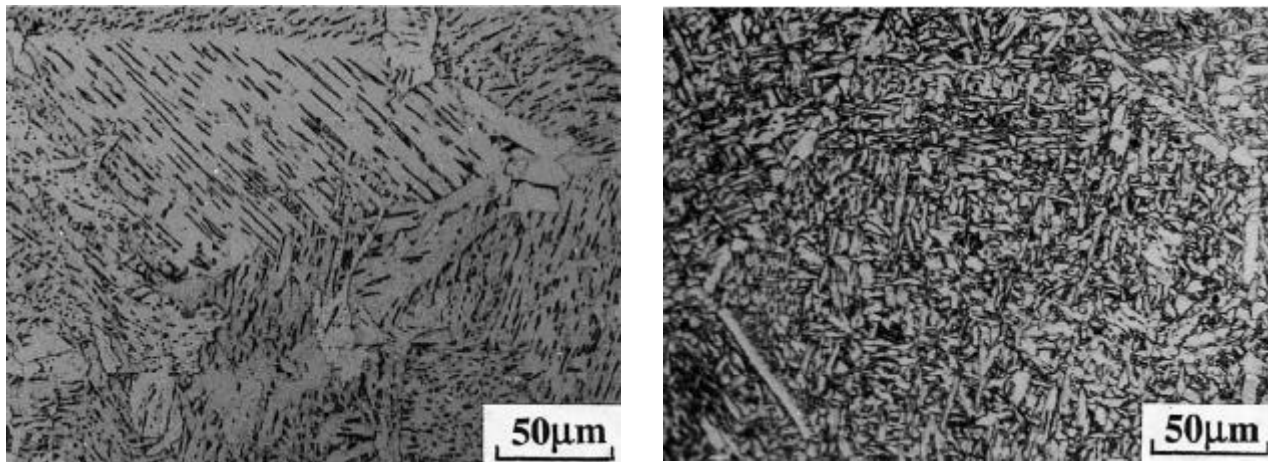
Плочице ацикуларног ферита које настају нуклеацијом на честицама неметалних укључака називају се примарним плочицама, док све оне плочице које настају на другим местима за нуклеацију или настају аутокаталитичком нуклеацијом на постојећим плочицама ацикуларног ферита називају се секундарним плочицама ацикуларног ферита [109]. Тродимензионална компјутерска симулација изгледа плочица ацикуларног ферита је приказана на слици 48.



Слика 48. Тродимензиони приказ ацикуларног ферита [110].

На овај начин настаје микроструктура која је у великој мери испреплетена, што резултира управо настанком хаотичне финалне микроструктуре ацикуларног ферита која се састоји од

интрагрануларно нуклеисаних плочица ферита као и ситнијих плочица насталих симпатетичком нуклеацијом, за разлику од беинита код кога се јавља кристалографска усмереност феритних снопова. На слици 49 је упоредно приказана беинитна микроструктура и микроструктура ацикуларног ферита. Морфолошки се ацикуларни ферит може поделити на две групе од којих прву чине испретлетане плочице ацикуларног ферита (eng. *interlocked acicular ferrite*), док другу карактеришу испреплетени снопови плочица ацикуларног ферита (eng. *Sheaf type acicular ferrite - STAF*) [11,98,101].



а)

б)

Слика 49. Микроструктура челика добијена изотермалним разлагањем аустенита: а) беинитна микроструктура; б) ацикуларни ферит са проеутектоидним феритом по границама зрна [21].

Овако створена микроструктура отежава напредовања прслине тако што при сваком контакту са новом плочицом ацикуларног ферита различите кристалографске оријентације, прслина мора да промени правац раста. Због ситнозрне микроструктуре прслина је приморана да често мења правац простирања, чиме се повећава енергија потребна за лом, па тиме и жилавост материјала [11,100,111,112]. Најизраженији утицај ацикуларног ферита на повећање жилавости уочава се код средњеугљеничних микролегираних челика [22,111], који због удела перлита/карбида има ниже вредности жилавости у односу на нискоугљеничне челике. Развој микроструктуре ацикуларног ферита у микролегираним челицима само је један од фактора који утичу на жилавост микролегираних челика, па је у циљу повећања жилавости неопходно смањити удео перлита и карбида у структури, створити што финије феритне плочице али и смањити удео заосталог аустенита који се накнадно разлаже мартензитном реакцијом [100].

Морфологија ацикуларног ферита који настаје у форми испреплетаних снопова феритних плочица, настаје као последица интензивне симпатетичке нуклеације. Симпатетичком нуклеацијом настаје велики број феритних подјединица које нуклеирају на претходно насталим феритним плочицама, при чему је њихов раст најчешће брзо прекинут, па их карактеришу мале димензије [113]. У пракси се често дешава да дође до срастања подјединица па овако настао ацикуларни ферит, на микрофотографијама добијеним светлосном микроскопијом може подсећати на беинит [113].

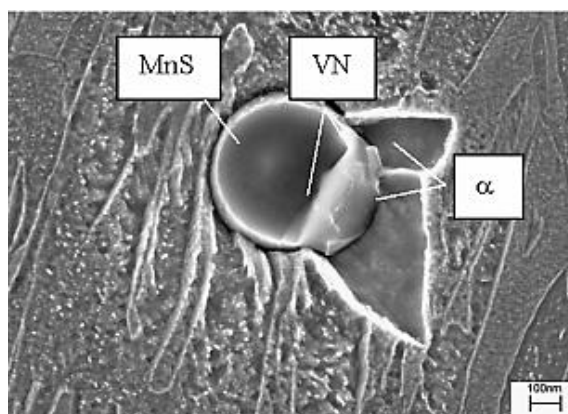
Механизам нуклеације и раста ацикуларног ферита се у потпуности поклапа са механизмом беинитне трансформације изузев места нуклеације. Као и код беинитне трансформације, за настанак ацикуларног ферита потребно је велико потхлађење, до температура испод T_0 , приказане на слици 26, као и велика густина честица за хетерогену нуклеацију у чврстом стању. Повећање густине неметалних укључака доводи до фаворизовања ацикуларног ферита у односу на настанак беинита [9,11,98]. Раст феритних плочица одвија се смицајним механизмом и праћен је дифузијом угљеника. Као и у случају беинита, угљеник може

дифундовати из феритних плочица већ у току самог настанка плочица ацикуларног ферита обогаћујући околни аустенит, при чему као производ трансформације настаје ацикуларни ферит са равнотежним садржајем угљеника. На нижим температурама изотермалне трансформације, дифузија угљеника може бити делимично или потпуно спречена, што као резултат трансформације може дати ацикуларни ферит који има неизмењен хемијски састав у односу на полазни састав аустенита када је дифузија потпуно спречена или нешто мањи ниво пресићења ацикуларног ферита угљеником, када дифузија постоји али је успорена.

Када је дифузија угљеника при настанку ацикуларног ферита довољно брза, аустенит обогаћен угљеником у комбинацији са легирајућим елементима [84] доводи до потискивања беинитне трансформације при чему аустенит остаје стабилан и при јако дугим временима. Ово својство карактеристично за изотермално разлагање микролегираних челика у беинитној области познатије је као феномен непотпуне трансформације [7,14,56,84].

Легирајући елементи могу у великој мери утицати на стимулацију или сузбијање стварања ацикуларног ферита у челицима. Додатак веома мале количина бора, који се додаје неким комерцијалним легурама доводи до померања нуклеационог периода проеутектоидног ферита по границама аустенитних зрна ка значајно дужим временима, што повећава број потенцијалних места за нуклеацију беинита. На овај начин, легирање бором може довести до потпуне супресије формирања ацикуларног ферита на рачун беинита.

Нуклеација ацикуларног ферита се преферентно одвија на талозима на бази ванадијума V(C,N) [79,111,112] које се обично издвајају на честицама манган–сулфида, при чему манган–сулфид може бити делимично или потпуно покривен талогом на бази ванадијума, слика 50. Због утицаја MnS на нуклеацију ацикуларног ферита, јасно је да је неопходан већи удео сумпора како би настао довољан број потенцијалних места за нуклеацију, док је истовремено неопходно држати сумпор на довољно ниским вредностима како би се спречио пораст кртости [100,112]. Нуклеација ацикуларног ферита се може одвијати и директно на MnS честици, што се може објаснити смањењем активационе енергије изазване појавом зоне са смањеном концентрацијом мангана у аустениту у околини манган–сулфида [99]. Вероватноћа нуклеације ацикуларног ферита на манган–сулфиду је значајно мања него у случају када је на манган–сулфиду издвојен талог на бази ванадијума. Како је већ приказано, VN је најефикаснији за интрагрануларну нуклеацију, како полигоналног, тако и ацикуларног ферита [40], па је неопходно повећати удео азота у хемијском саставу челика у току његове производње како би се повећала покретачка сила за таложње ванадијум нитрида. Издвајање VN осим улоге у нуклеацији ацикуларног ферита, има важну улогу и у порасту чврстоће и жилавости кроз таложно ојачавање феритне основе [22,114].



Слика 50. Нуклеација ацикуларног ферита на ванадијум нитриду који је настао на манган сулфиду [79,115].

Формирање ацикуларног ферита може бити фаворизовано и издвајањем честица титан–нитрида. Нуклеација ферита се углавном одвија на нешто крупнијим честицама TiN у односу

на честице које учествују у смањењу покретљивости граничних површина. Критична величина талого на бази титана који може да буде ефикасан центар нуклеације ферита се смањује са повећањем потхлађења [99].

Талози на бази микролегирајућих елемената значајно лакше и брже настају у деформисаној основи аустенита у односу на недеформисани аустенит. Олакшано таложење у деформисаној основи последица је феномена који се назива деформацијом индуковано таложење. Због тога ће нуклеација ацикуларног ферита бити фаворизована таложењем ванадијума у процесу пластичне деформације челика [79].

Као и при беинитној трансформацији, и при стварању ацикуларног ферита уочавају се разлике у морфологији у зависности од температуре изотермалног разлагања. Морфологија доњег ацикуларног ферита састоји се од интрагрануларно нуклеисаних плочица α фазе у којима се уочавају издвојене плочице цементита које настају под углом од 60° у односу на хабитус раван [54] што је приказано на слици 51. Настанак доњег ацикуларног ферита условљен је успореном дифузијом угљеника, па се услед пресићења ферита угљеником, повећава покретачка сила за нуклеацију цементита у фериту [62,98].



Слика 51. Доњи ацикуларни ферит, плочице цементита издвојене унутар феритне плочице [98].

2.2.3.5 Дегенерисани Видманштетенов ферит

Под термином дегенерисани Видманштетенов ферит подразумева се производ беинитне реакције који се састоји од великог броја штапића/плочица ферита које расту једне уз друге у готово истом правцу [110]. Упркос томе што настаје беинитним механизмом, због своје сличности са Видманштетеновим феритом, овај микроконституент је назван дегенерисаним Видманштетеновим феритом.



Слика 52. Микроструктура дегенерисаног Видманштетеновог ферита (бела стрелица означава границу са степенастом морфологијом а црна стрелица област нетрансформисане основе која је заробљена између феритних плочица/штапића) [110].

Дегенерисани Видманштетенов ферит настаје нуклеацијом феритне плочице на фериту који се налази на граници зрна, док преостале плочице/штапићи настају симпатетичком нуклеацијом на примарној феритној плочици [111,116].

2.2.3.6 Мартензит

Мартензитна трансформација може настати у великом броју различитих легура, али се најчешће везује за фазне трансформације у челику. Мартензитна трансформација се класификује као атермална трансформација што значи да се структурна промена дешава у веома кратком временском интервалу (нуклеација и раст клице до максималне величине се дешавају готово моментално) па се најчешће каже да мартензитна трансформација не зависи од времена при изотермалном режиму термичке обраде, већ зависи искључиво од нивоа потхлађења испод температуре почетка мартензитне трансформације (M_s) [1,53,117]. Утицај потхлађења на удео мартензитне структуре се може приказати једначином:

$$1 - V_{\alpha'} = \exp\{\beta[M_s - T_q]\} \quad (14)$$

где су

$$\beta \sim -0,011$$

$V_{\alpha'}$ – удео мартензита, %

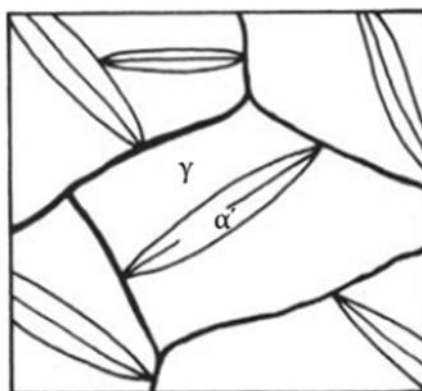
T_q – температура испод M_s температуре која показује потхлађење аустенита у односу на температуру почетка трансформације, К.

Потхлађењем аустенита до собне температуре трансформација се не завршава и преостаје још аустенита који се није разложио и који се назива заостали аустенит.

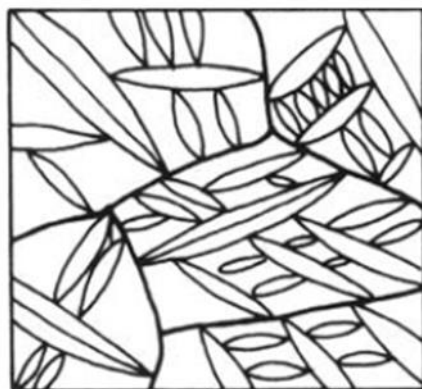
Одвијање мартензитне трансформације условљено је хлађењем аустенита брзином која је једнака или већа од критичне брзине хлађења при којој је дифузија угљеника у потпуности спречена [11,14]. На овај начин спречава се и разлагање аустенита фазним трансформацијама које се одвијају дифузионим механизмом. Спречавањем дифузије, атоми угљеника који су растворени у површински центрираној кубној решетки аустенита при трансформацији $\gamma \rightarrow \alpha$, остају заробљени унутар просторно центриране кристалне решетке ферита. Заробљени атоми угљеника доводе до појаве пресићења α фазе које узрокује деформацију кристалне решетке и настанак просторно центриране тетрагоналне решетке уместо просторно центриране кубне решетке која је термодинамички стабилна на температурама испод температуре завршетка

разлагања аустенита. Напрезања унутар кристалне решетке условљена пресићењем решетке угљеником, доводе до појаве унутрашњих напона и пораста укупне енергије система. Услед високог нивоа унутрашњих напрезања долази до појаве смицајне компоненте напона која је довољно велика да доведе до смицања делова кристалне решетке при чему се нивои атома синхронизовано померају за растојање мање од параметра решетке. Смицањем дела решетке мења се структура али нема промене хемијског састава нити сређености решетке [7,14].

При достизању температуре почетка мартензитне трансформације настају први нуклеуси пресићеног α' чврстог раствора [14] који готово моментално расту до прве препреке (граница аустенитних зрна или друга мартензитна плочица) (слика 53а). Вероватноћа за нуклеацију мартензита једнака је по целој граници између аустенитних зрна и не зависи од њихове величине [53]. Клице мартензита не настају искључиво на граници аустенита већ могу настати и на претходно формираним плочицама α' што је приказано на слици 53б. Мартензит може расти у облику плочица или ламела [53].



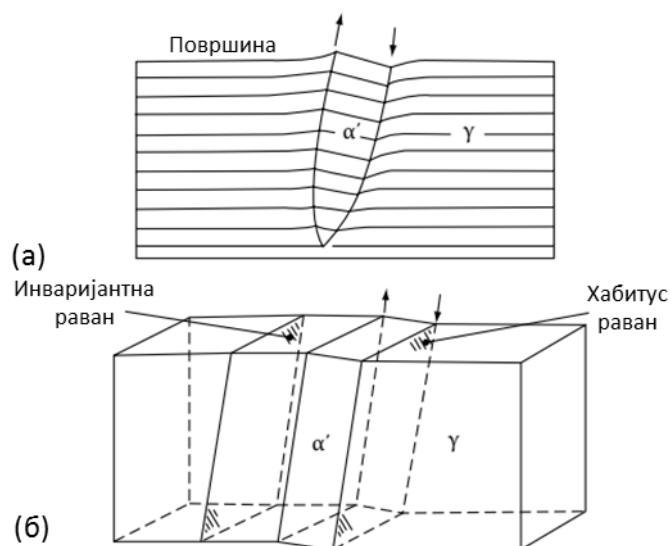
(а)



(б)

Слика 53. Схематски приказ настанка мартензитних плочица на различитим температурама: а) непосредно испод M_s температуре; б) при већем потхлађењу [53].

При одвијању мартензитне трансформације, као последица смицајног механизма којим се мартензитна трансформација одвија, долази до деформације кристалне решетке (слика 54а) која се на полираној површини каљеног узорка, манифестује у форми макроскопских неравнина, приказаних на слици 54б. Са слике 54а уочава се да се након трансформације смицајним механизмом, између аустенитне основе и насталог мартензита успоставља кохерентна гранична површина.



Слика 54. Настанак мартензитне плочице и деформација слободне површине услед мартензитне рекације у делу кристалне решетке [53].

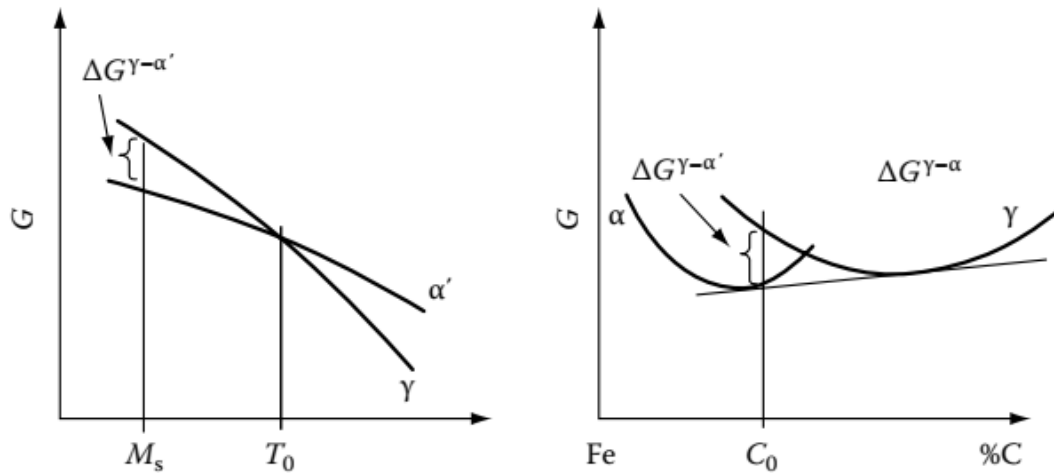
На слици 54б приказане су хабитус и инваријантна раван мартензитне трансформације. Због смицајног механизма који подразумева координисано кретање атома новонастале фазе на растојања мања од параметра решетке, стварају се карактеристични кристалографски односи између решетке аустенита и решетке мартензита, што се манифестује постављањем најгушће сложених равни/праваца кристалних решетки аустенита и мартензита у паралелеан положај (или положај који је приближан паралелном) који се дефинише оријентацијама [14] приказаним у табели 4. Приказане равни су приближне зато што су реални односи ирационални, тј. прави индекси који одговарају паралелним равнима не могу се изразити рационалним бројевима [14].

Табела 4. Карактеристичне оријентације равни и праваца у мартензитној трансформацији [14].

Kurdjumov-Sachs	$\{111\}_\gamma \parallel \{011\}_\alpha$
	$\langle 10\bar{1} \rangle_\gamma \parallel \langle 11\bar{1} \rangle_\alpha$
Nishiyama-Wasserman	$\{111\}_\gamma \parallel \{011\}_\alpha$
	$\langle 10\bar{1} \rangle_\gamma$ под углом од $\sim 5,3^\circ$ од равни $\langle 11\bar{1} \rangle_\alpha$ ка равни $\langle \bar{1}1\bar{1} \rangle_\alpha$
Greninger-Troiano	$\{111\}_\gamma$ под углом од $\sim 0,2^\circ$ од равни $\{011\}_\alpha$
	$\langle 10\bar{1} \rangle_\gamma$ под углом од $\sim 2,7^\circ$ од равни $\langle 11\bar{1} \rangle_\alpha$ ка равни $\langle \bar{1}1\bar{1} \rangle_\alpha$

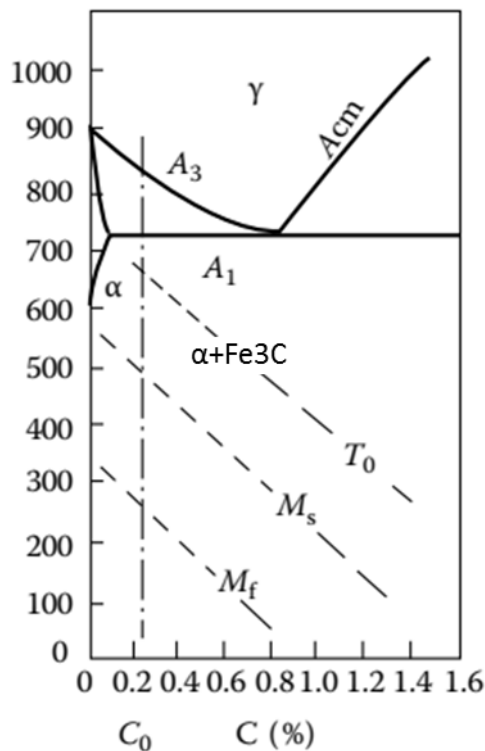
У нисколегираним угљеничним челицима са садржајем угљеника $<0,5\%$ јавља се *Kurdjumov-Sachs* оријентација [1,14].

Како је при мартензитној трансформацији дифузија потпуно онемогућена, мартензит има исти хемијски састав као аустенит из којег настаје. Дијаграми промене слободне енергије за мартензитну трансформацију приказани су на слици 55.



Слика 55. Дијаграм промене слободне енергије при трансформацији аустенита у мартензит [14].

Температура почетка мартензитне трансформације (M_s) односи се на температуру на којој настају прве мартензитне плочице, док се под температуром завршетка трансформације (M_f) подразумева температура испод које се даљим хлађењем не повећава удео мартензита. Удео мартензита испод M_f температуре не мора бити 100% због појаве заосталог аустенита. Температуре почетка и краја мартензитне трансформације зависне су од хемијског састава челика, а њихова промена у зависности од садржаја угљеника приказана је на слици 56.



Слика 56. Зависност температуре почетка и краја мартензитне трансформације од садржаја угљеника [53].

Појава заосталог аустенита након завршетка мартензитне трансформације је последица еластичне деформације аустенита изазване растом мартензитних плочица. Еластична деформација основе спречава раст нових плочица као и ширење постојећих чиме се онемогућава даља трансформација, а аустенит се стабилизује и као такав остаје у микроструктури и након потхлађења челика испод M_f температуре [53].

Температура почетка мартензитне трансформације је у директној вези са покретачком силом за трансформацију аустенита у мартензит која се може израчунати помоћу следеће једначине:

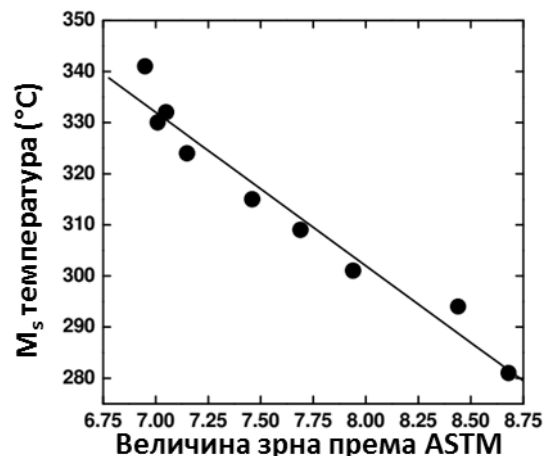
$$\Delta G^{\gamma \rightarrow \alpha} = \Delta H^{\gamma \rightarrow \alpha} \frac{(T_0 - M_s)}{T_0} \quad (15)$$

Вредности T_0 и M_s су приказане на слици слици 55, док је члан $\Delta H^{\gamma \rightarrow \alpha}$ промена енталпије система при мартензитној реакцији.

Температура почетка мартензитне реакције зависи од великог броја фактора попут густине дислокација и празнина, енергије граница зрна, талоба (удела, облика и расподеле) и у највећој мери хемијског састава челика [118]. Температура почетка мартензитне реакције се може израчунати на основу следећих емпиријских једначина:

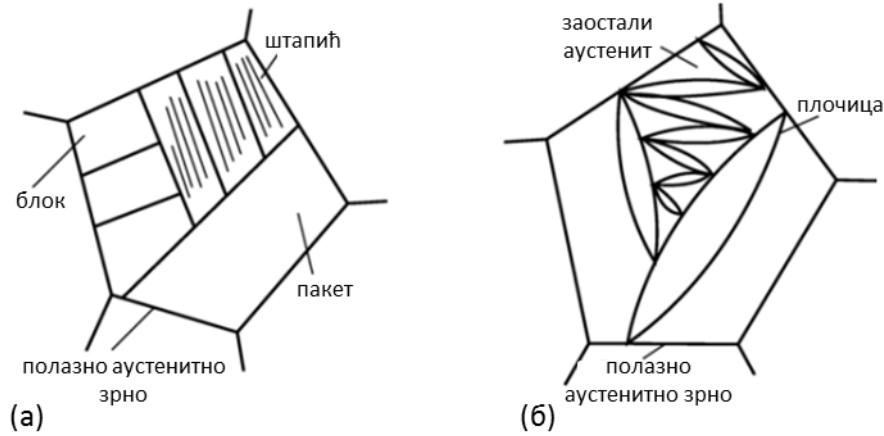
1. Andrews [119] – формула развијена за нисколегиране челике са мање од: 0,6%С, 4,9%Mn, 5,0%Cr, 5,0%Ni и 5,4%Mo.
 - $M_s = 539 - 423C - 30.4Mn - 17.7Ni - 12.1Cr - 11.0Si - 7.0Mo$ (16)
 - $M_s = 512 - 453C - 16.9Ni - 9.5Mo + 217C^2 - 71.5Mn - 15Cr - 67.6C Cr$ (17)
2. Krauss [120] – формула развијена за нисколегиране челике
 - $M_s = 561 - 474C - 33Mn - 17Ni - 17Cr - 21Mo$ (18)
3. Wang [192] - формула развијена за челик састава 0,2-0,5%С, 0,5-2,0%Si, 0,5-2,0%Mn, 0,5-2,0%Cr, 0,1-0,7%Mo
 - $M_s^{BR} = 540 - 584,9\omega_C - 23,1\omega_{Si} - 117,7\omega_{Mn} - 42,5\omega_{Cr} + 49,9\omega_{Mo} - 62,5\omega_{C-Si} + 178,3\omega_{C-Mn} - 10,0\omega_{C-Cr} + 52,5\omega_{C-Mo} + 117,2\omega_{Si-Mn} + 50,9\omega_{Si-Cr} - 142,2\omega_{Si-Mo} - 29,2\omega_{Mn-Cr} - 9,7\omega_{Mn-Mo} + 69,9\omega_{Cr-Mo}, \quad ^\circ\text{C}$ (19)

Температура почетка мартензитне трансформације осим од наведених параметара зависи и од величине полазног аустенитног зрна, као што је приказано дијаграмом на слици 57. Раст мартензита у ситнозрној микроструктури је отежан због великог броја граничних површина које заустављају раст мартензитних плочица, па је почетак мартензитне трансформације потиснут ка нижим температурама [121].



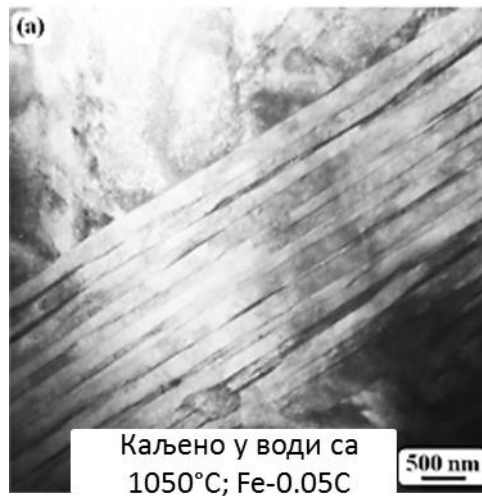
Слика 57. Зависност температуре почетка мартензитне трансформације од величине полазног аустенитног зрна [121].

Мартензитном реакцијом у челику, настаје мартензитна микроструктура коју могу карактерисати две различите морфологије које се разазнају оптичком микроскопијом при великим увећањима. Морфологије мартензита се деле на: штапићасти (летичасти) мартензит, који је сачињен од штапића мартензита организованих у пакете, и плочасти мартензит који се још назива и двојниковани или лентикларни мартензит [122]. Графички приказ наведених морфологија мартензита приказане су на слици 58.



Слика 58. Графички приказ различитих морфологија мартензита: а) штапићасти и б) плочасти мартензит [123].

Штапићасти мартензит карактерише значајно финија микроструктура у односу на плочасти мартензит. Са слике 58а се може видети да је карактеристика латичасти мартензита стварање микроструктуре коју карактерише паралелна оријентација штапића мартензита формирајући “пакете”. Заостали аустенит се у микроструктури латичасте морфологије мартензита налази како између подјединица мартензита тако и између самих мартензитних пакета [124]. Карактеристична микроструктура латичасти мартензита приказана је на слици 59.



Слика 59. Микроструктура латичасти мартензита [125].

Плочасти мартензит, слика 58б, карактерише раст мањих мартензитних плочица у цик-цак распореду између крупнијих плочица мартензита које су претходно настале [92]. У мартензитним плочицама се може уочити присуство трансформационих двојника као и честа појава микропрелина на месту контакта мање плочице и претходно настале крупне плочице мартензита. Заостали аустенит се налази између плочица мартензита.



Слика 60. Микроструктура плочастог мартензита са микропрелинама [126].

2.2.4 Фазне трансформације у микролегираним челицима при деформацији на повишеним температурама

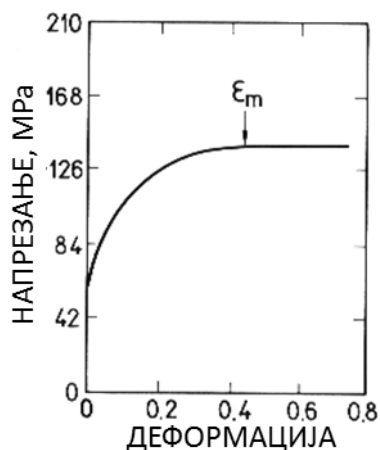
Приликом пластичне деформације челика на повишеним температурама одвијају се два међусобно конкурентна процеса – омекшавање и ојачавање. Омекшавање челика у току прераде на повишеним температурама последица је процеса обнављања микроструктуре. Покретачка сила за процес обнављања микроструктуре је смањење енергије акумулиране при деформацији. Енергија акумулирана при деформацији у челику се доминантно везује за грешке у решетки настале при деформацији као и у форми еластичне деформације решетке. Обнављање микроструктуре може се одвијати у две фазе: опорављање и рекристализација док се омекшавање микроструктуре може наставити и растом рекристалисаних зрна [127]. Деформационо ојачавање микролегираних челика при деформацији на повишеним температурама не зависи само од степена деформације, већ и од таложења, као и самог процеса обнављања микроструктуре. Обнављање микроструктуре (опорављање и рекристализација) као и таложење могу бити динамички и статички процеси. Таложење може утицати на ојачавање директно (таложним ојачавањем) или индиректно (контролом величине зрна). Механизам омекшавања директно зависи од енергије грешке у редоследу, па се код легура са великом енергијом грешке у редоследу, где су механизми попречног клизања, успињања и спуштања дислокација олакшани, омекшавање доминантно одвија механизмом опорављања. Услед брзог смањења акумулиране енергије као последице опорављања, рекристализација може бити потпуно спречена [128].

Термин динамички означава промену која се дешава упоредо са деформацијом челика, док се термин статички односи на промене које се одвијају у челику по завршетку дејства силе.

2.2.4.1 Опорављање

Опорављање при пластичној деформацији на повишеним температурама је механизам снижења акумулиране деформације којим започиње омекшавање и као такав претходи рекристализацији. Опорављање, као фаза омекшавања се одвија механизмом смањења густине празнина и не утиче на густину дислокација, већ узрокује њихову прераспodelу и настанак граница субзрна унутар деформисане основе [127,128].

На слици 61 приказан је утицај динамичког опорављања на изглед криве деформационог ојачавања.

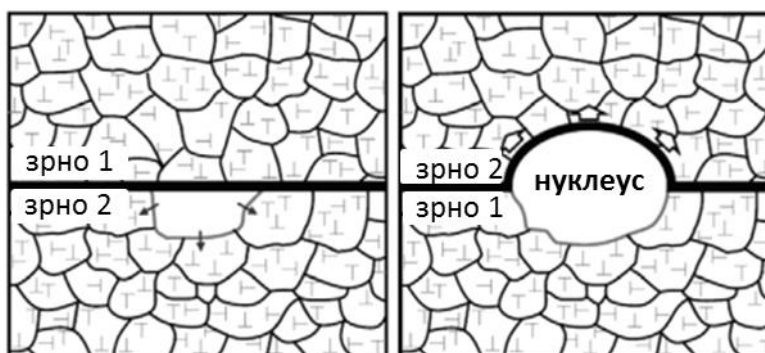


Слика 61. Утицај динамичког опорављања на облик криве деформационог ојачавања [129].

Са слике 61 уочава се да до достизања степена деформација ϵ_m доминира механизам ојачавања па је забележен пораст напона. По достизању деформације ϵ_m уочава се појава платоа, што значи да су механизми ојачавања и омекшавања (динамичког опорављања) у равнотежи па се деформација одвија без даље промене напрезања. За разлику од динамичког опорављања које се одвија у току процеса деформације, статичко опорављање се одвија по завршетку пластичне деформације или у паузи између провлака. Да би статичко опорављање било могуће, акумулирана енергија у решетки мора бити мања од критичне енергије за динамичку рекристализацију (DRX) [130].

2.2.4.2 Рекристализација

Рекристализација подразумева замену деформисане микроструктуре недеформисаном, и може се одвијати у динамичким условима (динамичка рекристализација – DRX) или у току паузе између провлака (статичка – SRX или метадинамичка рекристализација – MDRX) Рекристализација се најчешће одвија након опорављања. Рекристализација као и највећи број дифузионих трансформација се одвија нуклеацијом и растом зрна као што је приказано на слици 62 [8,130,131].

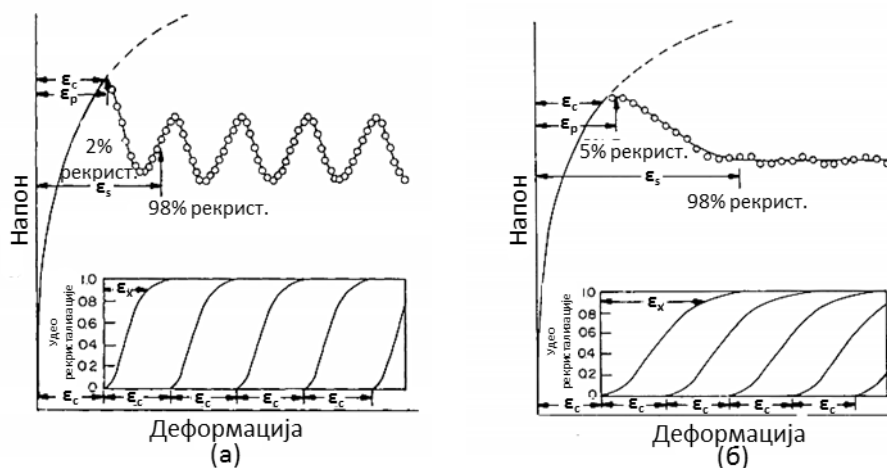


Слика 62. Илустрација раста субзрна и настанка рекристалисаног зрна [132].

За одвијање динамичке рекристализације неопходно је да метал буде подвргнут критичном степену деформације за динамичку рекристализацију (ϵ_c). При критичном степену деформације за динамичку рекристализацију достиже се критична густина дислокација за формирање дислокационог градијента између новонастале клице и околне деформисане основе [131,133-135]. Покретачка сила за динамичку рекристализацију је акумулирана енергија условљена претходном деформацијом челика, па је динамичка рекристализација

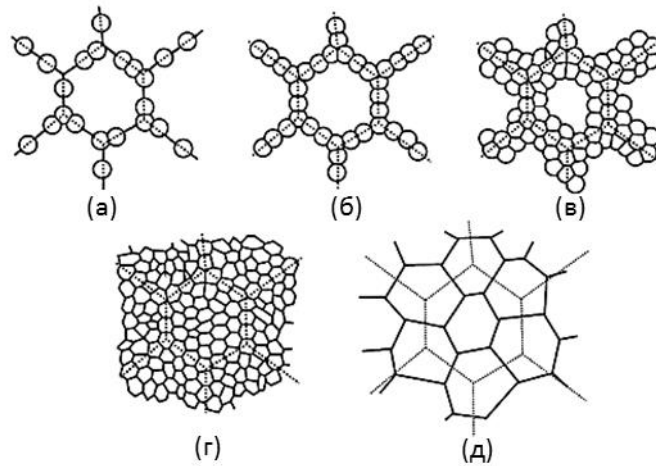
карактеристична за метале са површински центрираном кубном решетком. Код метала са пов.ц.к. решетком је смањење унутрашње акумулиране енергије изазвано опорављањем мало, због мале енергије грешке у редоследу. На слици 63 приказан је карактеристичан изглед криве деформационог ојачавања када се одвија динамичка рекристализација [131,134,135].

На слици 63 је испрекиданом линијом приказано очекивано понашање криве деформационог ојачавања на повишеној температури када у току деформације не долази до динамичке рекристализације. По достизању ϵ_c , крива деформационог ојачавања почиње да одступа од испрекидане линије што значи да је започело стварање недеформисаних зрна (слика 64а), тј, да је започела рекристализација. У тренутку достизања максималне силе, σ_p , за деформацију ϵ_p , успоставља се равнотежа између деформационог ојачавања и омекшавања изазваног динамичком рекристализацијом. При деформацијама већим од ϵ_p , динамичка рекристализација постаје доминантна у односу на ојачавање и напон пада до одређеног степена деформације ϵ_s који одговара крају динамичке рекристализације и илустрованом на слици 64д. Када је степен деформације ϵ_c мањи од степена деформације који одговара уделу рекристализације од 95% (на слици 63 обележен као ϵ_x) напон достиже готово константну вредност (слика 63б), док се у случају када је ϵ_c веће од ϵ_x по завршетку претходне динамичке рекристализације започиње нова након достизања ϵ_c , слика 63а [131,163,137].



Слика 63. Утицај динамичке рекристализације на изглед дијаграма деформационог ојачавања; а) динамичка рекристализација у циклусима и б) динамичка рекристализација [131,133–135].

При динамичкој рекристализацији долази до појаве нуклеуса недеформисане основе на граничним површинама који са протоком времена стварају филм по граници зрна [134] док је доминантни механизам кретање полазних граница [127]. Број и удео рекристалисаних зрна зависи од степена деформације [134]. Развој микроструктуре у условима динамичке рекристализације приказан је на слици 64.



Слика 64. Развој микроструктуре под утицајем динамичке рекристализације [132].

Критични степен деформације за динамичку рекристализацију се може израчунати на основу измереног степена деформације при достизању максималног напона [4,128], према једначини:

$$\varepsilon_c = k \cdot \varepsilon_p \quad (20)$$

где су

ε_p – деформација при максималном напону

k – константа материјала.

Вредност константе материјала за микролегиране и угљеничне челике износи 0,8, док је за нерђајуће челика 0,62 [130].

Степен деформације при максималном напрезању се рачуна помоћу следеће једначине [12],[138]:

$$\varepsilon_p = A \cdot d_0^l \cdot Z^{-p} \quad (21)$$

где су

d_0^l – величина почетног аутенитног зрна, μm

A, l, p – константе

Z – Зенер-Холомонов параметар.

Динамичка рекристализација се одвија дифузионим механизмом и као таква може се описати једначином која је у основи Аврамијева кинетика дифузионих трансформација:

$$X_{\text{DRX}} = 1 - \exp \left[-0,693 \left(\frac{\varepsilon - \varepsilon_c}{\varepsilon_{0,5}} \right)^{n_{\text{DRX}}} \right] \quad (22)$$

где су

X_{DRX} – удео динамички рекристалисане структуре, %

ε – степен деформације за који се одређује X_{DRX}

ε_c – критични степен деформације за динамичку рекристализацију

$\varepsilon_{0,5}$ – степен деформације за 50% динамичке рекристализације

n_{DRX} – Аврами експонент.

Динамичка рекристализација има веома важну улогу у уситњавању микроструктуре, а величина зрна након завршене динамичке рекристализације се рачуна на основу једначине [4,127,128,133,135]:

$$d_{DRX} = A \cdot Z^{-m} \quad (23)$$

где су

d_{DRX} – величина динамички рекристалисаног зрна, μm

A, m – константе

Z – Зенер Холомонов параметар.

Када је испуњен услов $\varepsilon < \varepsilon_p$, динамичка рекристализација не започиње, па се рекристализација одвија по завршетку дејства силе у статичким условима и назива се статичка рекристализација (SRX).

Кинетика статичке рекристализације се описује једначином Аврами облика [47,52,53,115,139]:

$$X_{SRX} = 1 - \exp(k \cdot t^{n_{SRX}}) \quad (24)$$

где су

X_{SRX} – удео статички рекристалисане микроструктуре, %

t – време за које се одређује X_{SRX} , s

n_{SRX} – Аврами експонент

k – константа.

Брзина статичке рекристализације зависи од брзине нуклеације и раста недеформисаних зрна, густине места за нуклеацију, као и сударања при расту нових зрна.

Вредности Аврами експонента се могу мењати у току рекристализације. Теоријске вредности Аврами експонента су приказане у табели 5.

Табела 5. Теоријске вредности Аврами експонента [12].

Услови реакције			n_{SRX}	
I	Полиморфне промене, дисконтинуирано таложење, еутектоидна реакција, раст контролисан граничном површином			
	A	Стварање клица на тачкастим местима, раст у свим правцима		
		1.	Повећање брзине настанка клица	>4
		2.	Константна брзина настанка клица	4
		3.	Смањење брзине настанка клица	3 до 4
	4.	Брзина настанка клица = 0	3	
	Б.	Настанак клица на "ивицама зрна" (после сатурације)	2	
В.	Настанак клица на границама зрна	1		
II	Дифузионо контролисан раст (почетна фаза)			
	A.	Сви облици раста из малих димензија		
		1.	Повећање брзине настанка клица	>2,5
	2.	Константна брзина настанка клица	2,5	

	3.	Смањење брзине настанка клица	1,5 до 2,5
	4.	Брзина настанка клица = 0	1,5
	Б.	Раст честица мерљиве почетне запремине	1 до 1,5
	В.	Иглице и плочице коначних димензија	1
	Г.	Дебљање иглица пошто се заврши сударање зрна	1
	Д.	Дебљање великих плочица након што се заврши сударање зрна	0,5
	Ђ.	Таложење на дислокацијама	0,67

У литератури се за кинетику статичке рекристализације најчешће користи једначина [138,140-144]:

$$X_{SRX} = 1 - \exp \left[-0,693 \left(\frac{t}{t_{0,5}} \right)^{n^{SRX}} \right] \quad (25)$$

где су

$t_{0,5}$ – време потребно за 50% рекристализације које се рачуна на основу једначине, s

$$t_{0,50} = A \cdot d_0^p \cdot \varepsilon_{\text{eff}}^q \cdot \dot{\varepsilon}^r \exp \left(\frac{Q_{SRX}}{RT} \right) \quad (26)$$

где је:

A, p, q и r – константа

$\dot{\varepsilon}$ – брзина деформације, s^{-1}

ε_{eff} – ефективни степен деформације, укључујући заосталу деформацију из прошлог степена деформације

d_0 – почетна величина зрна, μm

T – апсолутна температура, K

R – универзална гасна константа, $\text{J} \cdot \text{mol}^{-1} \cdot \text{K}^{-1}$

Q_{SRX} – активациона енергија за статичку рекристализацију, J/mol.

Због важности контроле величине рекристалисаног зрна у зависности од степена деформације и почетне величине зрна, изведена је једначина [138]:

$$d_{SRX} = A \cdot \varepsilon^{-a} \cdot d_0^b \quad (27)$$

где су

d_{SRX} – величина статички рекристалисаног зрна, μm

ε – степен деформације,

d_0 – почетна величина зрна, μm .

Када статичка рекристализација није потпуна, величина зрна се рачуна на основу једначине [138]:

$$d = d_{SRX} (0,2 + 0,8 \cdot X_i) \quad (28)$$

где су

d – средња величина зрна у случају непотпуне рекристализације, μm

d_{SRX} – величина статички рекристалисаних зрна, μm

X_i – удео статички рекристалисане структуре, %.

Величина статички рекристалисаних зрна зависи од степена деформације и почетне величине зрна. Повећање степена деформације доводи до пораста акумулиране енергије која је покретачка сила за статичку рекристализацију. На овај начин се повећава покретачка сила као и брзина нуклеације. Због тога је величина динамички рекристалисаних зрна мања од статички рекристалисаних.

Када је степен деформације већи од критичног за динамичку рекристализацију, овај процес започиње у току провлака (нуклеација), а настала рекристалисана зрна расту у току паузе (метадинамичка рекристализација), а истовремено се може одвијати и статичка рекристализација. Метадинамичка рекристализација се може описати Аврами једначином следећег облика [4,138]:

$$X_{MDRX} = 1 - \exp \left[-0,693 \left(\frac{t}{t_{0,5}} \right)^{n_{MDRX}} \right] \quad (29)$$

где су

X_{MDRX} – удео метадинамички рекристалисане фазе, %

n_{MDRX} – Аврами експонент

t – време за које се одређује X_{DRX} , s

$t_{0,5}$ – време потребно за 50% динамичке рекристализације, s.

Време за 50% метадинамичке рекристализације се израчунава према следећој једначини [145,146]:

$$t_{0,5} = AZ^{-r} \exp \left(\frac{Q_{MDRX}}{RT} \right) = A \varepsilon^{-r} \left(\frac{Q_{MDRX} - r \cdot Q_{HW}}{RT} \right) \quad (30)$$

где су

$t_{0,5}$ - време потребно за 50% метадинамичке рекристализације, s

Z – Зенер-Холомонов параметар

Q_{MDRX} – активациона енергија за метадинамичку рекристализацију, $\text{J} \cdot \text{mol}^{-1}$

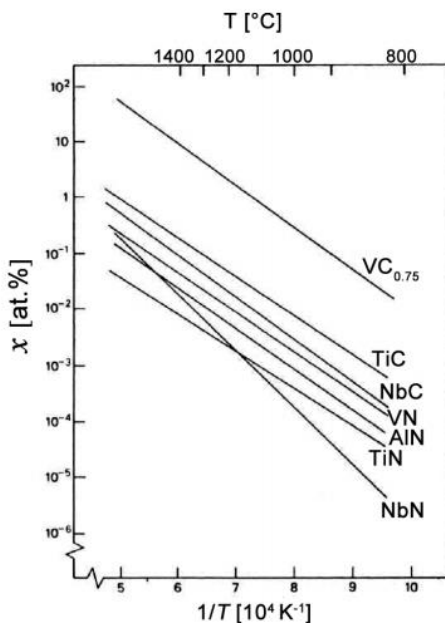
Q_{HW} – привидна активациона енергија за топлу пластичну деформацију $\text{J} \cdot \text{mol}^{-1}$.

По завршетку рекристализације, на високим температурама може доћи до пораста величине рекристалисаних зрна. Исправним одабиром легирајућих елемената и параметара термомеханичке прераде може се успешно фаворизовати таложње по границама зрна са циљем да се спречи накнадни пораст зрна. Микролегирани челик који у саставу има ниобијум и ванадијум показује велику отпорност према израженом порасту зрна до температура од $\sim 1150^\circ\text{C}$, док челик микролегиран само ванадијумом због његове велике растворљивости, отпорност ка израженом порасту зрна показује само до $\sim 950^\circ\text{C}$ [147]. Најизраженији утицај на контролу величине аустенитног зрна има титан у форми талога титан–нитрида [1,9,24].

2.2.4.3 Таложње

Реакција таложња у микролегираним челицима од велике је важности за стварање финалних својстава челика. Карбонитриди микролегирајућих елемената утичу на финална својства челика кроз контролу полазног аустенитног зрна као и ефекат таложног ојачавања.

Степен пресићења k_s представља покретачку силу за таложење [53,54], и представља однос стварне концентрације елемената који граде талог, а налазе се растворени у чврстом раствору и производа растворљивости на задатој температури. Када само пресићење не ствара довољно велику покретачку силу за таложење, она може бити повећана дејством деформације на повишеној температури. У микролегираним челицима најчешће долази до таложења карбида, нитрида и карбонитрида. Промене производа растворљивости карбида и нитрида микролегирајућих елемената у зависности од температуре приказане су на слици 65.



Слика 65. Промена растворљивости талога микролегирајућих елемената у зависности од температуре [14].

Степен пресићења за стварање талога на бази микролегирајућих елемената, може се израчунати на основу једначина које у прорачуну користе производ растворљивости (табела 3). Степен пресићења на примеру таложења Nb(C,N) у микролегираном челику може се израчунати једначином [46]:

$$k_s = \frac{[Nb]([C] + \frac{12}{14}[N])}{10^{B-A/T}} \quad (31)$$

где су

[Nb] – концентрација Nb, mas. %

[N] – концентрација N, mas. %

[C] – концентрација C, mas. %

A, B - константе

T – апсолутна температура, K.

Таложење које је стимулисано дејством спољашње силе, назива се деформацијом индуковано таложење [148-151]. Дејством спољашње силе која доводи до пластичне деформације материјала, повећава се концентрација грешака унутар кристалне решетке које повољно делују на убрзавање кинетике таложења па се у динамичким условима таложење јавља при веома кратким инкубационим временима. Повећање густине дислокација изазвано повећањем степена деформације убрзава дифузију и ствара већи број погодних места за нуклеацију.

Као и највећи број реакција које се одвијају дифузионим механизмом, и таложење се одвија у два стадијума, нуклеација и раст талога. Нуклеација се доминантно одвија на местима са повишеном енергијом попут граница зрна и сплетова дислокација. Талози издвојени по границама полазних аустенитних зрна имају важну улогу у отежавању покретљивости граница зрна и субзрна која имају тежњу да постану клице рекристалисаних зрна (слика 62). Покретањем границе зрна, ствара се клица довољно велика (пречника већег од критичне вредности за раст) да буде стабилна и настави да расте на рачун деформисане основе. Издвајањем талога по границама зрна, отежава се динамичка рекристализација што води ка порасту критичног степена деформације за динамичку рекристализацију или до њеног спречавања [152].

Таложење у статичким условима се одвија на идентичан начин као и таложење при деформацији [130]. У статичким условима се разликују таложење у деформисаном и недеформисаном аустениту, при чему је брзина таложења у недеформисаном аустениту значајно спорија због мање густине дислокација, које стварају места погодна за нуклеацију.

2.3 Методе одређивања удела статичке рекристализације између два провлака

Познато је да величина зрна има велики утицај на механичка својства челика, па је контрола раста зрна један од најважнијих задатака у производњи челика. У циљу праћења и квантификовања промена у току статичке рекристализације, која се одвија у паузама између провлака при пластичној преради челика, развијене су две методе [140,144,153-155]:

- класична металографија – металографска анализа помоћу светлосне микроскопије
- механичка металографија

Металографске методе одређивања удела статички рекристалисане структуре се заснивају на праћењу промена у микроструктури узорака држаних на повишеној температури непосредно након деформације, идентичним режимима пластичне прераде на повишеним температурама. Па завршетку дејства силе, узорци се држе на температури пластичне прераде како би се обезбедили услови за статичку рекристализацију, а онда се после различитих временских интервала кале. Промене у микроструктури се прате класичним методама светлосне микроскопије које подразумевају металографску припрему и нагризање узорака са циљем да се открију границе полазног аустенитног зрна. Припремљена површина се анализира и одређује се удео рекристалисане структуре. Главни недостатак ове методе је што захтева опсежну и детаљну припрему узорака. Приликом испитивања нискоугљеничних челика, јавља се и проблем слабе прокаљивости, који онемогућава добијање поузданих резултата, јер није могуће ефикасно закалити узорак. Због тога су развијене методе механичке металографије, које омогућавају праћење промена услед статичке рекристализације на основу одређивања напона σ_p и σ_0 [149,156,157]. На основу напона добијених са кривих деформационог ојачавања, може се израчунати омекшавање у паузама између провлака. Овако добијена вредност назива се прекидно омекшавање (FS).

На слици 66 су приказане криве деформационог ојачавања добијене симулацијом пластичне деформације у два провлака при изотермалним условима. На дијаграму су обележене вредности максималне чврстоће у провлаку (σ_m) као и границе течења (σ_0) одређене на два начина:

- поступком одсечка (os) - σ_0^{os}
- поступком екстраполације уназад (be) - σ_0^{be} .

За праћење интензитета ојачавања/омекшавања, такође је развијен и поступак површине (A) који се заснива на праћењу интензитета деформационог ојачавања које се манифестује променом површине испод криве за исти степен деформације, слика 67. У складу са тим, прекидно омекшавање се може израчунавати једначином [145,160]:

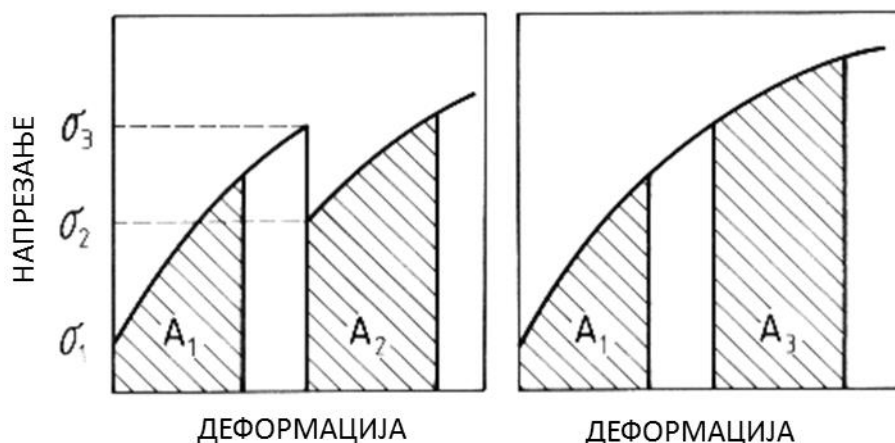
$$FS = \frac{A_3 - A_2}{A_3 - A_1} \quad (33)$$

где су

A_1 - површина испод криве напрезање-деформација у току првог провлака

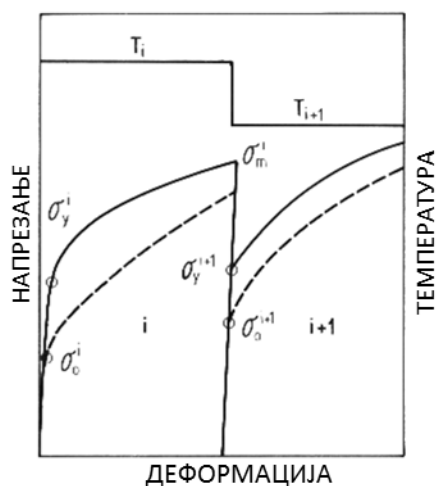
A_2 - површина испод криве напрезање-деформација у току другог провлака, после паузе τ

A_3 - површина испод криве напрезање-деформација у току другог провлака, после бесконачно мале паузе, $\tau \rightarrow 0$.



Слика 67. Дијаграми напон-деформација добијени двостепеним тестом у изотермалним условима [145].

Како су у пракси изотермални услови реткост, постојала је потреба да се опише прекидно омекшавање при анизотермалним условима на температурама T_i и T_{i+1} ($T_i < T_{i+1}$), дијаграм је приказан на слици 68.



Слика 68. Криве деформационог ојачавања добијене компресионим тестом у два степена при анизотермалним условима [145].

Да би се одредио удео структуре рекристалисане при хлађењу у паузама између провлака, израчунава се прекидно омекшавање према следећој једначини [145]:

$$FS_i = \frac{S_0^i - S_r^i}{S_0^i} \cdot 100, \% \quad (34)$$

где су

S_0^i - степен деформационог ојачавања остварен у току i -тог провлака, у односу на рекристалисано стање који се рачуна према једначини 35 [145],

S_r^i - степен заосталог ојачавања на почетку $(i+1)$ -тог провлака на одговарајућој температури који се рачуна према следећој једначини 36 [145].

$$S_0^i = \frac{\sigma_m^i - \sigma_0^i}{\sigma_0^i} \quad (35)$$

где су

σ_m^i - напрезање измерено на крају i -тог провлака, МПа

σ_0^i - граница течења рекристалисаног узорка на температури i -тог провлака, МПа.

$$S_r^i = \frac{\sigma_y^{i+1} - \sigma_0^{i+1}}{\sigma_0^{i+1}} \quad (36)$$

где су

σ_y^{i+1} - напрезање измерено на почетку $(i+1)$ -тог провлака на одговарајућој температури за тај провлак МПа,

σ_0^{i+1} - граница течења рекристалисаног узорка на температури $(i+1)$ -тог провлака, МПа.

Вредности σ_y^{i+1} и σ_m^i се читавају са кривих деформационог ојачавања поступцима који су претходно објашњени за тестове у изотермалним условима, док се σ_0^{i+1} и σ_0^i не могу одредити са кривих деформационог ојачавања добијених у анизотермалном тесту. У циљу брзог одређивања границе течења рекристалисаног узорка на одређеној температури потребно је извести низ тестова на различитим температурама.

Вредности прекидног омекшавања које се израчунавају на основу компресионих и торзионих тестова обухватају и опорављање и рекристализацију као механизме омекшавања. Како би се успоставила веза између прекидног омекшавања и удела статичке рекристализације, прорачуни прекидног омекшавања допуњени су микроструктурном анализом [145,149,157,160,161]. Веза прекидног омекшавања и удела статички рекристалисане микроструктуре зависи од изабране технике симулације деформације, температуре теста и степена деформације као и изабране методе за читавање података са дијаграма зависности напона и деформације [145,160,161]. Услед избора различитих метода испитивања, као и параметара теста и технике читавања података са добијених дијаграма у литератури се могу наћи веома различите вредности који представљају везу између прекидног омекшавања и удела статичке рекристализације. У компресионим и торзионим тестовима које су спровели Петковић и Јонас [129] утврђено је да рекристализација започиње тек при достизању 50% односно 45% прекидног омекшавања. У двостепеним компресионим тестовима изведеним у изотермалним условима на 900°C и 1000°C [149], установљено је да до рекристализације на 1000°C долази при 10%FS када је за читавање напона са дијаграма коришћена метода екстраполације уназад односно 20%FS када је коришћена метода одсечка [149]. На 900°C вредности прекидног омекшавања које одговарају почетку рекристализације су нешто веће него што је случај на 1000°C, па рекристализација започиње при 15%FS одређеног методом екстраполације уназад, а при 30%FS добијеног методом одсечка [149]. У двостепеним компресионим тестовима изведеним у изотермалним условима ($T = 850-1000^\circ\text{C}$) [12] установљено је да рекристализација започиње при достизању прекидног омекшавања од 20% које је израчунато методом одсечка. У двостепеним компресионим тестовима изведеним у изотермалним условима ($T=850-1000^\circ\text{C}$) [130], до почетка рекристализације долази при 15-20% прекидног омекшавања добијеног методом одређивања површине испод криве. Највећи

број аутора утврдио је да 100% рекристализације одговара вредности од 100% прекидног омекшавања, док вредности $FS > 100\%$ указују на пораст величине зрна. У студији коју су спровели Дута и сарадници [162] завршетак рекристализације одговара вредности од 85% прекидног омекшавања док вредности прекидног омекшавања веће од 85% указују на пораст величине зрна. Према литературним подацима [149,163] проценат прекидног омекшавања израчунатог методом екстраполације уназад одговара проценту рекристализације.

Резултати испитивања нискоугљеничног челика, микролегираног ниобијумом, низом двостепених изотермалних тестова [164] анализирани су методом одсечка за $\varepsilon = 0,2\%$, 2% и 5% , као и методом површине и класичном металографском методом. Утврђено је да је највеће слагање металографске методе и прекидног омекшавања остварено за прорачун на бази методе одсечка за степен деформације $\varepsilon = 2\%$ и $\varepsilon = 5\%$ као и за методу површине.

2.4 Термомеханичка прерада микролегираних челика

Најважнији циљ механичке прераде челика је постизање тражених механичких својстава, димензија и облика производа који морају бити у стандардом прописаним толеранцијама. Нискоугљенични микролегирани челици се најчешће прерађују топлим ваљањем, док се средњеугљенични микролегирани челици најчешће подвргавају пластичној деформацији ковањем у топлом стању. Конвенционални режими пластичне прераде у топлом стању су били праћени накнадном термичком обрадом која се примењује са циљем да се по постизању жељеног облика и димензија производу накнадном термичком обрадом обезбеди повољна микроструктура. На овај начин се кроз два одвојена процеса добијају производи одговарајуће геометрије али и захтеваних механичких својстава [165].

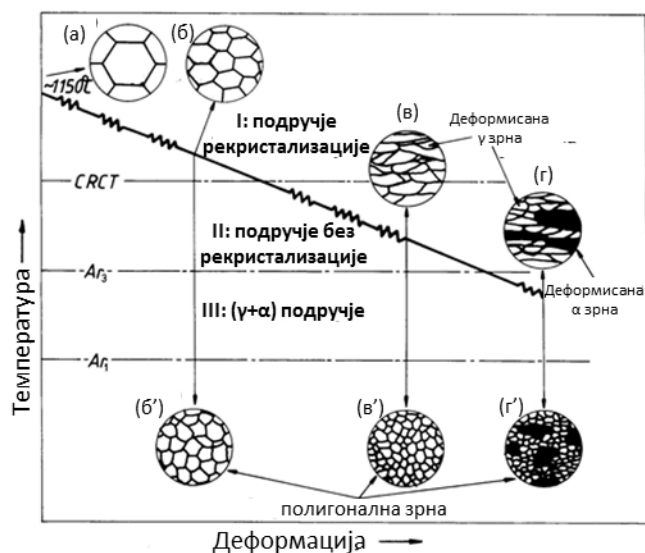
Константна потреба за повећањем ефикасности производних постројења, као и уштеде енергената што уједно води ка снижењу цене производње, довели су до развоја савремених режима термомеханичке прераде. Контролисано термомеханичком прерадом остварује се истовремено постизање захтеваних механичких својстава али и димензија и облика производа. Под термомеханичком прерадом подразумева се топло ваљање у тачно дефинисаним температурним интервалима [166] и накнадно контролисано хлађење чиме се елиминише потреба за накнадном термичком обрадом [165].

У савременим режимима термомеханичке прераде микролегираних челика се, за разлику од конвенционалних режима топлог ваљања осим контроле температуре, деформације и брзине деформације, детаљно контролишу параметри сваког провлака [165] са циљем максималног искоришћења додатих микролегирајућих елемената. Циљ прецизног подешавања параметара термомеханичке прераде је стварање аустенитне микроструктуре са што већим бројем места за нуклеацију, уситњавањем величине зрна тј. повећањем укупне граничне површине, како би се створили услови за настанак хомогене ситнозрне микроструктуре. Пораст густине места за нуклеацију зависи од степена деформације (ε) и величине полазног аустенитног зрна (d_0) и може се израчунати једначином [130]:

$$S_V = \frac{24}{\pi d_0} [0,491 \exp(\varepsilon) + 0,155 \exp(-\varepsilon) + 0,1433 \exp(-3\varepsilon)] \quad (37)$$

Модерни микролегирани челици се прерађују помоћу једне од четири комерцијализоване технологије термомеханичке прераде [12]. Схематки приказ наведених технологија приказан је на слици 69:

- Класично контролисано ваљање (CCR)
- Рекристализационо контролисано ваљање (RCR)
- Динамички рекристализационо контролисано ваљање (DRCR)
- Ваљање у двофазној области



Слика 69. Схематски приказ различитих технологија термомеханичке прераде микролегираних челика [130].

Како би комерцијалне технологије топлог ваљања микролегираних челика могле да се адекватно примене неопходно је дефинисати и одредити критичне температуре неопходне за ваљање. Критичне температуре топлог ваљања су:

- T_{rl} – температура изнад које је статичка рекристализација потпуна [162],
- T_{rs} – температура испод које је статичка рекристализација потпуно спречена [162],
- A_{r3} – температура почетка трансформације $\gamma \rightarrow \alpha$,
- T_{nr} – најнижа температура на којој се статичка рекристализација одвија потпуно [155,167].

Температура T_{nr} се често преклапа са T_{rl} температуром, зато што се дефинише и као гранична температура испод које почиње непотпуна рекристализација [12,168]. У пракси се најчешће одређује управо T_{nr} температура.

У лабораторијским условима, је развијен велики број тестова помоћу којих се могу одредити критичне температуре за режиме термомеханичке прераде челика.

У анизотермалним условима T_{nr} температура се одређује помоћу Борато (Borrato) теста [155,168] који се састоји од 17-20 провлака са константним вредностима параметара теста (степен и брзина деформација као и дужина паузе између провлака). Температура првог провлака је 1150°C и смањује се за по 30°C у сваком новом провлаку. Вредност температуре без рекристализације на основу Борато теста се може добити на неколико начина од којих је најчешћи метод који је заснован на промени вредности средњег напона течења у зависности од температуре. Температура T_{nr} се може успешно одредити и у изотермалним условима извођењем двостепених тестова:

- праћењем кинетике рекристализације у зависности од трајања паузе између провлака [163],
- прорачуном прекидног омекшавања у двостепеним тестовима са константном дужином паузе [47].

Метода прекидног омекшавања детаљно је објашњена у поглављу 2.3.

Температуре T_{rl} и T_{rs} се ређе одређују али се и оне могу одредити у анизотермалним условима Борато тестом [130,139,169,170] прорачуном прекидног омекшавања за сваку паузу, као и двостепеним тестом у изотермалним условима металографском анализом или прорачуном прекидног омекшавања.

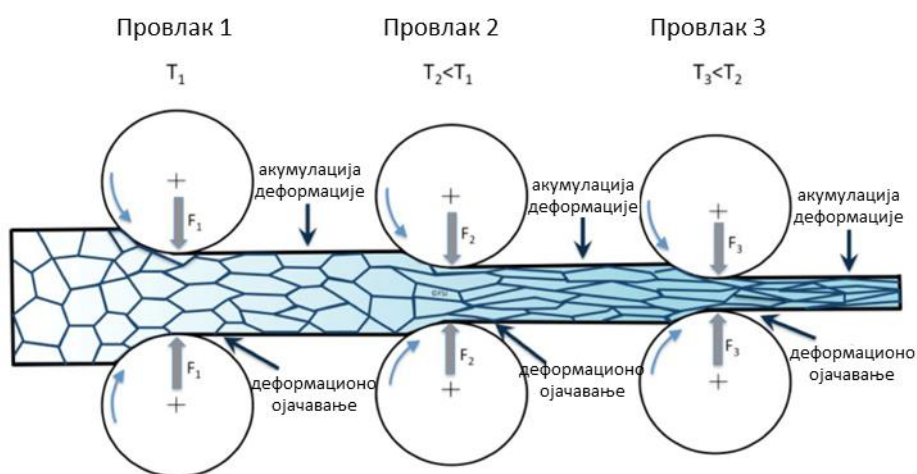
2.4.1 Класично контролирано ваљање (CCR)

Класично контролирано ваљање (CCR) као најчешћи комерцијализовани поступак термомеханичке прераде микролегираних челика се састоји од два кључна стадијума. Свим комерцијалним поступцима термомеханичке прераде претходи хомогенизационо жарење блокова са циљем да се обезбеди уједначена расподела легирајућих елемената, величина и облика зрна по запремини блока микролегираних челика. Полазна микроструктура за CCR је изузетно крупнозрни аустенит.

Први стадијум CCR-а се примењује са циљем да се уситни полазна крупнозрна аустенитна микроструктура. Овај стадијум термомеханичке прераде карактеристичан је и за друге комерцијалне поступке топлог ваљања и назива се – предваљање [12,171].

У току предваљања уситњавање микроструктуре челика се остварује узаступним процесима пластичне деформације при чему након сваког провлака долази до статичке рекристализације у паузама између провлака. Како би се обезбедила потпуна рекристализација, предваљање се одвија на температурама које су изнад минималне температуре потребне за потпуну рекристализацију (T_H). По завршетку сваког стадијума деформације у току предваљања као последица процеса рекристализације, ствара се све ситнозрнија микроструктура у односу на претходни стадијум. Због дужине паузе између провлака у току предваљања, постоји опасност од пораста величине зрна по завршетку рекристализације. Талози микролегирајућих елемената имају важну улогу у смањењу покретљивости граница зрна [12]. По завршетку предваљања, деформација се наставља у температурној области у којој је статичка рекристализација у паузама између провлака спречена, испод T_{rs} , а изнад A_{r3} температуре [171]. Класично контролирано ваљање завршава се контролираним хлађењем након деформације у последњем провлаку. Развијен је и поступак класичног контролисаног ваљања које је праћено убрзаним хлађењем. Спречавање рекристализације последица је издвајања талоба на границама аустенитних зрна који спречавају њихово кретање и настанак клица рекристалисане фазе.

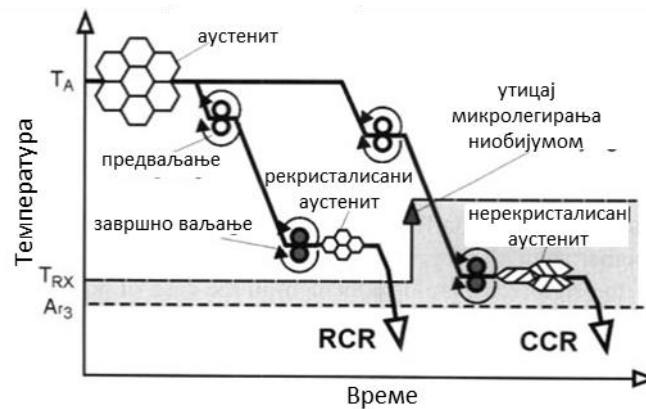
Додатком микролегирајућих елемената попут титана и ниобијума стварају се талози који имају малу растворљивост на високим температурама, па се издвајају по границама зрна. На овај начин, T_{rs} температура је повећана, што омогућава ваљање на вишој температури и већи број провлака. Наведене промене узрокују повећање густине дислокација као и настанак издужених зрна аустенита, а самим тим и већи број места погодних за нуклеацију феритних зрна. Илустрација микроструктурних промена при класично контролисаном ваљању приказана је на слици 70.



Слика 70. Схематски приказ микроструктурних промена при ваљању микролегираних челика CCR технологијом [172].

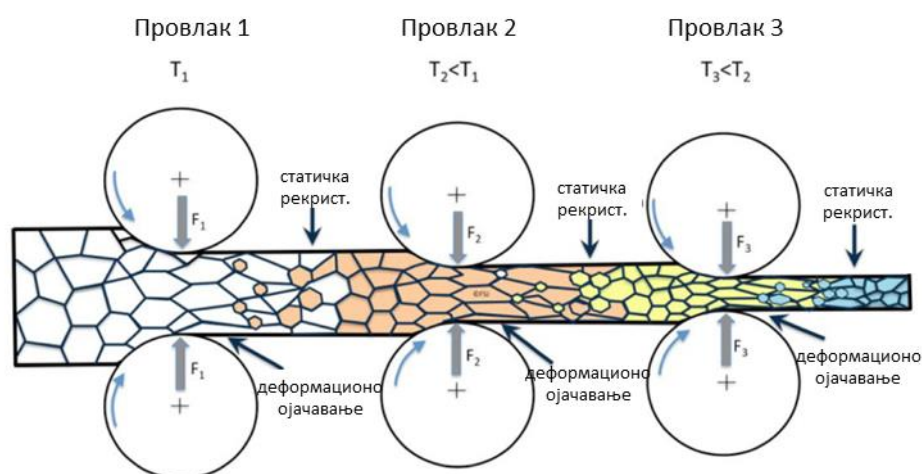
2.4.2 Рекристализационо контролирано ваљање (RCR)

У односу на класично контролирано ваљање, завршно ваљање у поступку рекристализационо контролираног ваљања (RCR) се одвија у температурној области у којој је статичка рекристализација и даље потпуна, слика 71.



Слика 71. Схематски приказ разлика између класичног контролираног ваљања и рекристализационо контролираног ваљања [173,174].

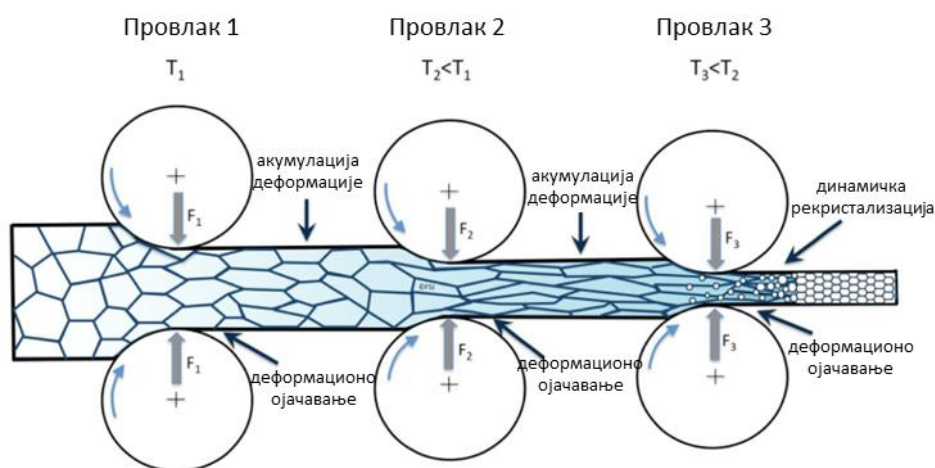
Како је за постизање финалних димензија неопходно ваљати микролегирани челик у великом броју провлака (до 15 провлака), потребно је легирањем обезбедити адекватну T_H температуру како би се упркос таложењу обезбедило потпуно одвијање статичке рекристализације у последњим провлацима. Као последица оваквог захтева, микролегирани челици који се прерађују RCR поступком се легирају елементима који не доводе до значајног повећања T_H температуре [115,155,162,175]. Микроструктура и механичка својства микролегираних челика ваљаних рекристализационим контролираним ваљањем у највећој мери зависе од уситњености зрна узрокованим статичком рекристализацијом. Значајан допринос чврстоћи у RCR ваљаним челицима има дисперзно таложење ванадијума, који се због велике растворљивости у аустениту издваја при нижим температурама, доминантно у феритној основи при хлађењу челика са температура топлот ваљања. Као и у случају CCR поступка термомеханичке прераде, и код RCR ваљања је развијен поступак који је праћен убрзаним хлађењем са температура завршног ваљања [12,171]. Микроструктурне промене при ваљању класичним контролираним ваљањем илустроване су на слици 72. Са слике 72 се јасно види да прва рекристалисана зрна настају након завршетка дејства силе/ у паузи између провлака.



Слика 72. Схематски приказ микроструктурних промена при ваљању микролегираних челика RCR технологијом [172].

2.4.3 Динамички-рекристалizacionо контролисано ваљање (DRCR)

При преради челика динамички-рекристалizacionим ваљањем (DRCR), предваљање се одвија на температурама на којима је статичка рекристалizacionија потпуна, док се завршно ваљање попут завршног ваљања у CCR поступку одвија на температурама на којима је рекристалizacionија потпуно спречена [12,171]. Разлика између CCR и DRCR поступка ваљања је што су степени деформације значајно већи при динамички-рекристалizacionом ваљању. Када услови за потпуну статичку рекристалizacionију нису задовољени [175,176] долази до акумулирања деформације између провлака чиме се стварају услови за одвијање динамичке рекристалizacionије (слика 73).



Слика 73. Схематски приказ микроструктурних промена при ваљању микролегираних челика DRCR технологијом [172].

2.4.4 Ваљање у двофазној области

Завршно ваљање у овом поступку се одвија испод A_{r3} температуре, у двофазном $\alpha+\gamma$ подручју. Приликом деформације упоредо се деформишу и ферит и аустенит при чему се у току хлађења из зрна аустенита стварају полигонална зрна ферита, а у деформисаном фериту долази до опорављања и статичке рекристалizacionије претходно деформисаних зрна. На овај начин настаје ситнозрнија микроструктура коју карактеришу веће вредности чврстоће. Највећи недостатак ваљања у двофазној области су велике силе ваљања које су потребне на нижим температурама у двофазној ($\gamma+\alpha$) области [171].

3. ЕКСПЕРИМЕНТАЛНИ ДЕО

3.1 Материјал

У овој дисертацији испитивани су нискоугљенични челик микролегиран ниобијумом и титаном (Nb/Ti-челик), као и средњеугљенични челик микролегиран ванадијумом, ниобијумом и титаном (Ti/V-челик). Хемијски састави испитиваних челика приказани су у Табели 6.

Табела 6. Хемијски састав испитиваних микролегираних челика, мас. %.

Хемијски елемент	Нискоугљенични микролегирани челик	Средњеугљенични микролегирани челик
C	0,06	0,309
Mn	0,77	1,531
Si	0,68	0,485
P	0,015	0,0077
S	0,008	0,0101
Al	0,052	0,017
Nb	0,039	0,003
V	/	0,123
Ti	0,015	0,011
Cr	/	0,265
Ni	/	0,20
Mo	/	0,041
Nppm	53	221
Oppm	45	/

Нискоугљенични микролегирани челик коришћен у овој дисертацији је добијен континуираним ливењем на радијалној машини и топлим ваљањем одливених слабова. Узорковање материјала је извршено са предтраке дебљине ~30 mm, по завршетку предваљања, а непосредно пре завршног ваљања. Материјал је узоркован са топовалање траке у правцу паралелном са правцем ваљања. У циљу постизања униформне микроструктуре пре започињања експеримента, узорковани челици су жарени у заштитној атмосфери аргона на 1050 °C у трајању од 3 сата.

Средњеугљенични микролегирани челик је одливан у металне кокиле, а одливени инготи су изваљани на температури од 1200 °C у гредице које су накнадно загреване на 1150 °C и ваљане до цилиндричних шипки финалне димензије Ø22 mm. Температура завршног ваљања је била 950 °C. Челик је узоркован у правцу ваљања.

3.2 Термичка обрада средњеугљеничног микролегираног челика

3.2.1 Хомогенизационо жарење

Топловаљане шипке, $\varnothing 22$ mm, су подвргнуте хомогенизационом жарењу у лабораторијској електроотпорној пећи, на температури од $1250\text{ }^{\circ}\text{C}$ у трајању од 4 сата. Хомогенизација је изведена у инертној атмосфери аргона. По завршетку хомогенизације, шипке су са температуре хомогенизационог жарења закаљене у уљу.

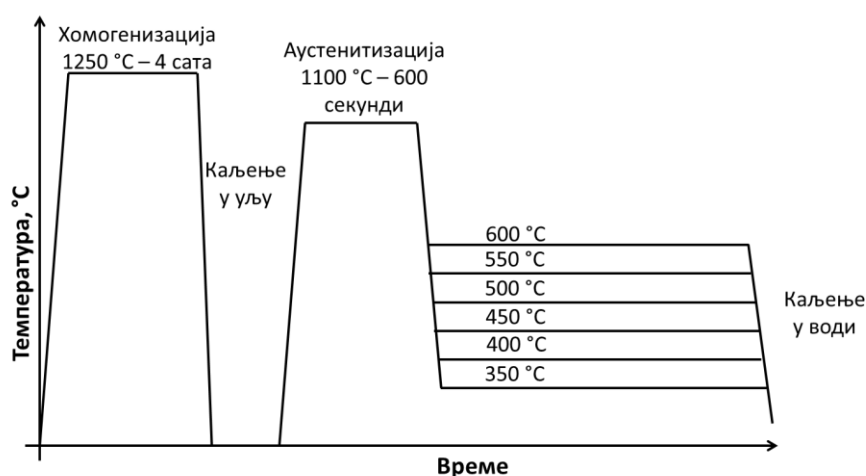
3.2.2 Изотермално разлагање Ti/V челика

Из хомогенизоване шипке исечени су узорци за металографска испитивања у облику дискова дебљине ~ 12 mm. Аустенитизација узорка је урађена у лабораторијској електроотпорној пећи у атмосфери аргона, на температури од $1100\text{ }^{\circ}\text{C}$ у трајању од 600 секунди. По завршетку аустенитизације узорци су великом брзином пренети у соно купатило загрејано на температуру изотермалног разлагања где се готово моментално хладе до задате температуре. Одабране температуре изотермалног разлагања су биле у опсегу $350\text{ }^{\circ}\text{C}$ до $600\text{ }^{\circ}\text{C}$, и узорци цу на задатим температурама задржавани у различитим временским интервалима (2-1200 s). Параметри примењене термичке обраде приказани су у табели 7.

Табела 7. Параметри изотермалног разлагања.

Температура, $^{\circ}\text{C}$	Време, s
350	10,20,30,60,120,600,1200
400	2,5,10,20,30,60,120,600,1200
450	2,5,10,20,30,60,120,600,1200
500	5,10,20,30,60,120,600,1200
550	5,10,20,30,60,120,600,1200
600	5,10,20,30,60,120,600,1200

По завршетку изотермалног разлагања узорци су до собне температуре охлађени каљењем у води. Схематски приказ режима изотермалног разлагања према параметрима датим у табели 7 је приказан на слици 74.



Слика 74. Схематски приказ примењених режима термичке обраде.

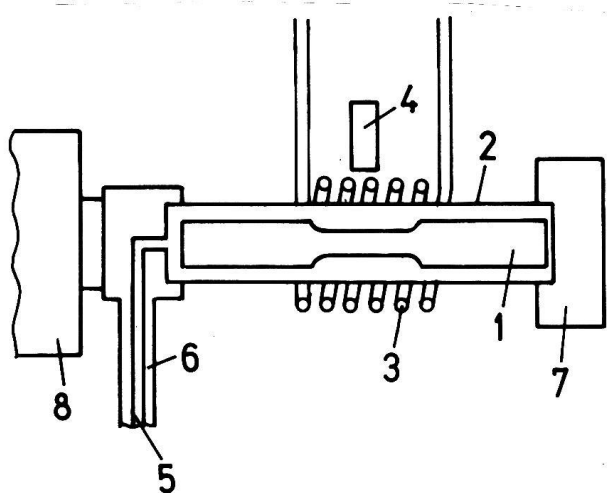
3.3 Термомеханичка прерада нискоугљеничног микролегираног челика

3.3.1 Испитивање увијањем на повишеним температурама

Симулација пластичне прераде на повишеној температури извршена је, испитивањем увијањем на повишеној температури, на уређају (пластомер) „Setaram-Irsid“ у Институту за црну металургију у Никшићу, Црна Гора. Симулација увијањем омогућила је испитивање челика применом великих степена деформације без настанка лома. Уређај се састоји од нискоинерционог електромотора са редуктором за контролу броја обртаја у јединици времена, хронометра који омогућава контролу испитивања у функцији времена. Загревање испитног узорка који се налази у стакленој цеви извршена је помоћу индукционог грејача са воденим хлађењем, док је контрола температуре извршена преко оптичког пирометра који је повезан на терморегулатор. Радни опсези уређаја су:

- температура: 750-1300 °С;
- броја обртаја мотора: 0-1500 обртаја/минут;
- као и могућност мерења момента силе у опсегу: 0-7Nm.

При испитивању увијањем на повишеним температурама кроз стаклену цев у којој се налази узорак пушта се инертни гас како би се спречила оксидација, а по потреби и расхладни флуид како би се омогућило каљење испитног узорка. Графички приказ уређаја је дат на слици 75. Аквизиција података се врши помоћу рачунара који има опцију мерења сигнала са шест различитих излаза.



1. Узорак
2. Стаклена цев
3. Индукциони грејач
4. Оптички пирометар
5. Цев за довод средства за каљење
6. Цев за довод инертног гаса
7. Динамометар
8. Систем за аквизицију података

Слика 75. Схематски приказ пластомера.

Приликом испитивања увијањем, узорак се поставља у уређај при чему је један крај узорка укљештен, а други повезан са електромотором преко којег се задаје ротационо дејство силе и врши деформација увијањем. Због природе теста у току испитивања се мере температура испитивања T , момент увијања M_u као и угао увијања θ . Како би се одредиле вредности смицајних напона потребно је применити следећу једначину:

$$\tau = \frac{M_u}{2\pi R^3} (3 + m + n') 1000 (\text{MPa}) \quad (38)$$

где су

τ – смицајно напрезање, МПа

M_u – момент увијања, Nm

R – полупречник мерног дела епрувете, mm

m – осетљивост на брзину деформације

n' – индекс деформационог ојачавања при увијању.

Вредности коефицијената m и n' су променљиве и у току теста, па им се најчешће додељују вредности 0,17 и 0,13 како би се обезбедило расипање резултата од $\pm 5\%$ [12,130].

Расподела деформације при тесту увијањем није униформна по попречном пресеку и највеће вредности достиже на површини епрувете, па се деформација у тој зони рачуна на основу једначине [177,178]:

$$\gamma = \frac{R\theta}{L_0} \quad (39)$$

где су

γ – смицајна деформација

θ – угао увијања, rad

R – полупречник мерног дела епрувете, mm

L_0 – дужина мерног дела епрувете, mm.

Тангенцијални (смицајни) напони и деформације нису упоредиви са напонима и деформацијама добијеним при тестовима са једноосним затезањем. Како би вредности постале упоредиве, користе се једначине 40 и 41 засноване на Вон Мисесовом критеријуму пластичног попуштања [177,178].

$$\sigma_{eq} = \tau\sqrt{3} \quad (40)$$

где су

σ_{eq} – еквивалентно номинално напрезање, МПа

τ – смицајно напрезање, МПа.

$$\varepsilon_{eq} = \frac{\gamma}{\sqrt{3}} \quad (41)$$

где су

ε_{eq} – еквивалентна деформација

γ – смицајна деформација.

Пре почетка теста увијањем на повишеним температурама, неопходно је задати следеће параметре теста: температуру прогревања и температуру деформације у првом провлаку, режим загревања, као и време прогревања, и режим хлађења до испитне температуре. За вишестепене тестове неопходно је дефинисати број провлака, температуру теста за сваки провлак, степен и брзину деформације у сваком провлаку и време паузе између два провлака. Брзина деформације при тесту директно је зависна од величине и облика узорка као и од угаоне брзине и одређује се следећом једначином:

$$\dot{\varepsilon} = \frac{R\Theta}{L_0\sqrt{3}}, s^{-1} \quad (42)$$

где су

$\dot{\varepsilon}$ – брзина деформације, s^{-1}

R – полупречник мерног дела епрувете, mm

L_0 – дужина мерног дела епрувете, mm

Θ – угаоне брзина, rad/s

Како је угаона брзина директно пропорционална броју обртаја у јединици времена она се може изразити једначином 43 :

$$\Theta = \frac{2\pi U}{60}, s^{-1} \quad (43)$$

где су

Θ – угаона брзина, rad/s

U – број обртаја у минути, min^{-1} .

Смењивањем релације за угаону брзину у једначину 42 добија се нови облик једначине

$$\dot{\varepsilon} = \frac{2\pi UR}{60L_0\sqrt{3}}, s^{-1} \quad (44)$$

где су

U – број обртаја у минути, min^{-1}

R – полупречник мерног дела епрувете, mm

L_0 – дужина мерног дела епрувете, mm.

Једначином 45 се израчунава еквивалентни степен деформације:

$$\varepsilon = \frac{2\pi RN}{L_0\sqrt{3}} \quad (45)$$

где су

N – број обрта епрувете у току теста

R – полупречник мерног дела епрувете, mm

L_0 – дужина мерног дела епрувете, mm

По дефинисању параметара приступа се постављању узорка и припреми уређаја за испитивање. Епрувета се на почетку причвршћује само у чељустима које су укљештене, са циљем да се омогући слободно ширење и скупљање испитног узорка при загревању и хлађењу пре започињања теста. Прва припремна операција за тест је постављање стаклене цеви и пуштање инертног гаса како би се створила инертна атмосфера око епрувете, након чега се задају параметри загревања.

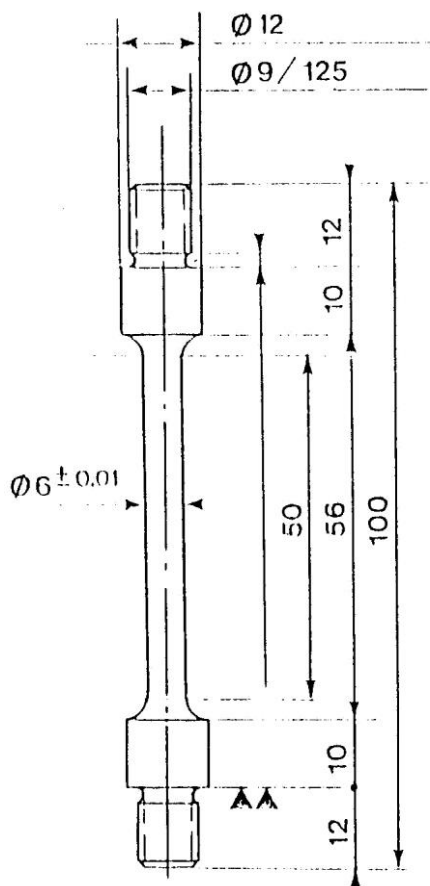
Пет минута по укључивању индуктора, а по достизању температуре жарења, одређене релацијом за производ растворљивости ниобијумкарбонитрида [46], узорак се прогрета у адекватном временском интервалу како би се обезбидило потпуно растварање свих честица талога и превођење легирајућих елемената у чврсти раствор. По истеку времена прогревања, узорак се контролисано хлади до температуре преддеформације након чега се узорак стеже у чељустима са динамометром, што означава крај припремних процедура и почетак испитивања. Преддеформација се састоји од два провлака између којих је тачно дефинисана пауза. По завршетку преддеформације узорак се контролисано хлади до температуре на којој се одвија вишестепени изотермални тест са циљем да се симулира деформација при топлом ваљању Nb/Ti челика.

Вишестепени тест увијањем се одвија на начин да се задаје дејство тангенцијалне силе до достизања предвиђеног степена деформације, након чега се епрувета растерећује и започиње унапред дефинисана пауза до следећег стадијума деформације. По истеку паузе између провлака, деформација се понавља предвиђени број пута, а након последњег стадијума деформације кроз стаклену цев се пушта вода и узорак се хлади.

Изотермални услови при тесту обезбеђују се кратким временом између провлака и адијабатским загревањем насталим услед пластичне деформације.

3.3.2 Узорак за испитивање увијањем

Облик и димензије епрувете узети су из документације произвођача опреме за испитивање увијањем на повишеној температури [179]. Цилиндрична епрувета пречника $\varnothing 6$ mm, и дужине мерног дела епрувете $L_0 = 50$ mm коришћена при овом тесту је приказана на слици 76.

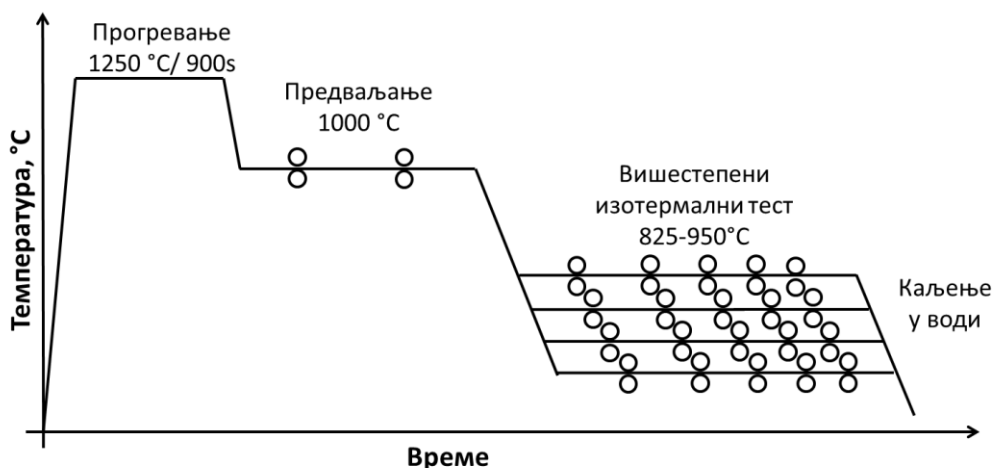


Слика 76. Технички цртеж епрувете за испитивање увијањем на повишеној температури [179].

3.3.3 Параметри вишестепеног изотермалног теста увијањем

Вишестепени тест увијањем изведен је у пет провлака, са циљем да се симулира деформација у топлој ваљаоници на петостанској завршној прузи. Схема вишестепеног изотермалног теста приказана је на слици 77. Како би се пре започињања теста обезбедила ситнозрна, једнообразна микроструктура, преддеформација је изведена у два провлака на температури 1000 °C, са паузом између стадијума у трајању од 10s. Након другог стадијума преддеформације, епрувета се хлади брзином 2 °C/s и изотермално задржава на испитној температури 60s пре почетка симулације. Параметри преддеформације су дати у табели 8.

Изотермални тест увијањем у пет провлака, рађен је на различитим температурама, а параметри теста дати су у табели 9.



Слика 77. Схематски приказ вишестепеног теста увијањем при изотермалним условима.

Табела 8. Режим преддеформације.

Број провлака	2
Температура, °C	1000
Степен деформације по стадијуму	0,3
Брзина деформације, s ⁻¹	0,15
Пауза између два стадијума преддеформације, s	10

Табела 9. Параметри петостепеног изотермалног теста.

Стадијум деформације	I	II	III	IV	V
Температуре теста, °C	825, 850, 875, 950°C				
Степен деформације	0,5	0,5	0,35	0,35	0,2
Брзина деформације, s ⁻¹	1,5	1,5	1,5	1,5	1,5
Пауза између провлака	4,75	3,25	2,25	1,75	

3.4 Испитивање структурно механичких својстава

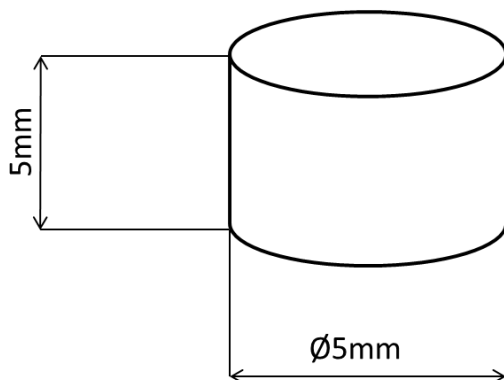
3.4.1 Микроструктурна испитивања

Узорци Ti/V челика, закаљени по завршетку термичке обраде (различите комбинације температура и времена изотермалног разлагања) су мокро брушени воденим брусним папирима следећих гранулација: P120, P240, P320, P400, P600, P800 и P1200. Након брушења, узорци су полирани на чојама за полирање на које се наносе дијамантске пасте гранулација 9, 5 и 1 μm уз употребу одговарајућег лубриканта за полирање. Улога лубриканта је да обезбеди бољи контакт између узорка и чоје.

Металографски узорци, адекватно припремљени, нагризани су у 2-5% ниталу, раствору азотне киселине у етанолу. Испитивање микроструктуре нагрижених узорака је урађено употребом инверзног металографског оптичког микроскопа „Reichert-Jung MeF3“ опремљеног дигиталном камером. Детаљнија металографска анализа урађена је на скенирајућем електронском микроскопу (SEM) „JEOL JSM 5800“, опремљеног уређајем за енергетско дисперзивну спектроскопију X-зрачења (Energy dispersive X-ray spectroscopy, EDS).

3.4.2 Механичко испитивање – компресиони тест

Компресиони тест је извршен на амбијенталној температури на узорцима пречника $\varnothing 5\text{ mm}$ и висине 5 mm (слика 78) израђеним из узорака коришћених за металографска испитивања. Компресиони тест је урађен на узорцима добијеним изотермалним разлагањем на различитим температурама, у опсегу од 350°C до 600°C , након 1200s . За сваку од одабраних температура изотермалног разлагања, испитана су по два узорка. Испитивање је изведено на серво-хидрауличном уређају за једноосно испитивање материјала, Instron 1332, капацитета 100kN . Испитивање је урађено према стандарду за једноосно испитивање материјала компресионим тестом на собној температури ASTM E9-89a [40,180].



Слика 78. Скица узорка за компресиони тест према ASTM E9-89a.

Испитивање компресионим тестом урађено је са циљем да се при истим условима испитивања, брзина деформације $0,5\text{mm min}^{-1}$, одреди граница течења при деформацији $0,2\%$. Аквизиција података добијених са сензора силе и траверзе уређаја за једноосно затезање/сажимање, урађена је помућу рачунара и одговарајућег софтвера LabView.

3.4.3 Анализа кривих деформационог ојачавања

Експериментално добијене вредности сила и издужења су прерачунаване у вредности номиналних напона и деформације. Криве зависности напон/деформација су добијене фитовањем и екстраполацијом вредности напона и деформације добијених прерачунавањем експерименталних података.

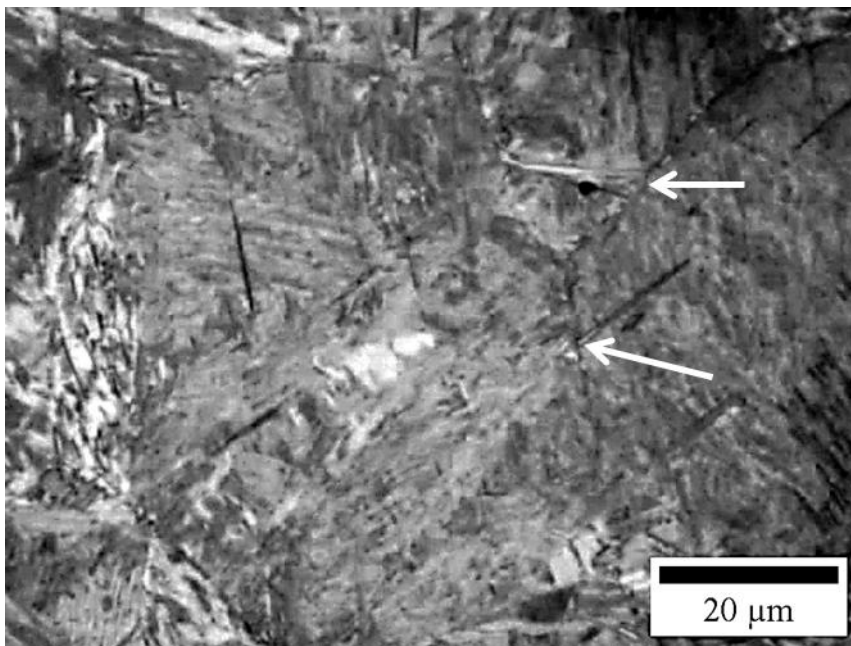
4. РЕЗУЛТАТИ

4.1 Трансформационо понашање средњеугљеничног микролегираног челика

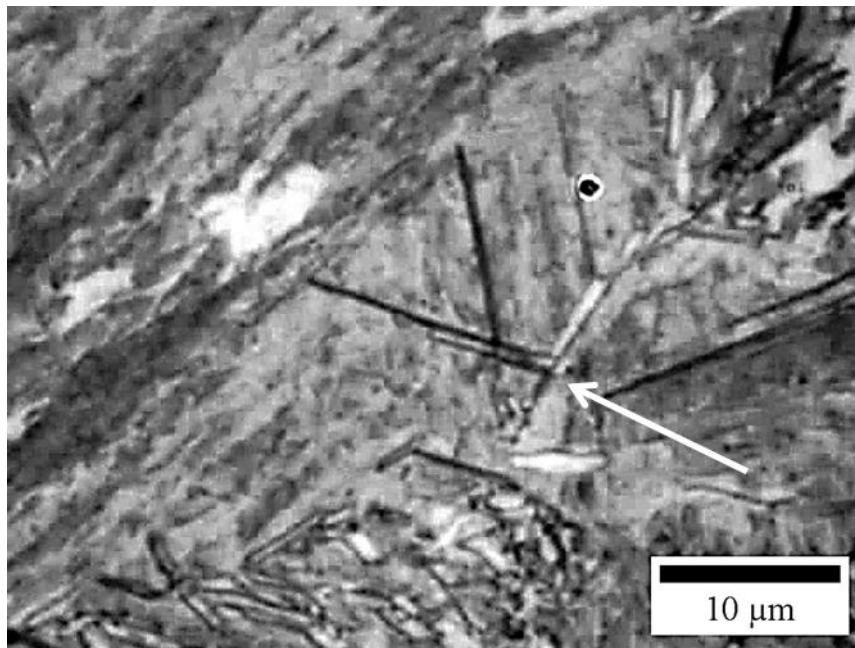
4.1.1 Микроструктура

4.1.1.1 Развој микроструктуре Ti/V челика при изотермалном разлагању на 350°C

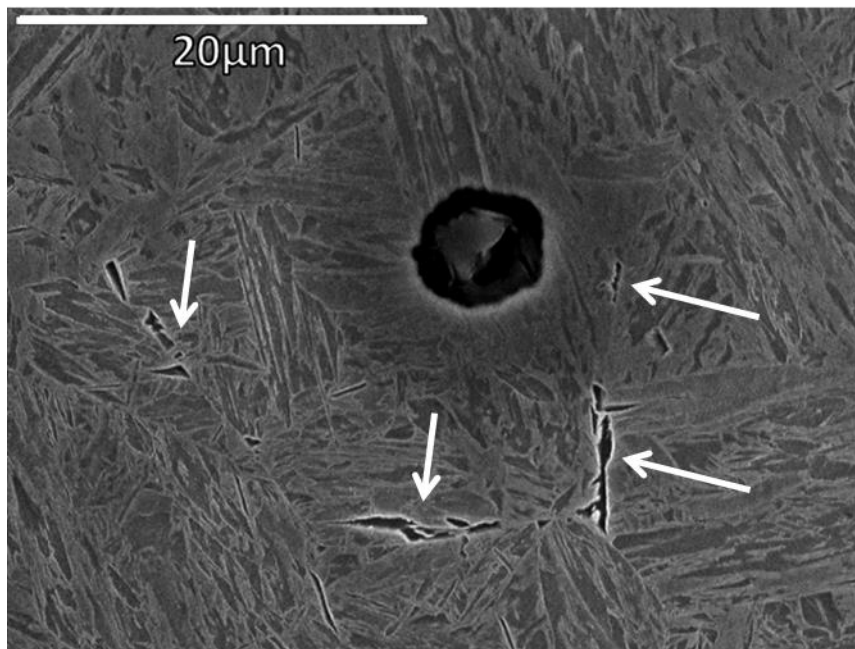
При изотермалном разлагању Ti/V челика на температури од 350°C, разлагање аустенита започиње након 10s, а нуклеација се одвија на границама зрна. На слици 79 приказане су микрофотографије самог почетка трансформације и настанка првих феритних плочица/иглица (означене стрелицама) на границама полазног аустенитног зрна.



a)



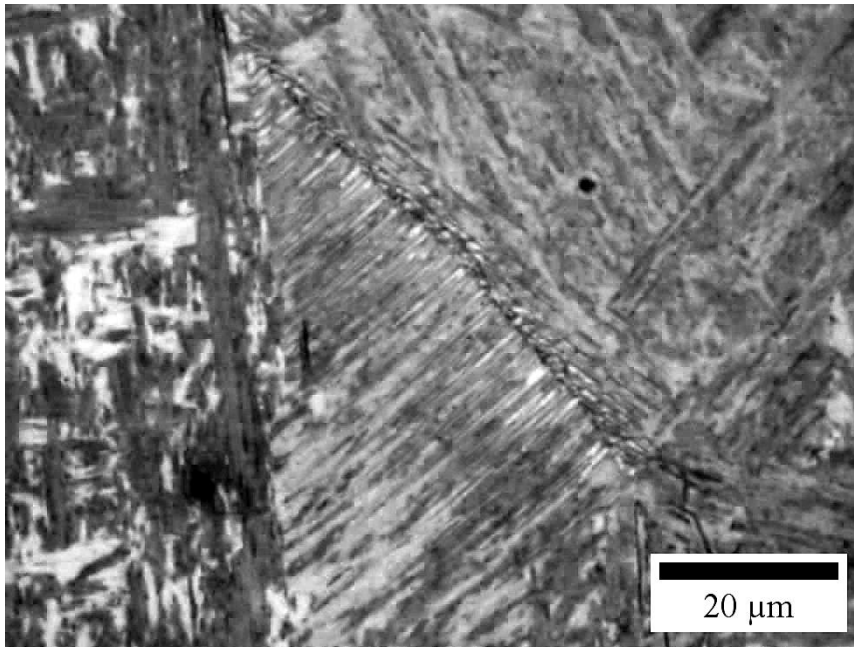
б)



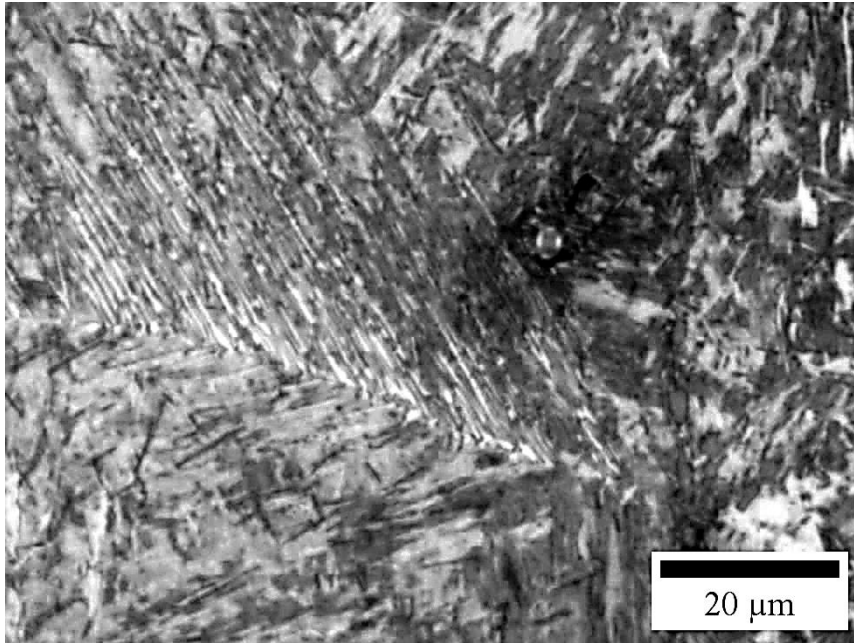
в)

Слика 79. Настанак првих плочица/иглица ферита на границама зрна након 10s изотермалног разлагања на 350°C: а, б) светлосна микроскопија; в) скенирајућа електронска микроскопија (SEM).

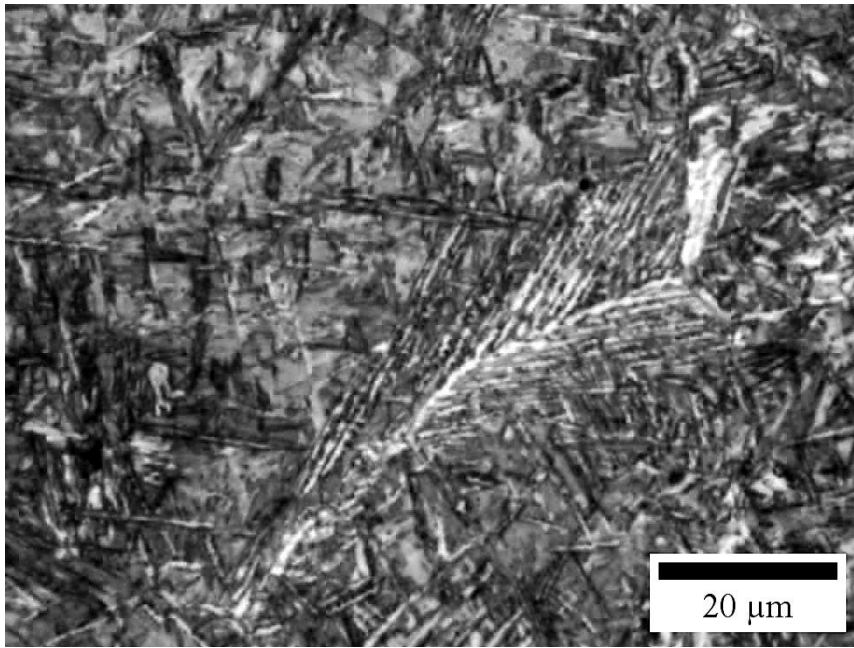
Поред издвајања појединачних плочица/иглица ферита на границама зрна, након 10s изотермалног разлагања настају и снопови беинитог ферита, слика 80. На слици 80а-в приказан је развој беинитне микроструктуре са временом при изотермалном разлагању на 350°C. Након 600s структура се састоји углавном од беинитних снопова (слика 80д).



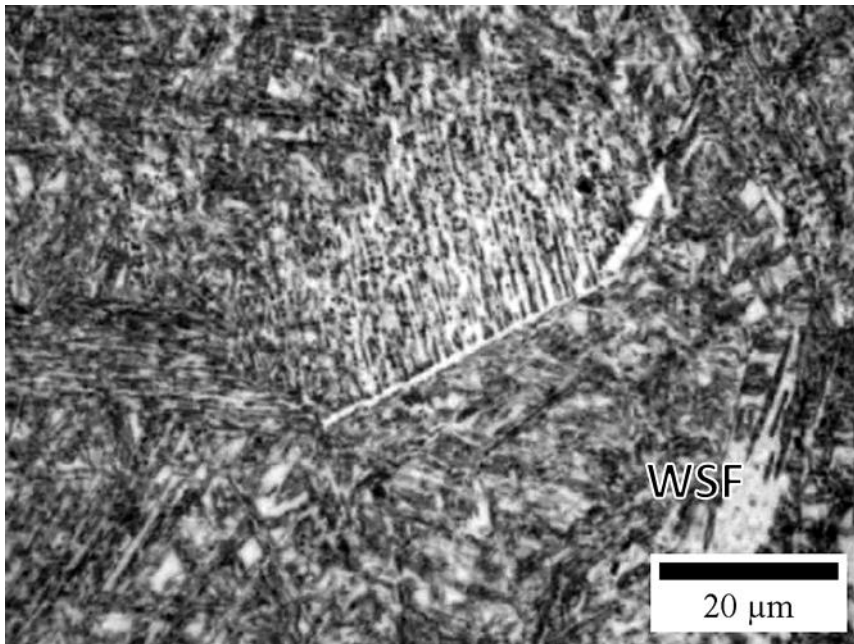
a)



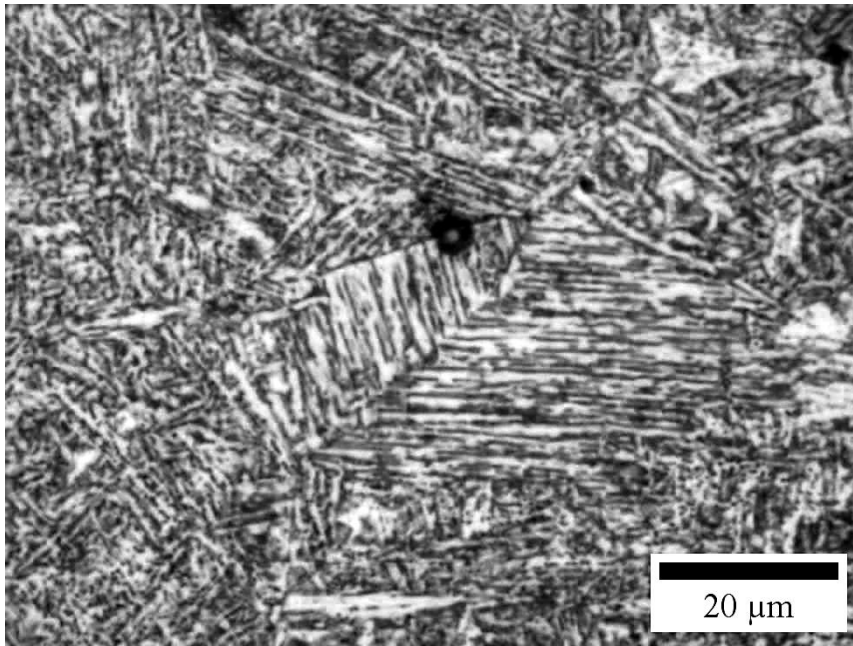
b)



b)



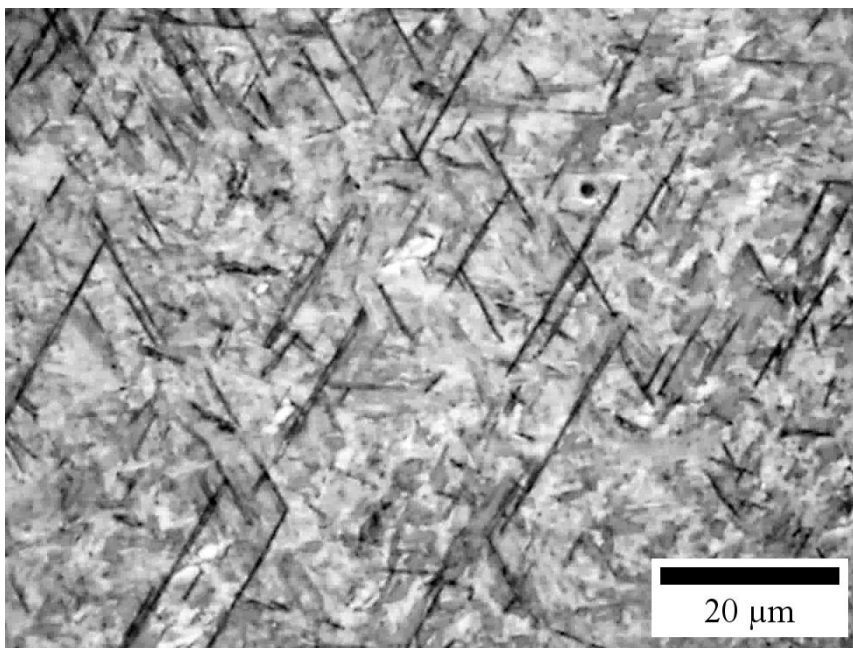
г)



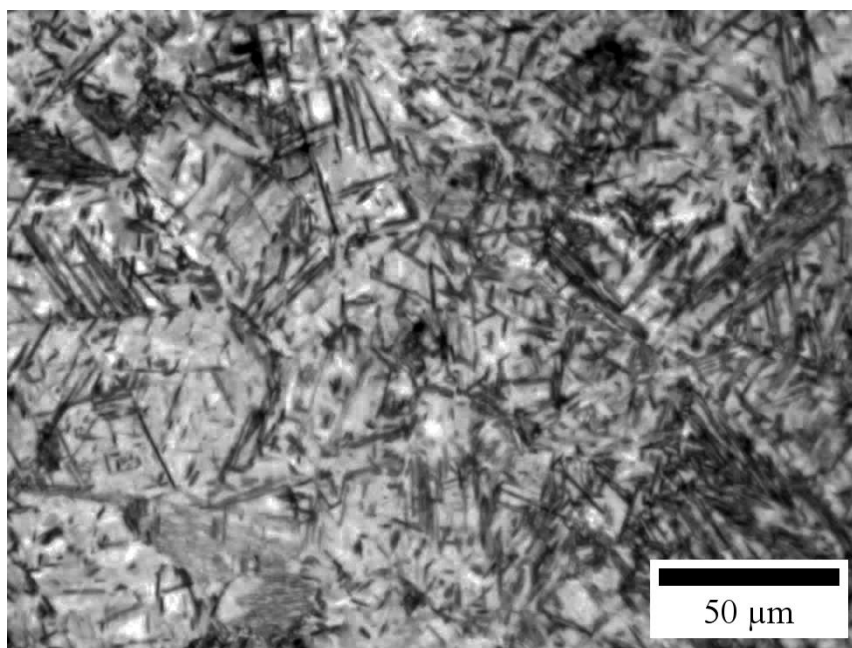
д)

Слика 80. Настанак и развој беинита при различитим временима изотермалног разлагања аустенита на 350°C: а,б) 10s; в) 30s; г) 120s; д) 600s (WSF-Видманштетенов ферит).

Иако се нуклеација ферита при изотермалном разлагању на 350°C доминантно одвија по границама зрна, нуклеација се у мањем обиму одвија и у унутрашњост зрна при чему настају појединачне плочице/иглице ферита, слика 81.



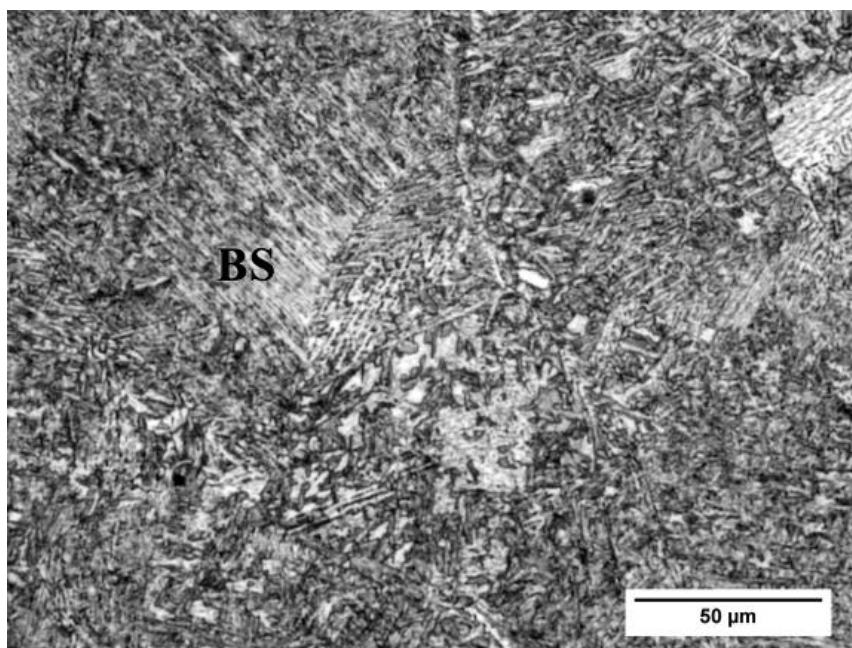
а)



б)

Слика 81. Настанак ацикуларног ферита при изотермалном разлагању аустенита на 350°C након: а) 30s; б) 120s.

Финална микроструктура након изотермалног разлагања на 350°C приказана је на слици 82. По завршетку изотермалног разлагања микроструктура је доминантно беинитна, уз мању количину крупних феритних зрна која се на слици 82 виде као светла поља.

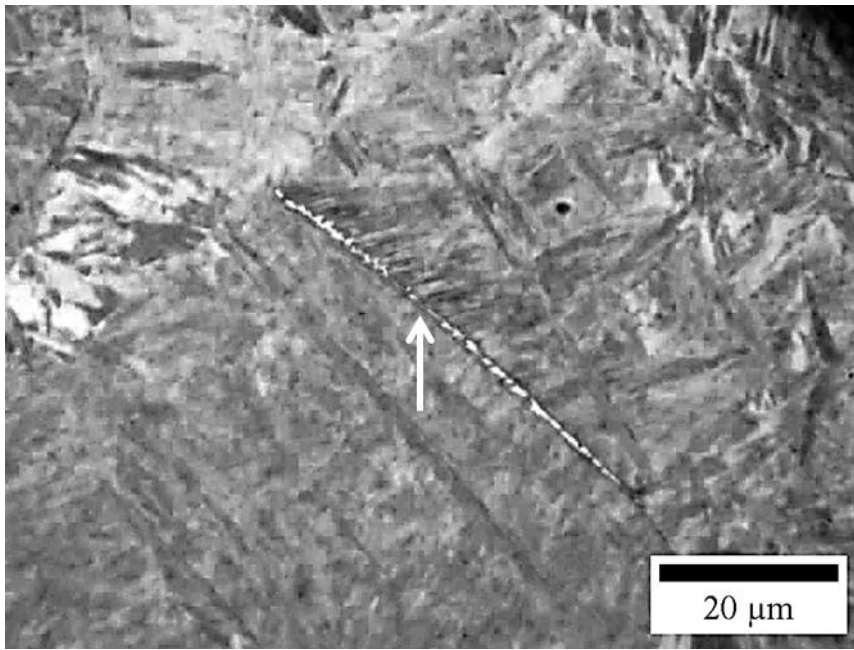


Слика 82. Финална микроструктура након изотермалног разлагања на 350°C/1200s (BS - беинитни снопови).

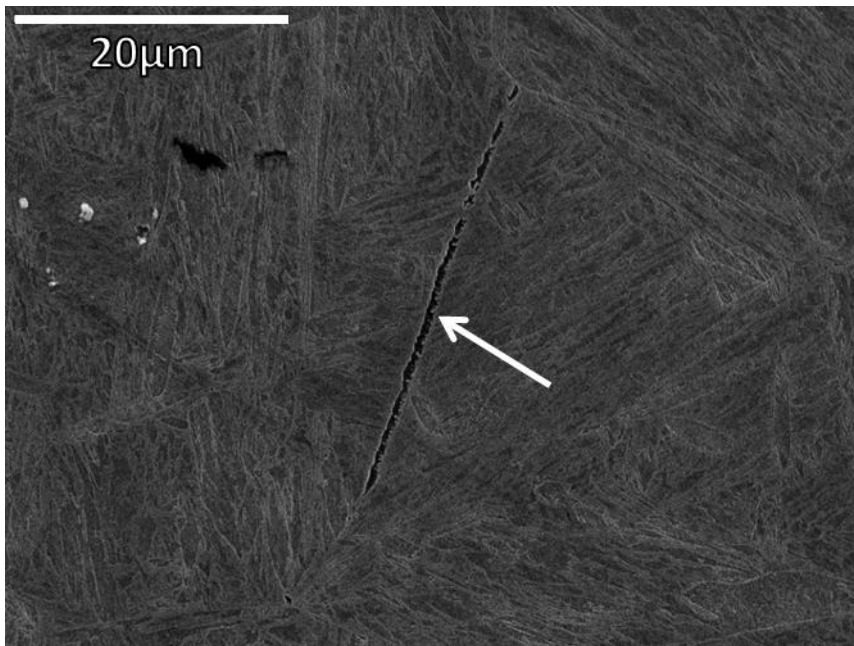
4.1.1.2 Развој микроструктуре Ti/V челика при изотермалном разлагању на 400°C

На 400°C изотермално разлагање аустенита започиње на исти начин као на 350°C, издвајањем ферита по границама зрна, већ након 5s жарења. Почетак издвајања ферита на

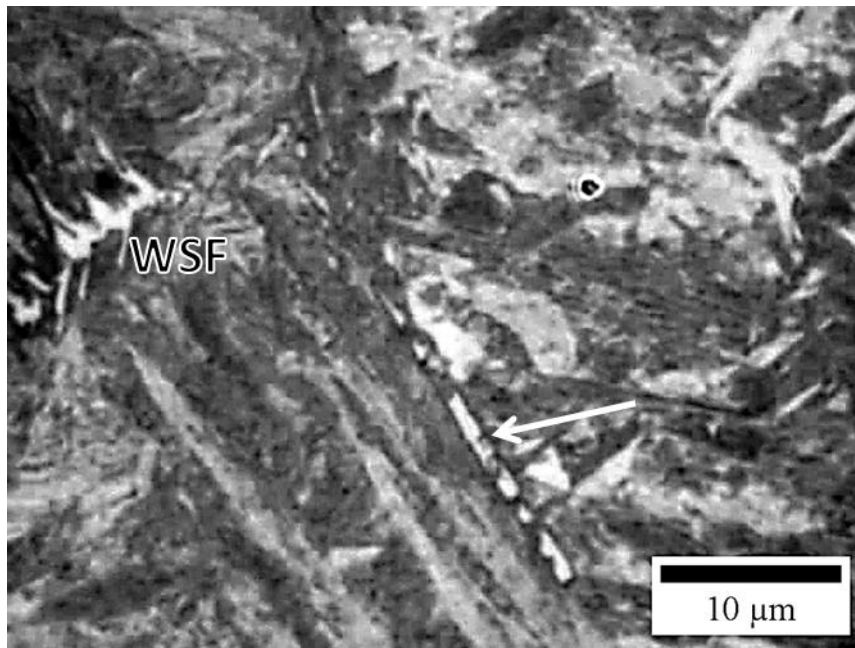
границама полазних аустенитних зрна на 400°C после 5s и 10s приказан је на слици 83 (стрелицама означене прве плочице/иглице ферита).



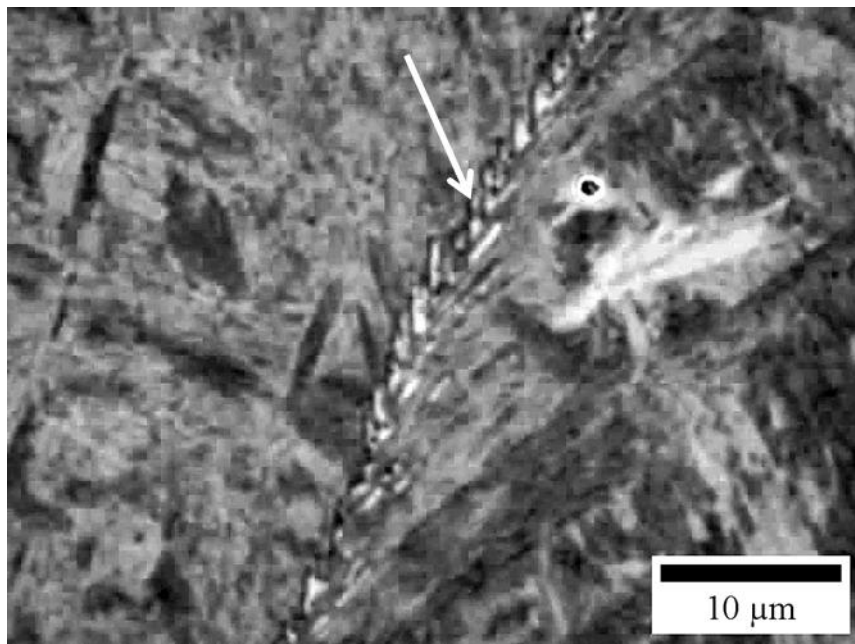
a)



б)



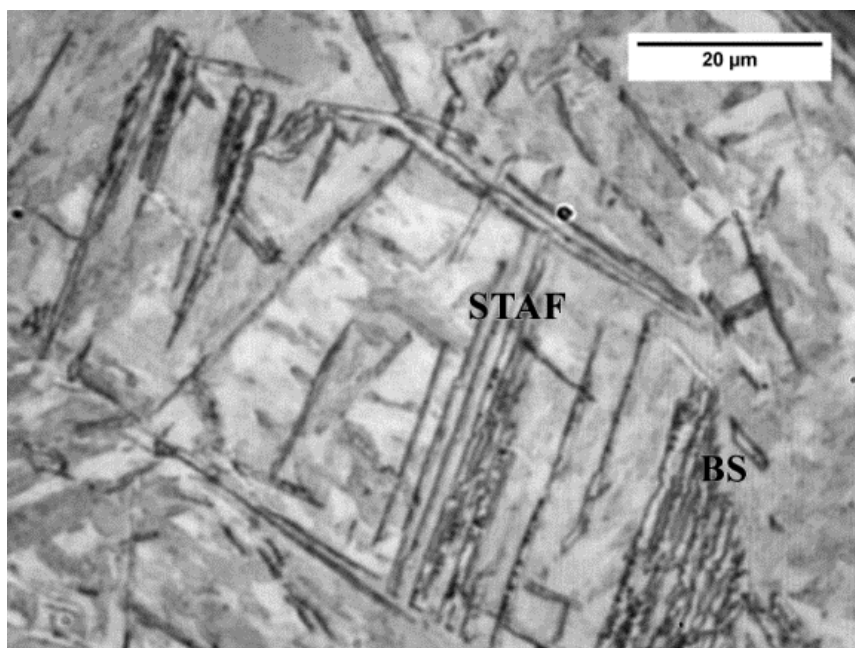
в)



г)

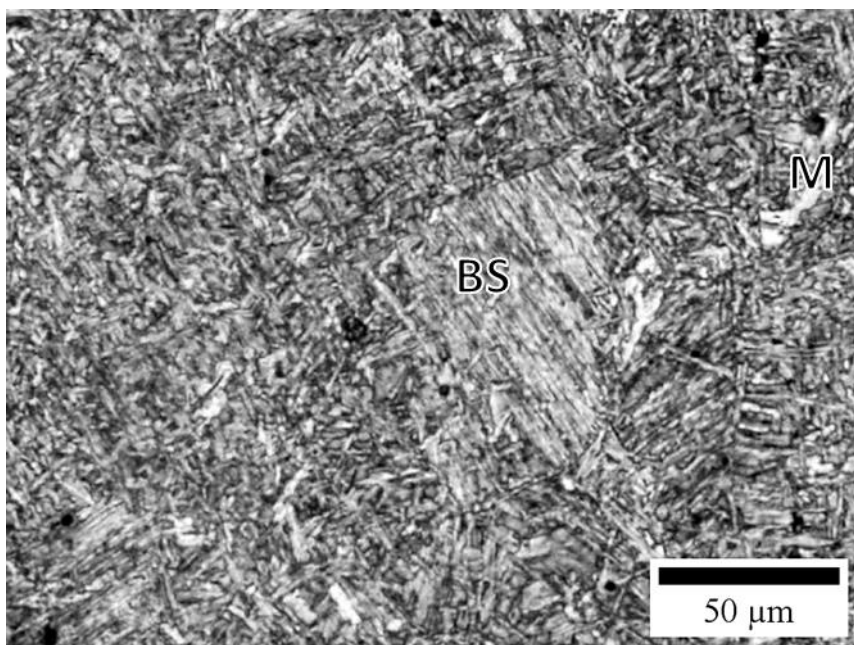
Слика 83. Нуклеација и раст ферита по границама полазних аустенитних зрна при изотермалном разлагању аустенита на 400°C након: а,б) 5s; в,г) 10 s (WSF-Видманштетенов ферит).

Нуклеација ферита, доминатно беинитне морфологије се одвија на границама полазних аустенитних зрна, док у унутрашњости зрна након 20s започиње интрагрануларна нуклеација снопова ферита, са израженом симпатетичком нуклеацијом (слика 84).

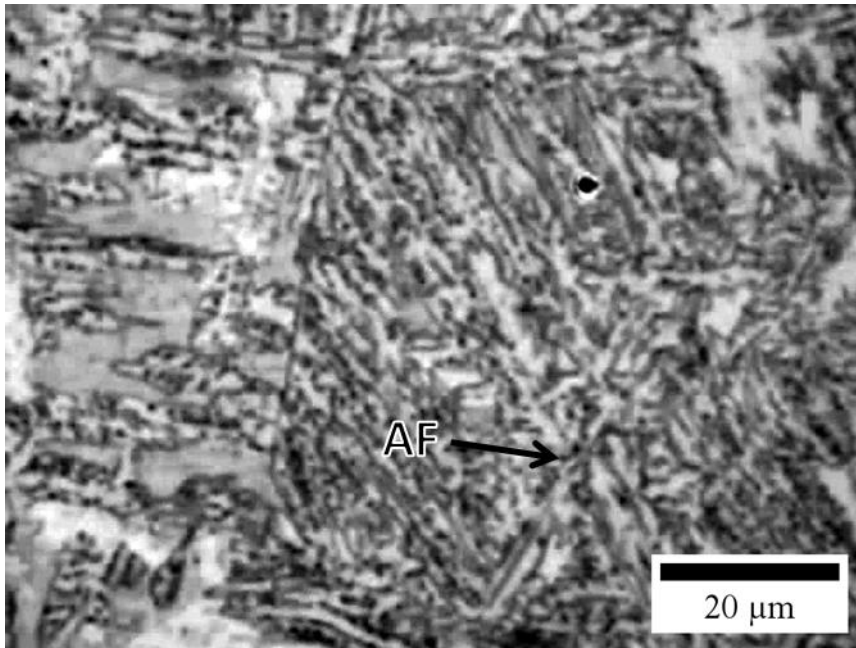


Слика 84. Симпатетичка нуклеација феритних плочица након 20s (STAF-снопови интрагрануларно нуклеисаних феритних плочица, BS-беинитни снопови).

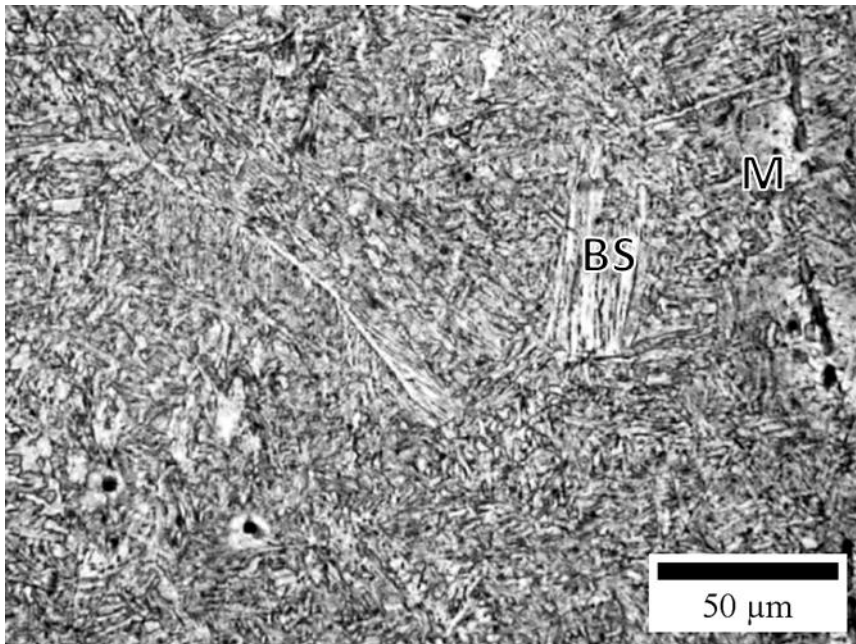
Даљи развој микроструктуре приказан је на слици 85. Доминира беинит, уз мали удео интрагрануларно нуклеираних плочица ферита. На микрофотографијама на слици 85 се такође уочавају светла поља која представљају мартензит настао каљењем из преосталог нетрансформисаног аустенита након 600s држања на 400°C.



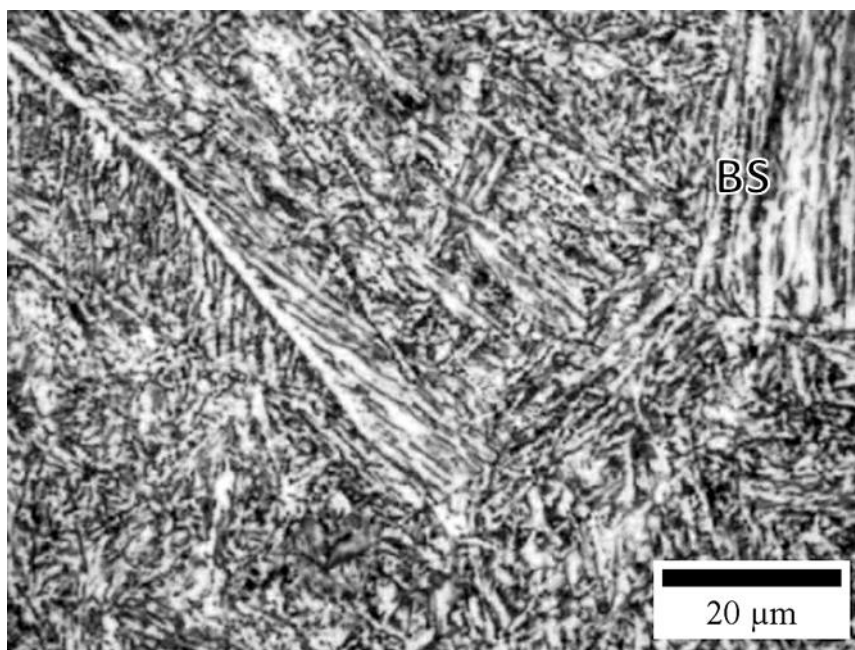
a)



6)



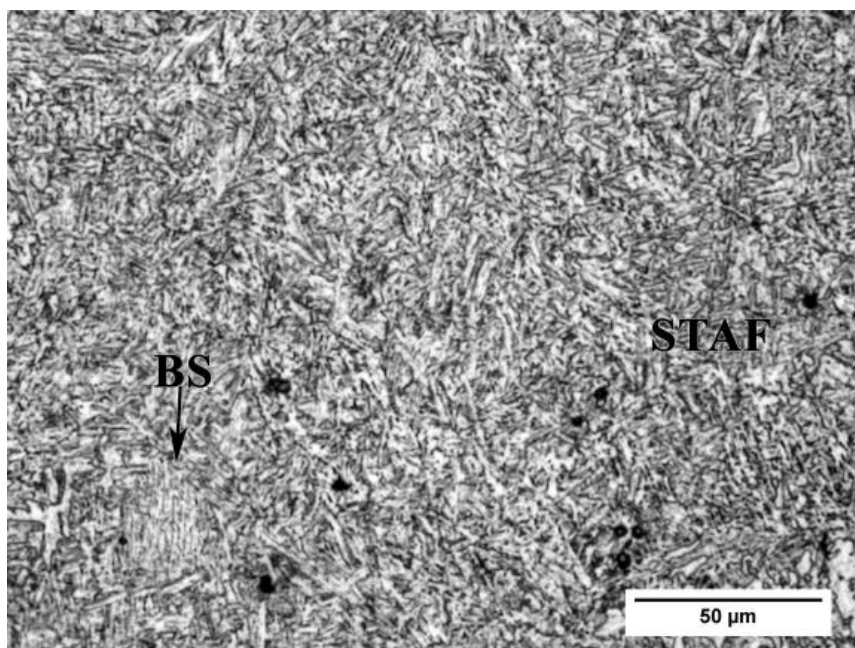
B)



г)

Слика 85. Развој микроструктуре, раст беинита и настанак интрагрануларно нуклеисаног ферита при изотермалном разлагању аустенита на 400°C након: а,б) 120; в,г) 600s (AF-ацикуларни ферит, BS-беинитни снопови, М-мартензит).

Финална микроструктура узорка изотермално жареног на 400°C, коју у највећем делу чини беинит и STAF, приказана је на слици 86.

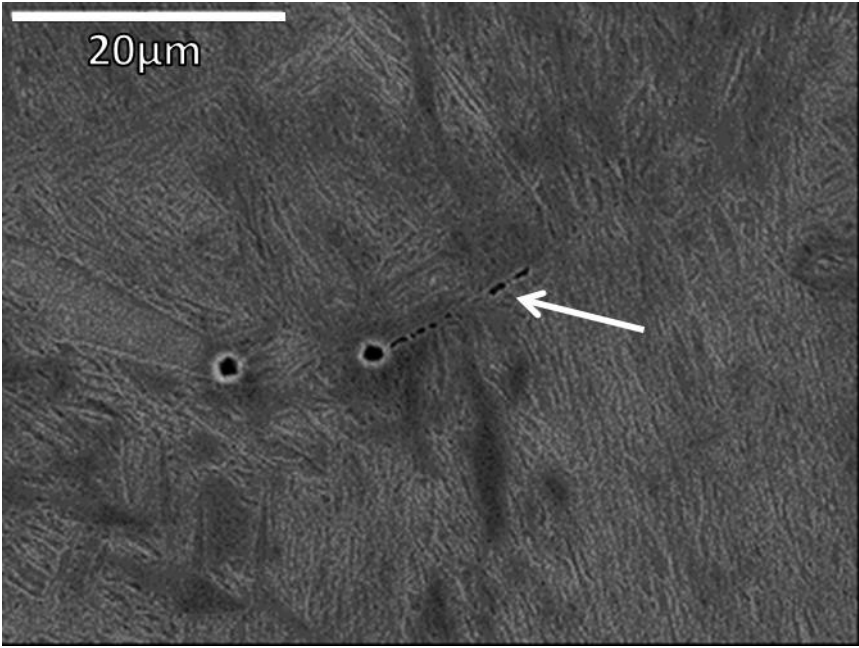


Слика 86. Финална микроструктура узорка изотермално жареног на 400°C/1200s (STAF-снопови интрагрануларно нуклеисаних феритних плочица, BS-беинитни снопови).

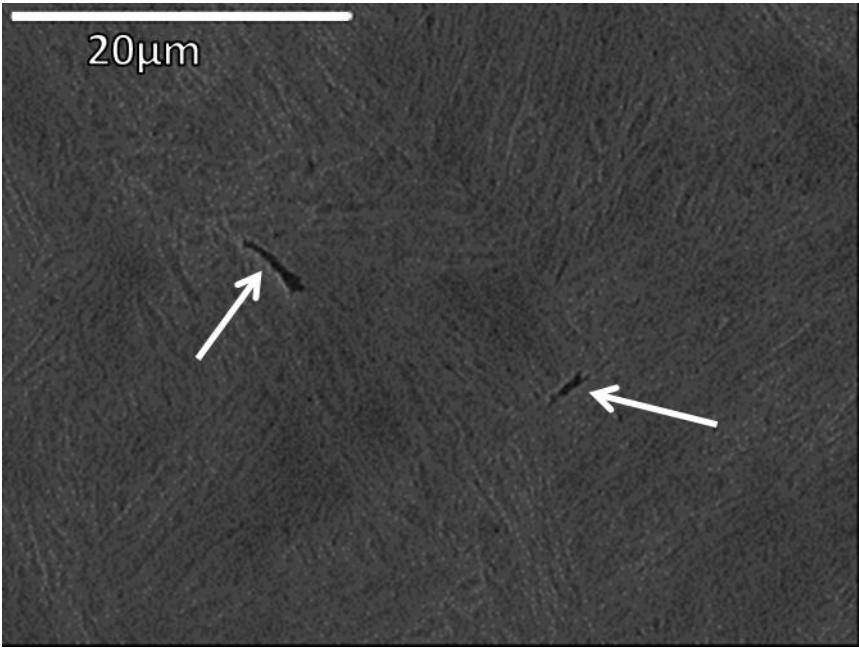
4.1.1.3 Развој микроструктуре Ti/V челика при изотермалном разлагању на 450°C

Изотермално разлагање аустенита на 450° започиње издвајањем ферита (означени стрелицама) на граничним површинама аустенитних зрна већ након 2s. Са продужењем времена разлагања на 5s и 10s, њихов удео расте (слика 87). На слици 87а-б уочава се појава

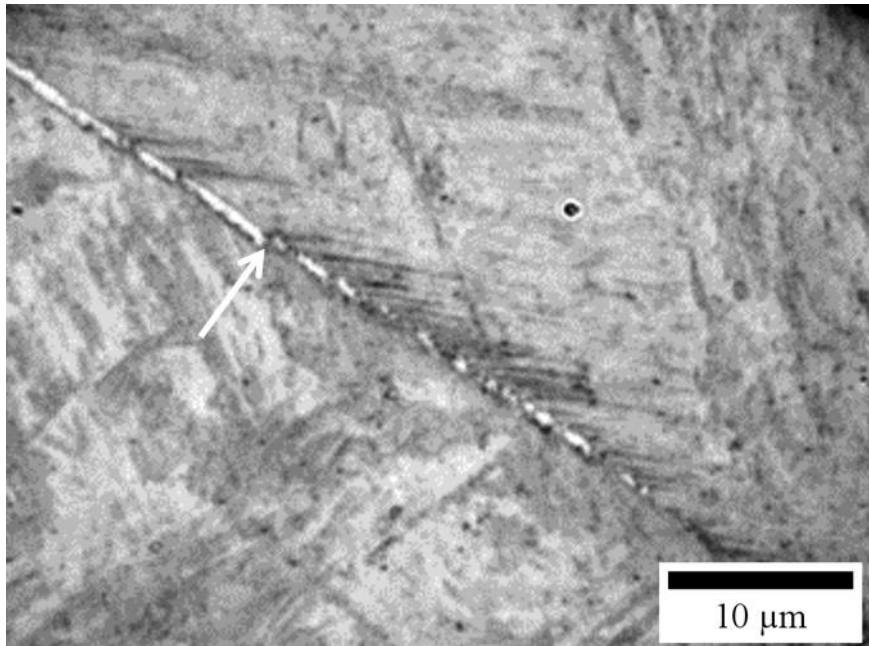
танког слоја ферита које се формирају дуж граница полазних аустенитних зрна, док се на слици 87в-г уочавају иглице/плочице фертита које расту са границе у унутрашњост аустенитног зрна.



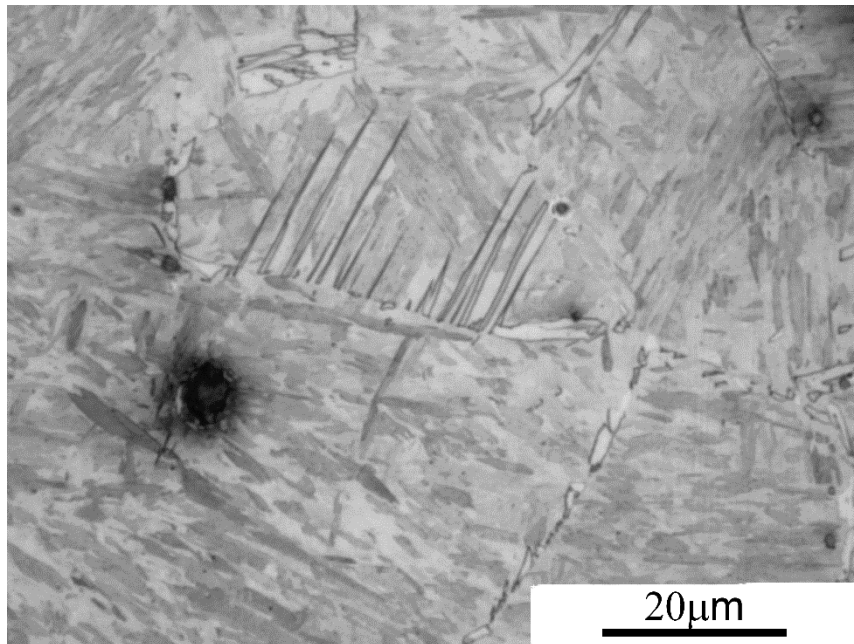
a)



б)



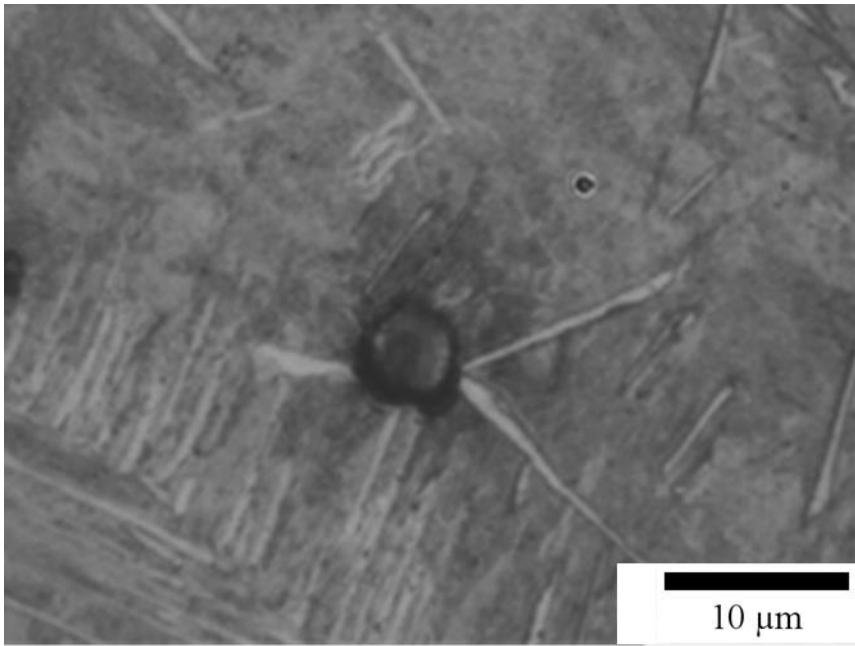
в)



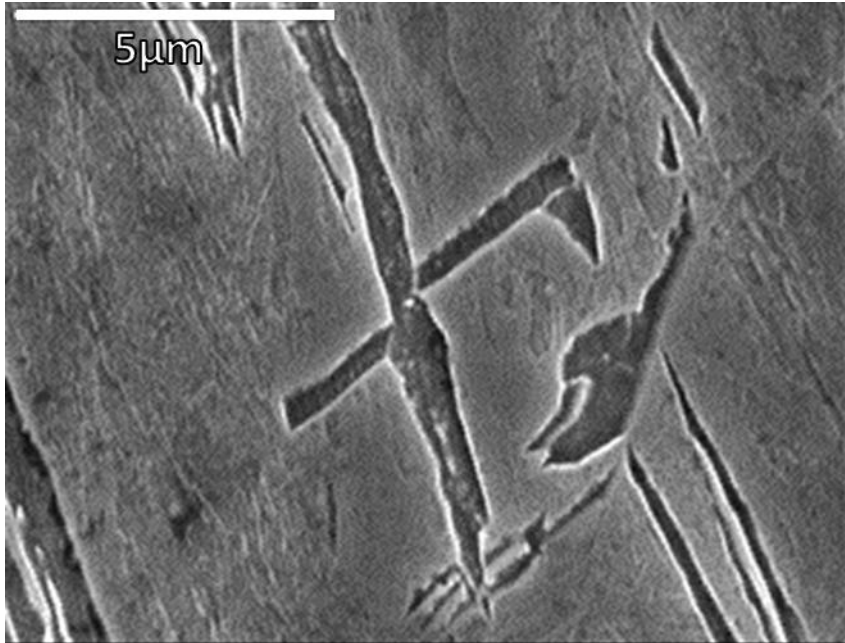
г)

Слика 87. Нуклеација ферита на границама полазних аустенитних зрна при изотермалном разлагању на 450°C након: а) 2s (SEM); б) 5s (SEM); в) 5s; г) 10s.

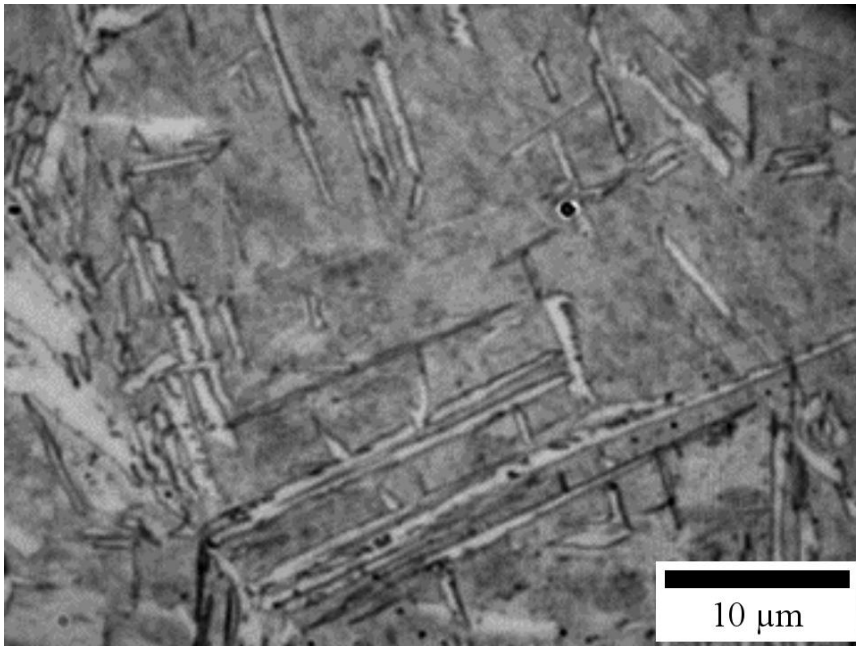
У току изотермалног разлагања аустенита на 450°C нуклеација ферита се у великој мери премешта у унутрашњост зрна, уместо нуклеације на границама која је доминантна на нижим температурама. Прве промене у унутрашњости зрна уочавају се након $\sim 10\text{s}$, при чему доминантно настаје ацикуларни ферит (слика 88). Упоредо са нуклеацијом ацикуларног ферита одвија се и симпатетичка нуклеација феритних плочица на претходно насталим плочицама ацикуларног ферита што се може видети на слици 88в-ж.



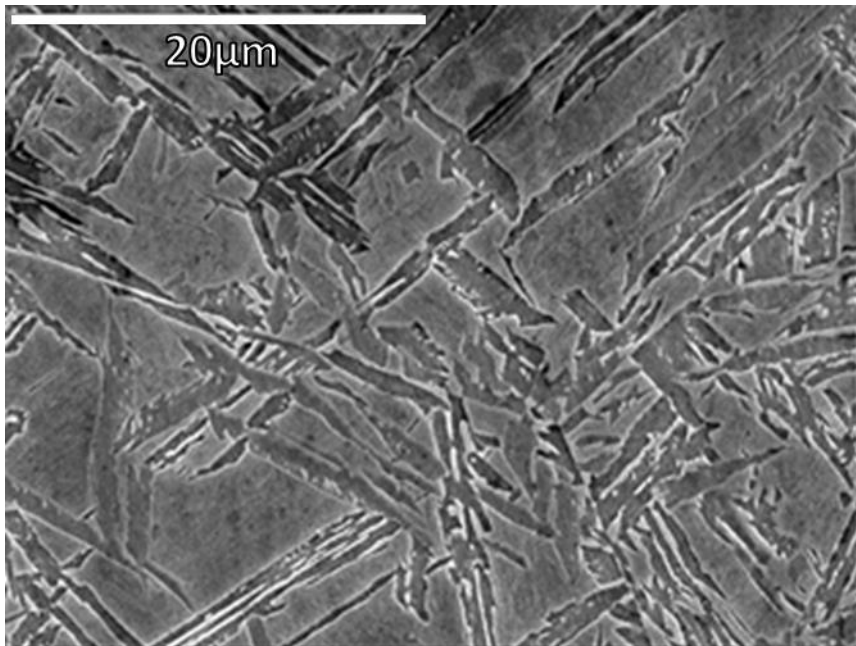
a)



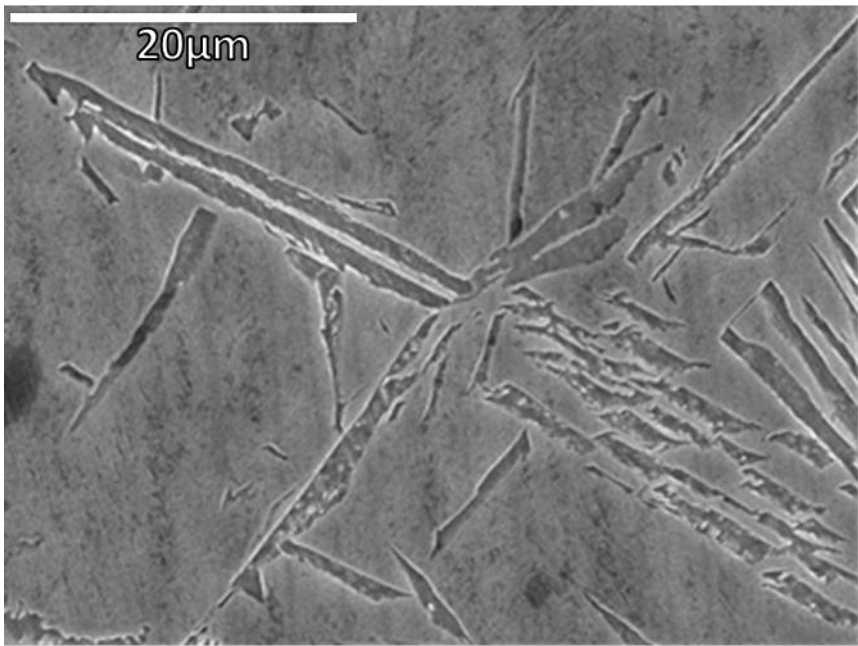
b)



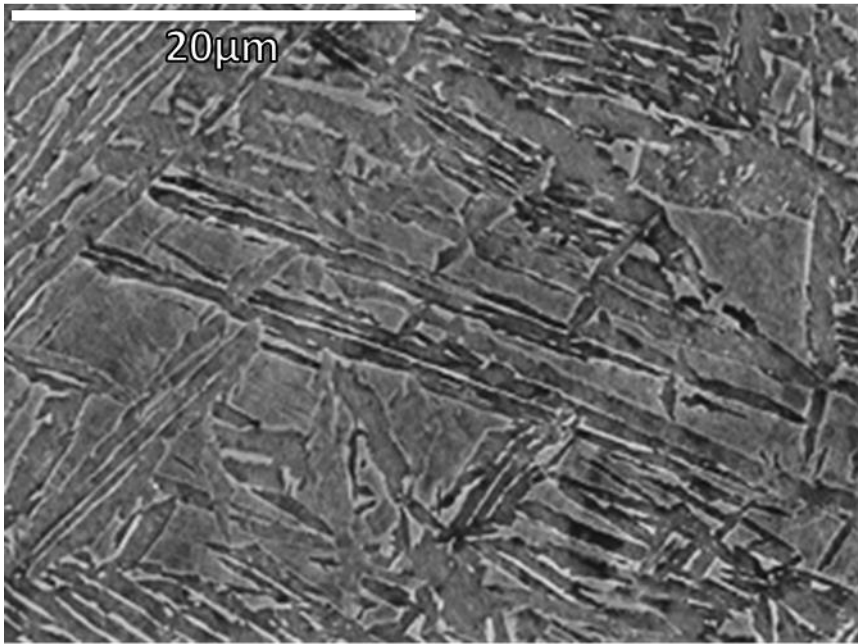
В)



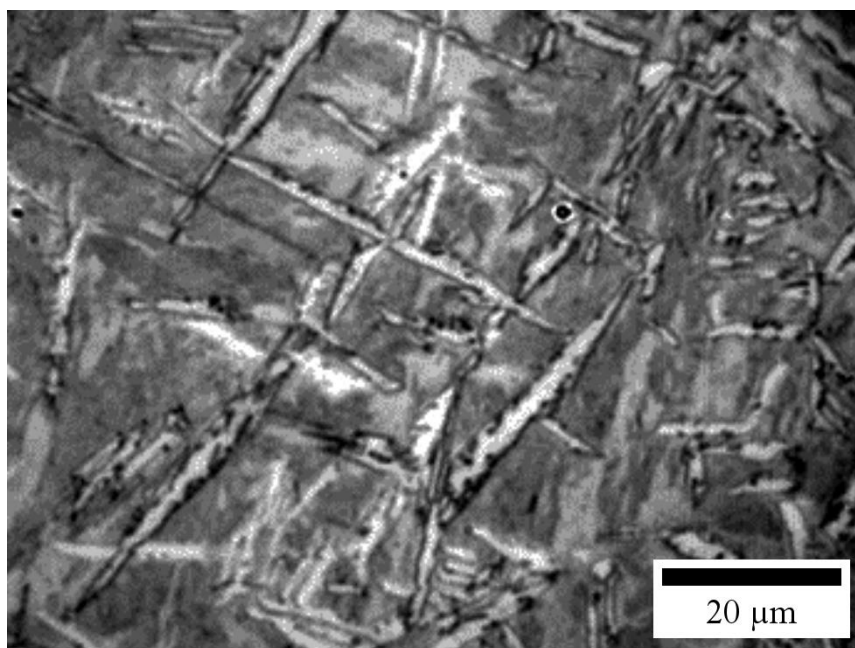
Г)



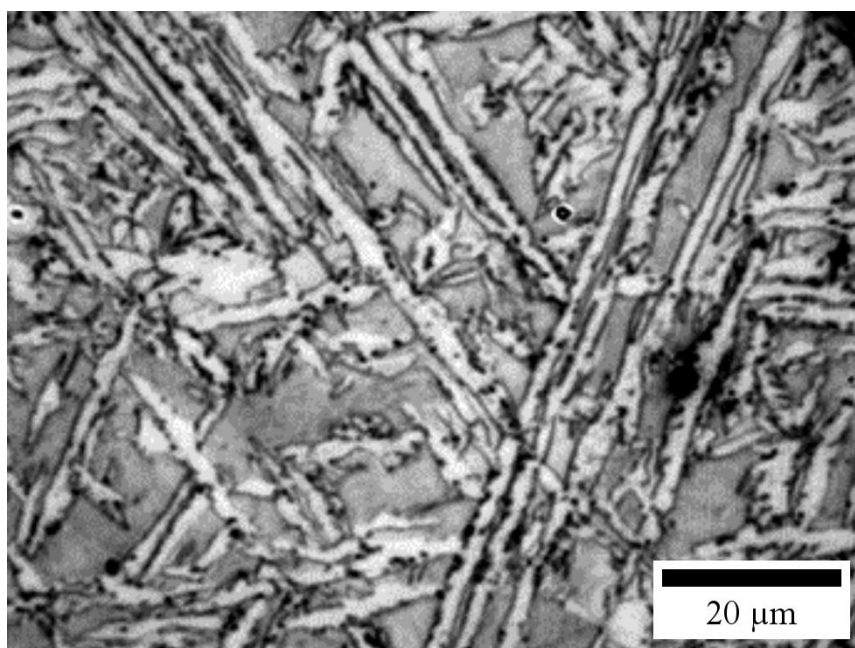
д)



ж)



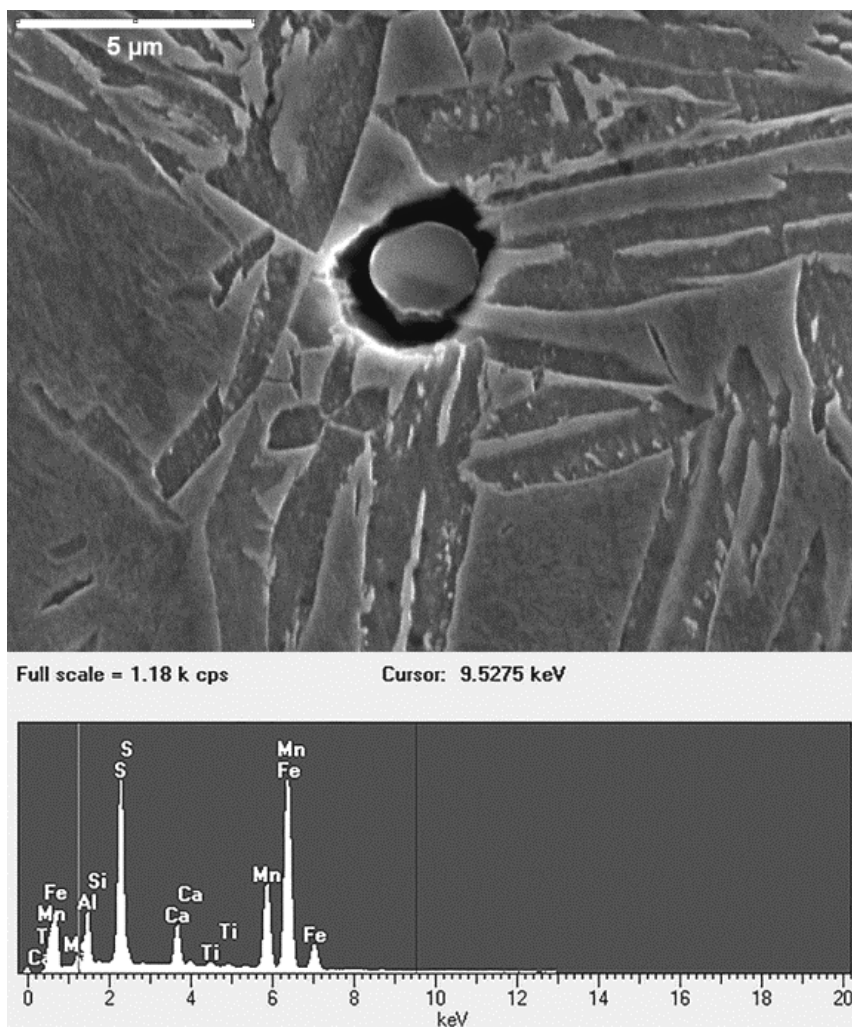
е)



ж)

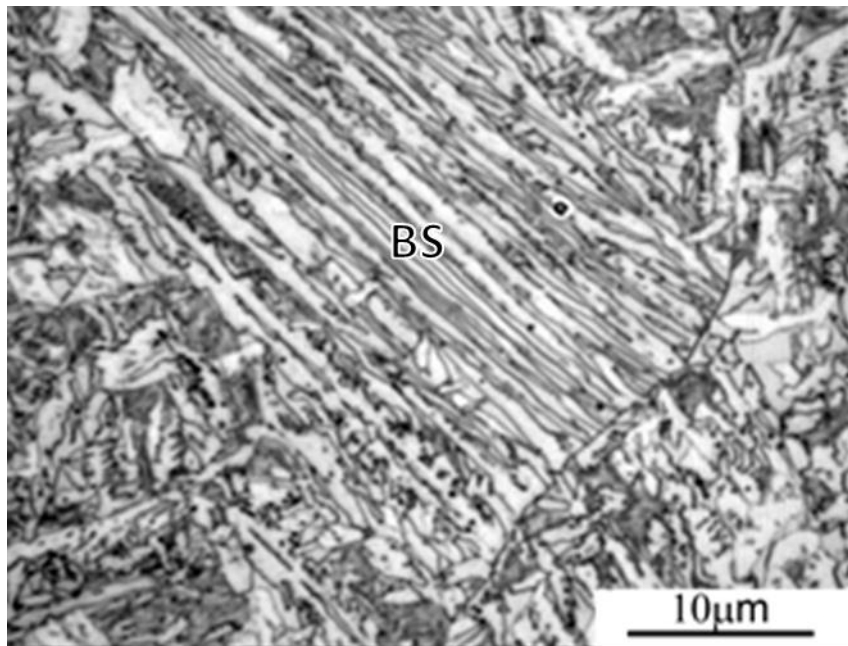
Слика 88. Настанак интрагануларних ферита при изотермалном разлагању челика на 450°C након: а) 10s; б) 10s (SEM); в) 20s; г,д,ђ) 20 s (SEM); е,ж) 30s.

На слици 89 је приказана SEM микрофотографија честице MnS на којој је започела нуклеација ацикуларног ферита, упоредо са EDS анализом ове честице.

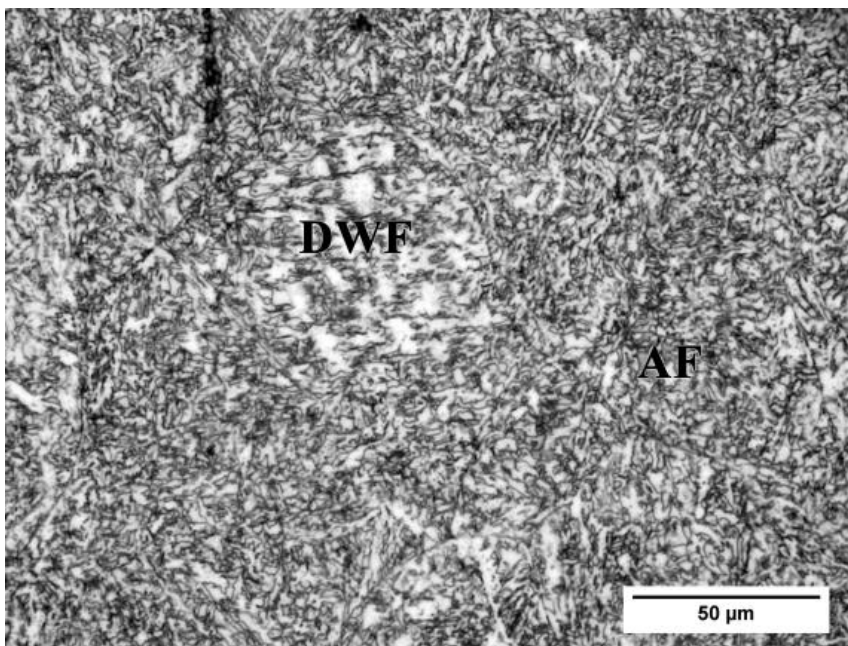


Слика 89. SEM микрофотографија и EDS честице на којој је започела нуклеација ацикуларног ферита.

На слици 90 приказан је детаљ микроструктуре где је на граници полазног аустенитног зрна формиран сноп феритних плочица (450°C/60s). Финална микроструктура након 1200s изотермалног разлагања на 450°C, се састоји од беинита и ацикуларног ферита, као и дегенерисаног Видманштетеновог ферита, слика 91.



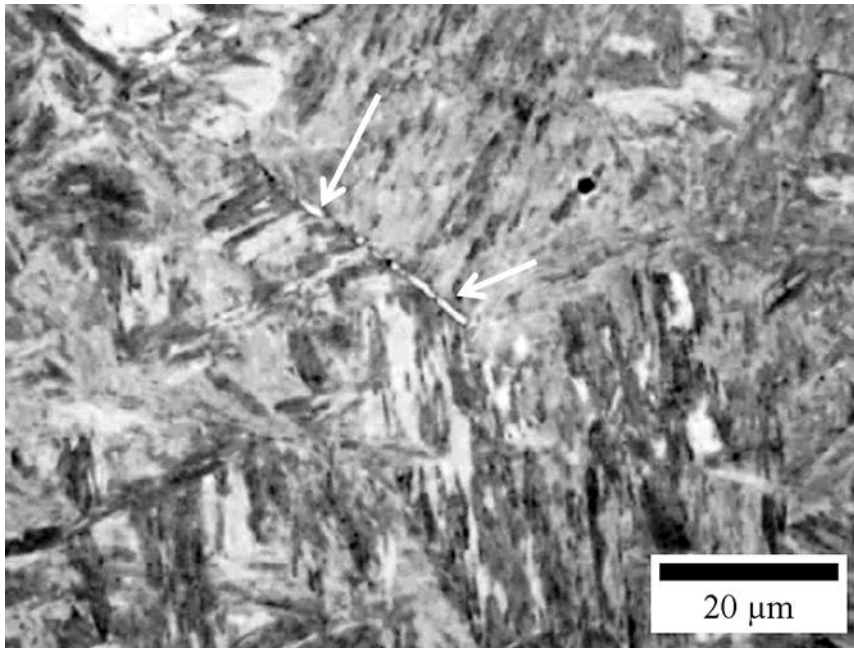
Слика 90. Микроструктура након 60s изотермалног разлагања на 450°C (BS-беинитни снопови).



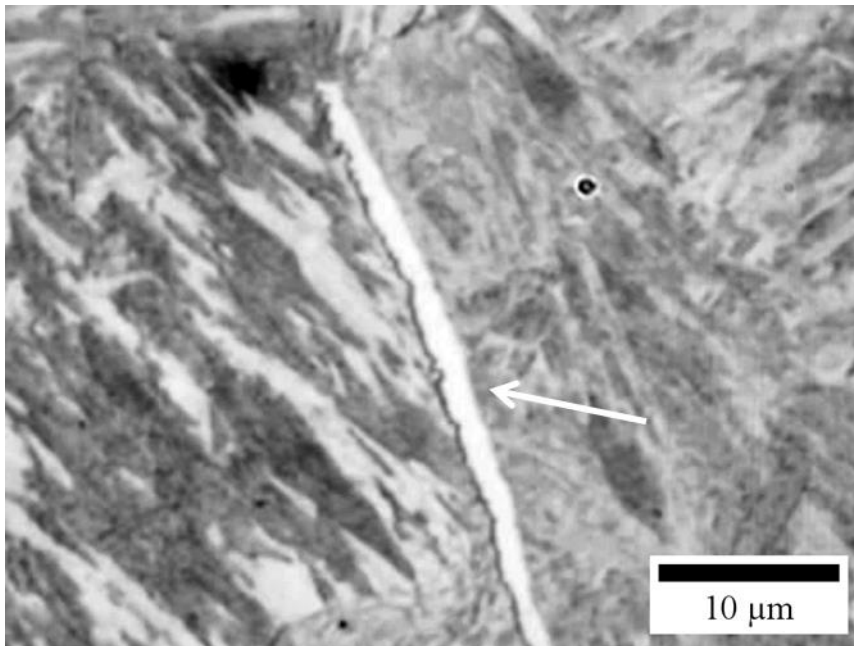
Слика 91. Финална микроструктура челика изотермално жареног на 450°/1200s (DWF-дегенерисани Видманштетенов ферит, AF-ацикуларни ферит).

4.1.1.4 Развој микроструктуре Ti/V челика при изотермалном разлагању на 500°C

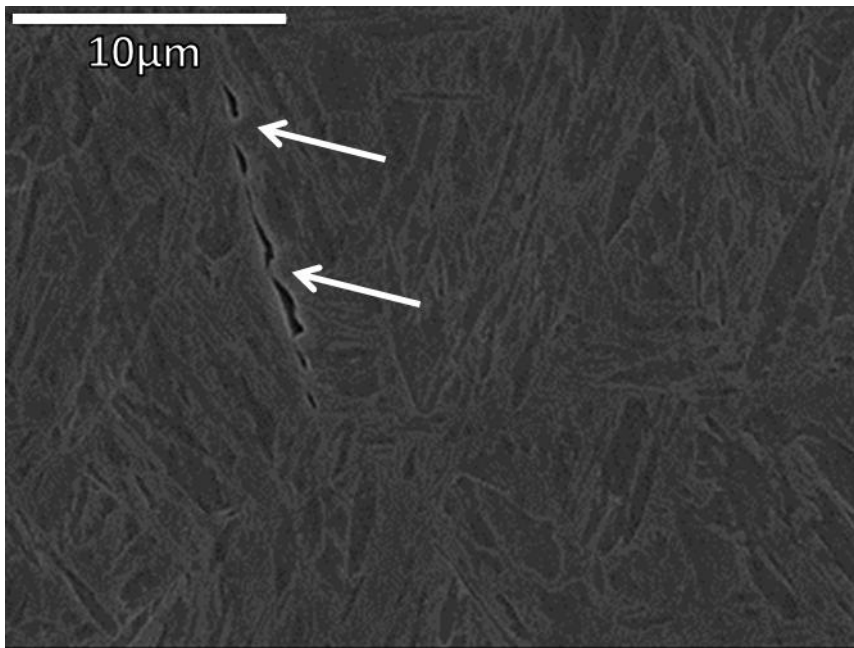
Трансформација аустенита при изотермалном разлагању на 500°C започиње већ након ~5s формирањем ферита на границама полазних аустенитних зрна, при чему настају ферити различитих морфологија. На слици 92 је приказан развој и пораст удела граничних ферита.



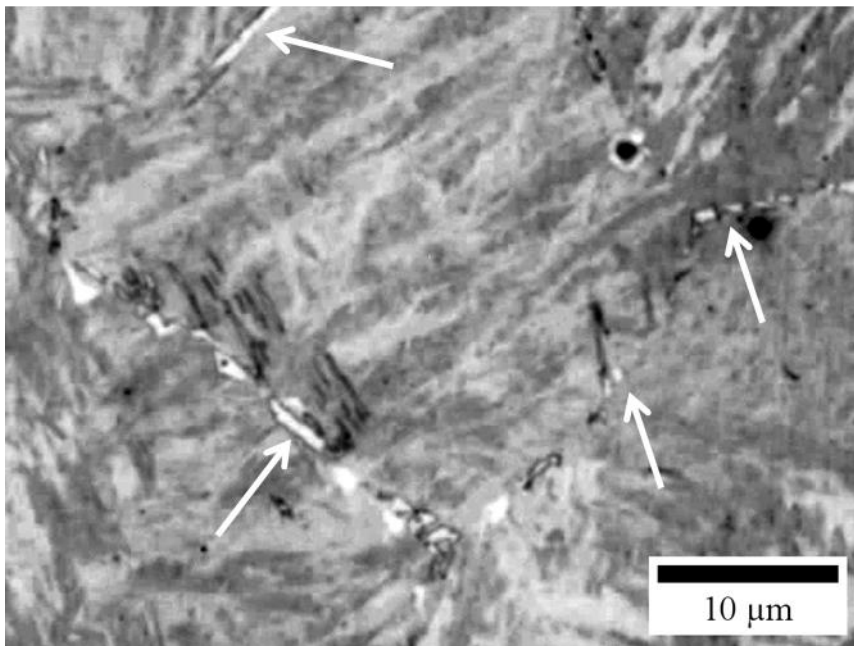
a)



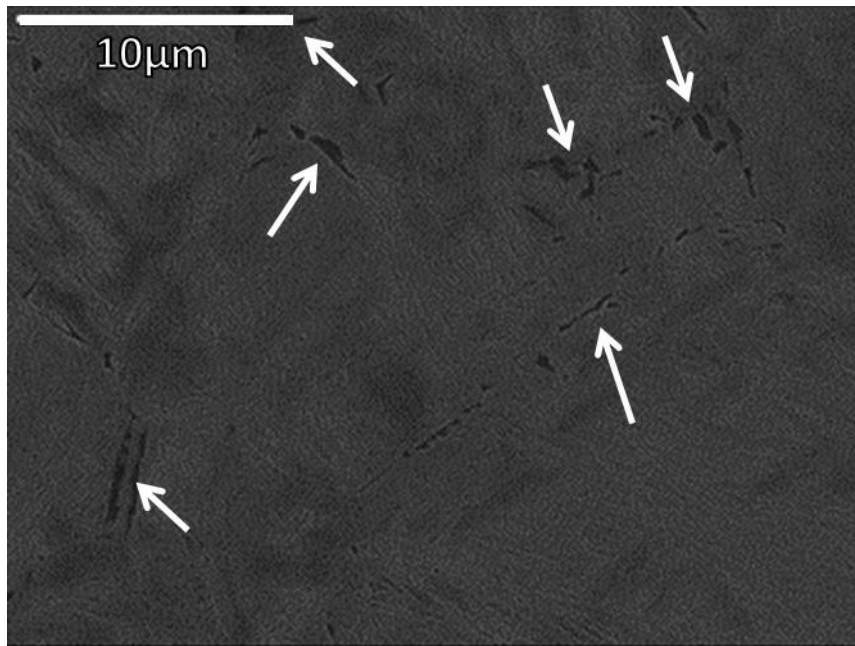
b)



В)



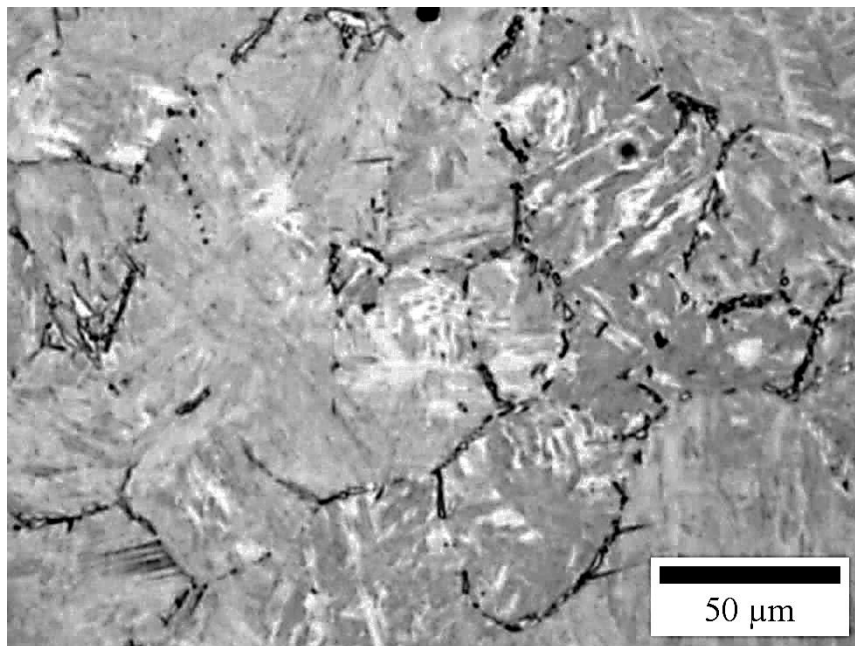
Г)



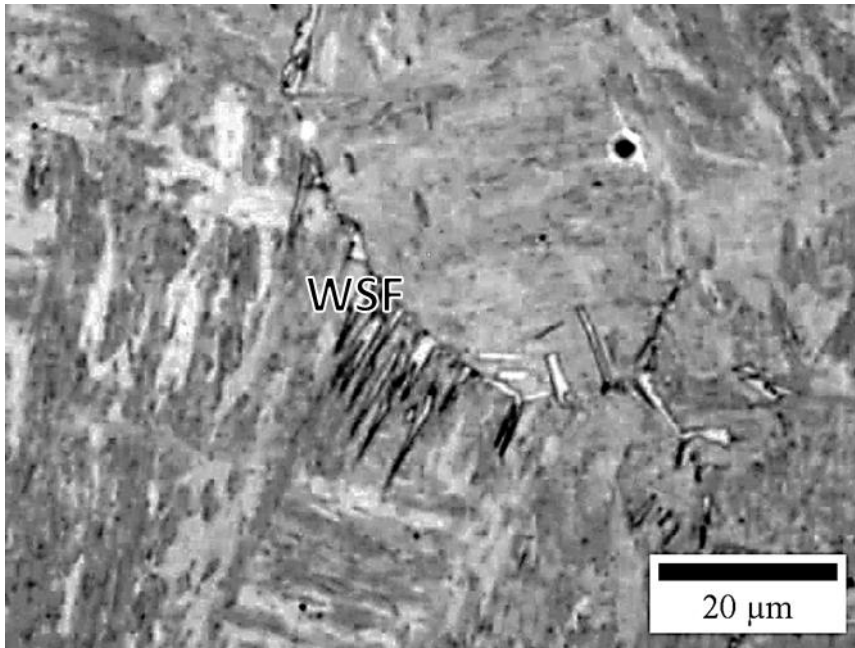
д)

Слика 92. Настанак ферита (означени стрелицама) на међуграничној површини при изотермалном разлагању на 500°C након: а,б) 5s; в) 5s (SEM); г) 10s; д) 10s (SEM).

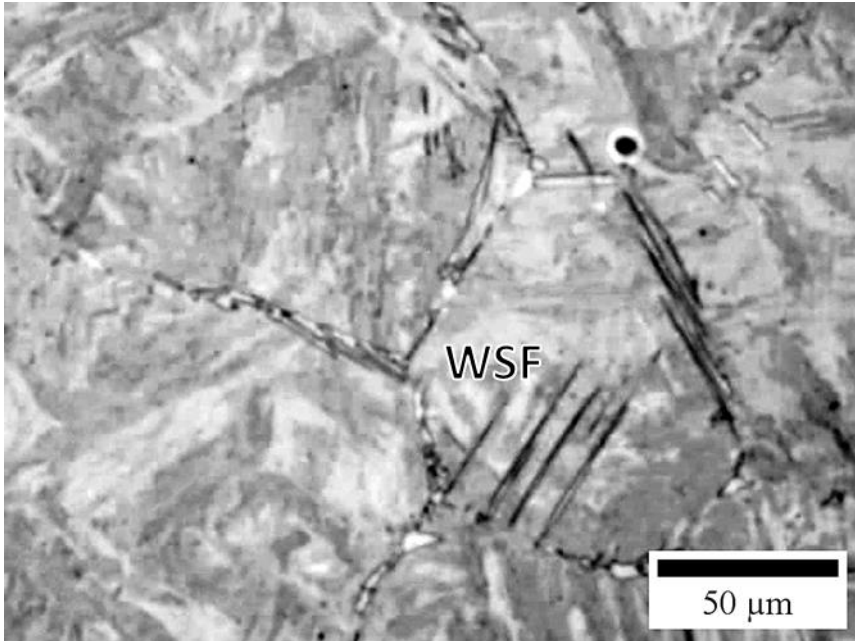
На слици 93а се може уочити присуство ферита на највећем делу међуграничних површина, као и настанак Видмаштетеновог ферита (слика 93б-г) на међуграничној површини полазних аутенитних зрна.



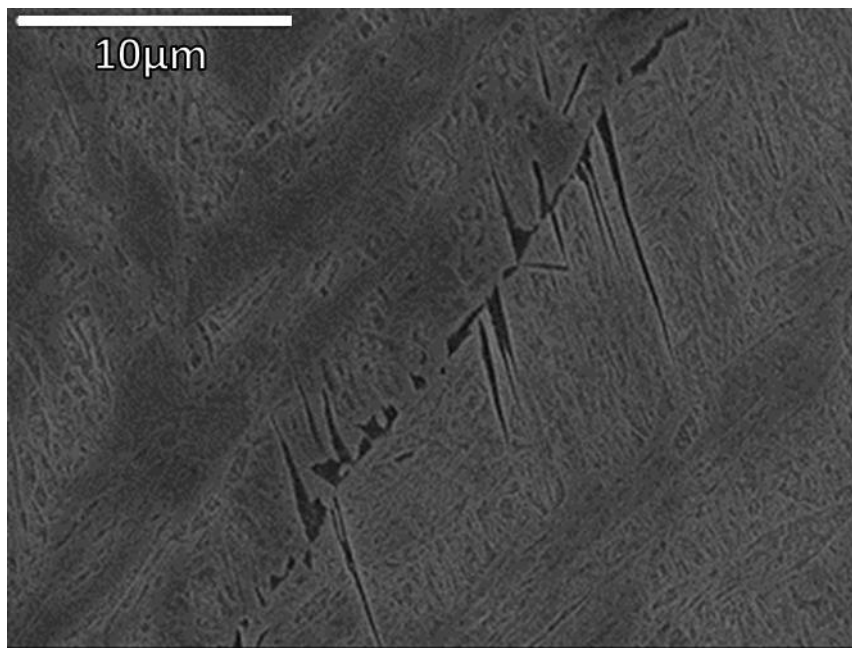
а)



б)



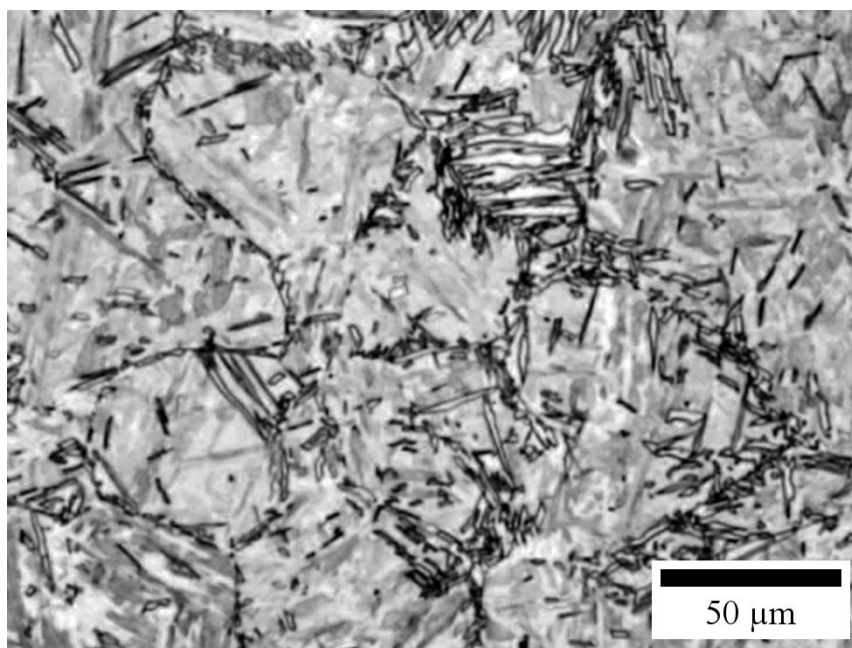
в)



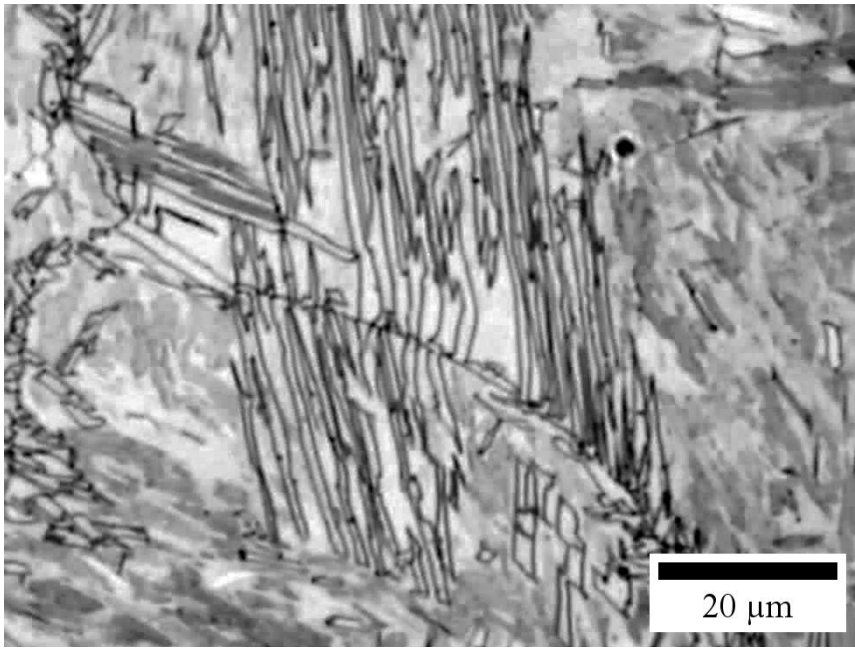
г)

Слика 93. Видманштетенов ферит на границама полазних аустенитних зрна при изотермалном разлагању на 500°C након: а,б,в) 10s; г) 10s (SEM) (WSF-Видманштетенов ферит).

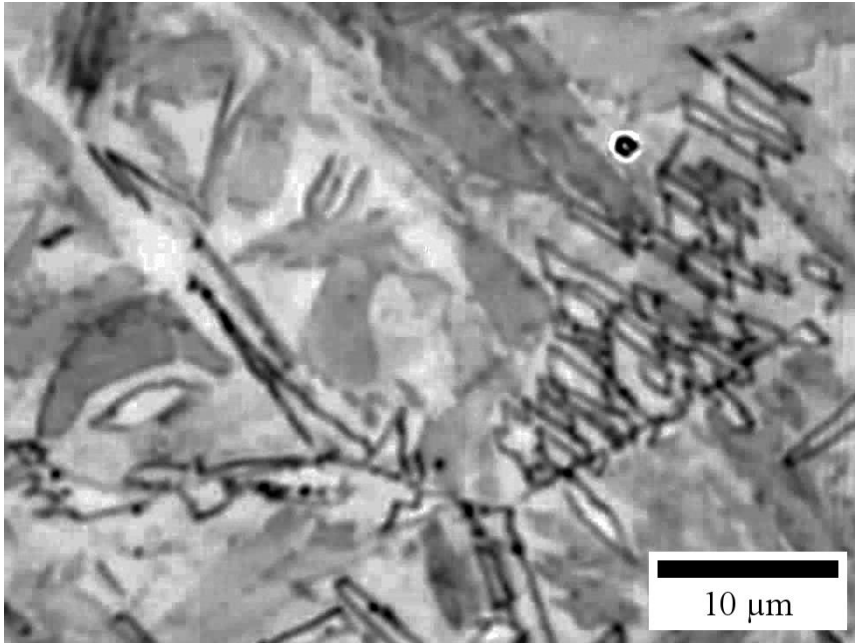
При изотермалном разлагању на 500°C, симпатетичка нуклеација феритних плочица је веома изражена, што се може видети на слици 94. На слици 94 се уочавају и индивидуалне интрагрануларно нуклеисане плочице ферита.



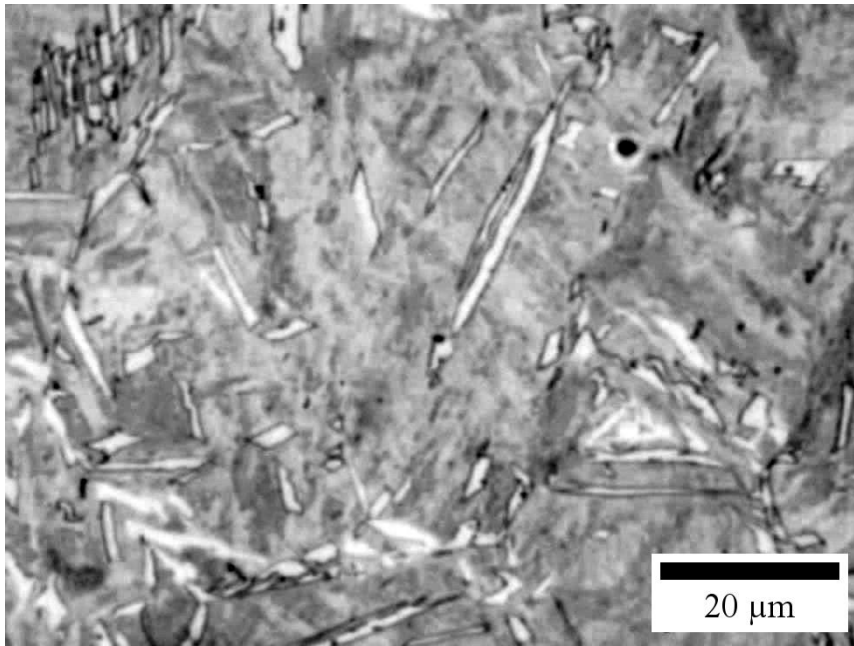
а)



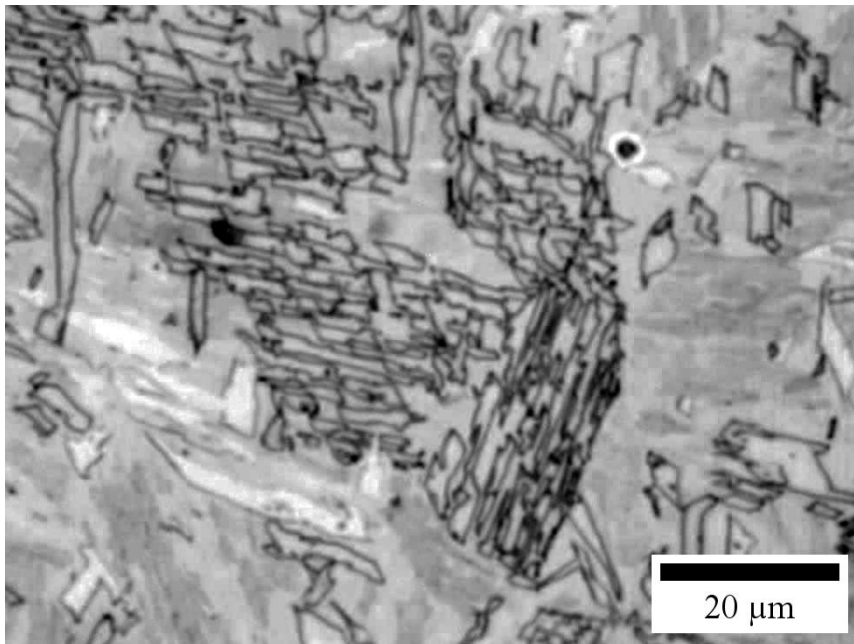
б)



в)



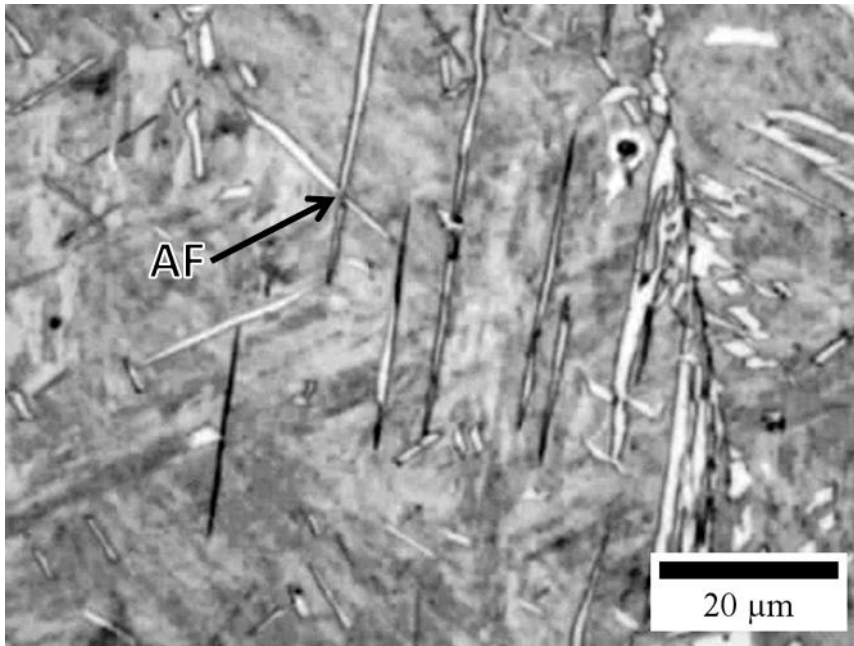
г)



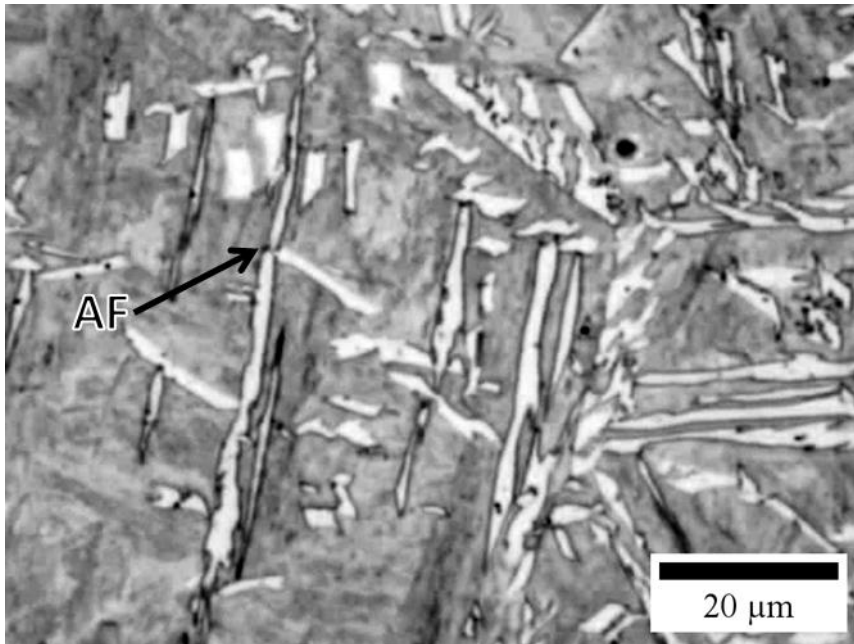
д)

Слика 94. Симпатетичка нуклеација приликом изотермалног разлагања на 500°C након а,б,в) 20s; г) 30s; д) 60s.

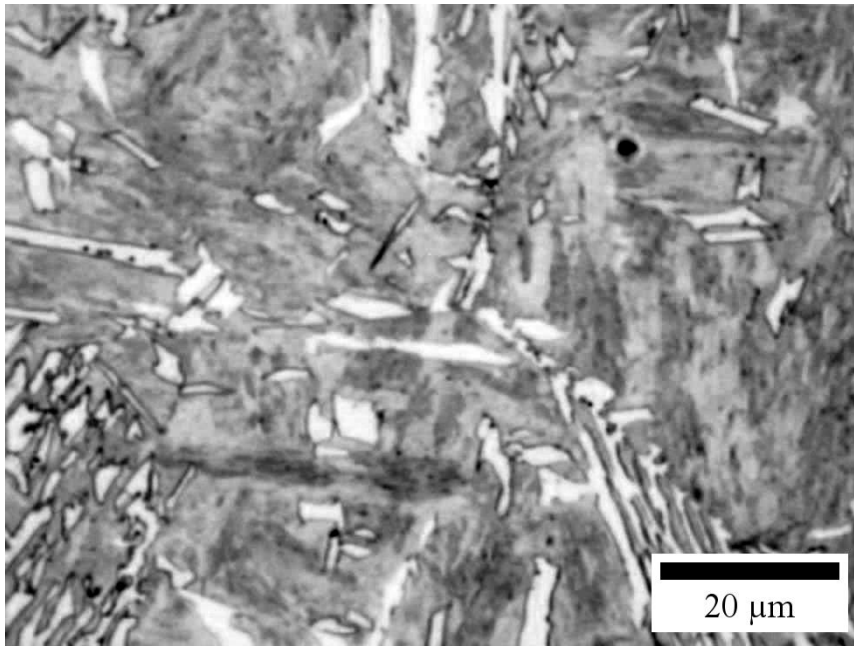
Интрагрануларна нуклеација ферита приликом изотермалног разлагања аустенита на 500°C приказана је на слици 95. На микрофотографијама се уочава ацикуларни ферит али и појединачне плочице интрагрануларно нуклеисаног ферита. На микрофотографији са слике 95 г), се може видети да ацикуларни ферит настаје нуклеацијом на честици, док је детаљнији приказ нуклеације ацикуларног ферита на честици, на 500°C, приказан на слици 96. На слици 95б,г уочава се присуство грубих плочастих ферита нуклеисаних на граници аустенитних зрна.



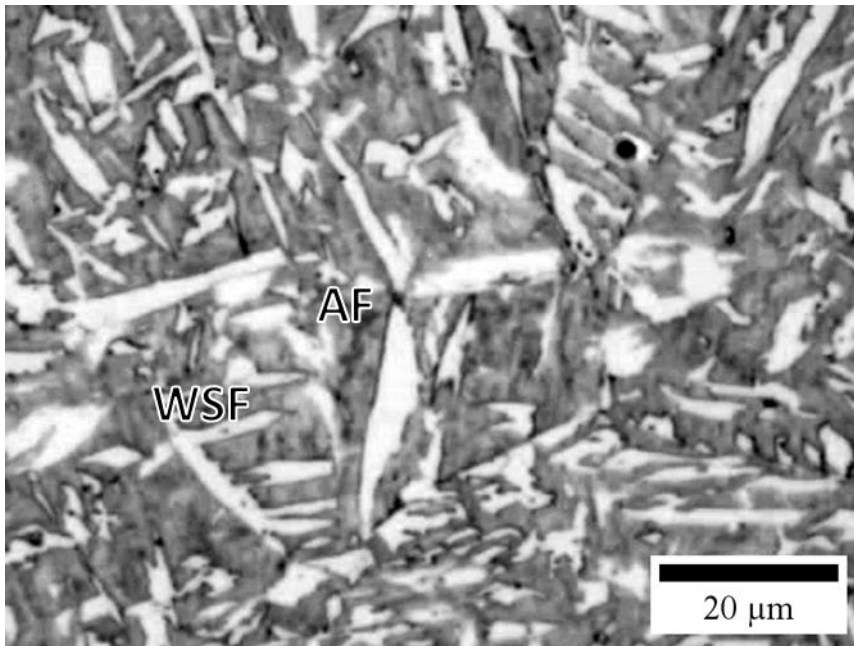
a)



b)

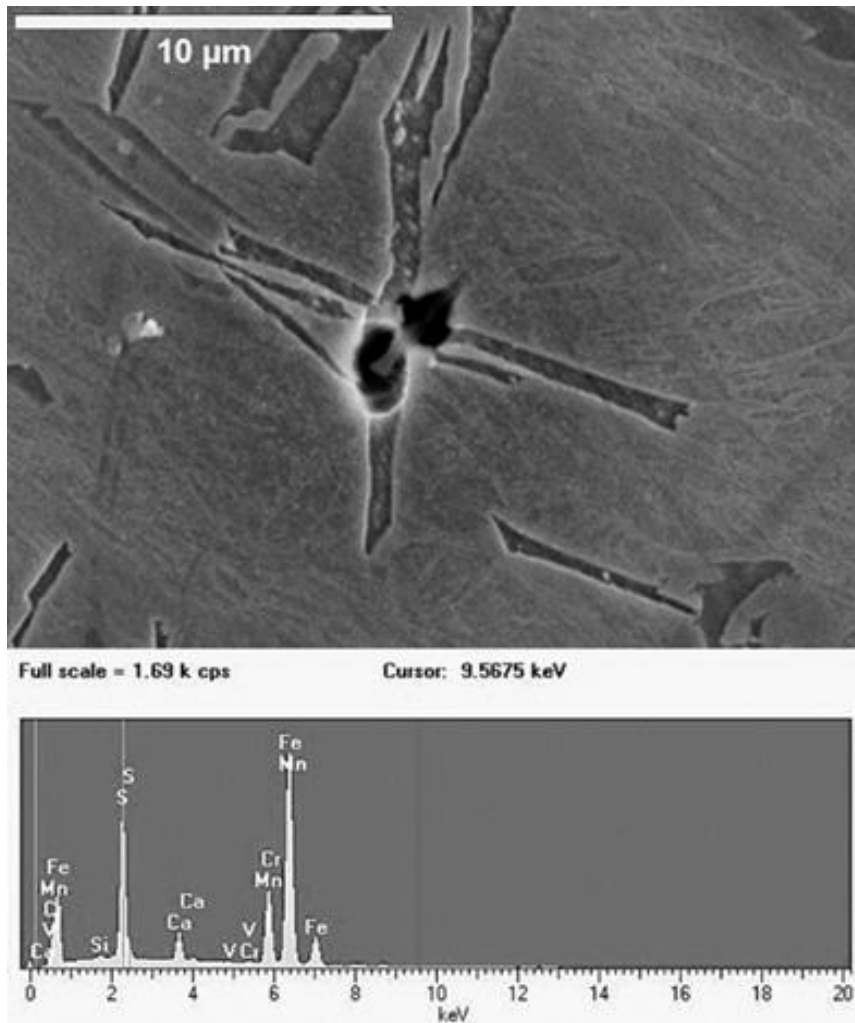


б)



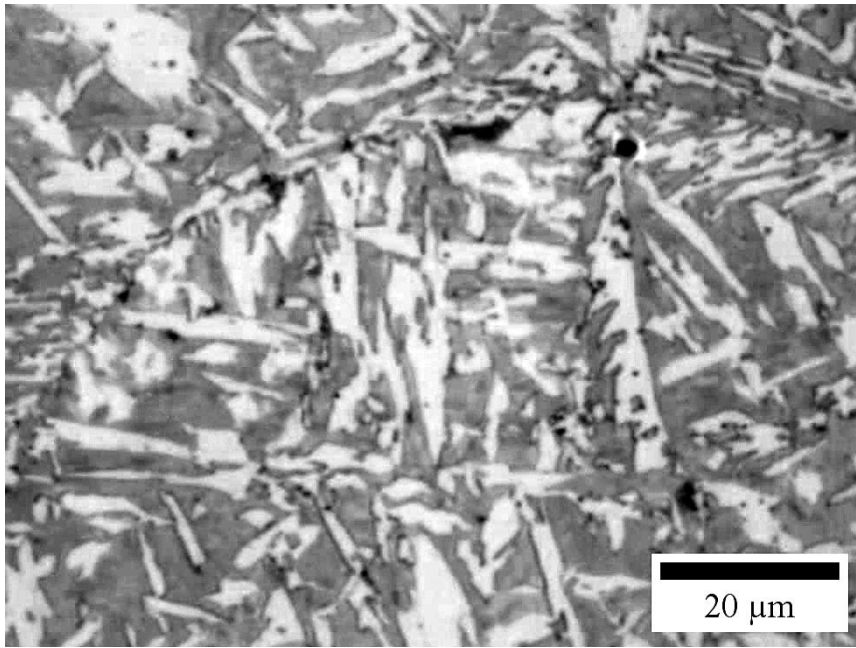
г)

Слика 95. Интрагрануларна нуклеација при изотермалном разлагању аустенита на 500°C након: а) 30s; б,в) 45s; г) 80s (AF-ацикуларни ферит, WSF- Видманштетенов ферит).

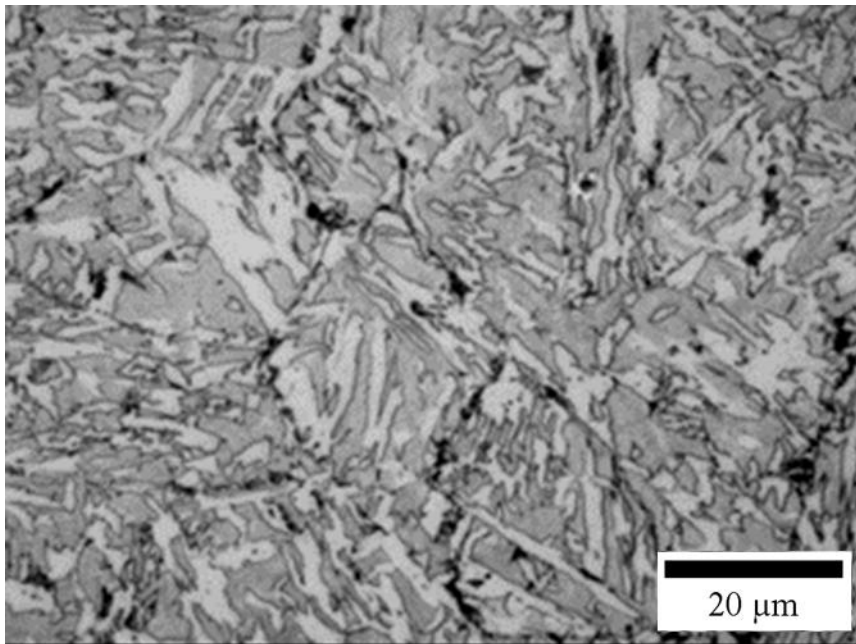


Слика 96. Нуклеација ацикуларног ферита на честици, на температури 500°C, са EDS анализом честице.

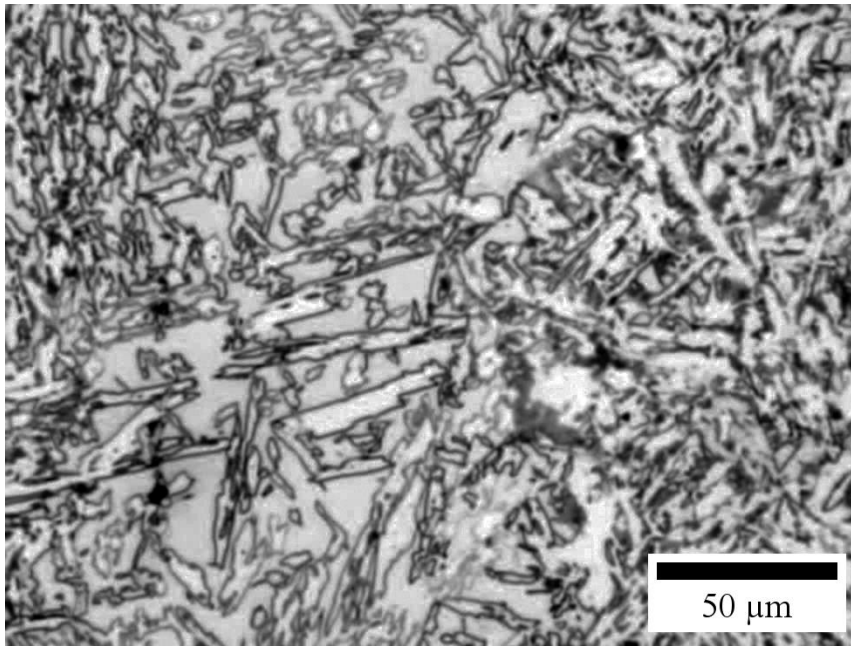
Даљи развој микроструктуре, раст и спајање феритних плочица, прати настанак и раст перлитних колонија, које се први пут уочавају након ~120s. Издвајање перлитних колонија је приказано на слици 97. Перлитне колоније се на слици 97 уочавају као тамна поља. Финална микроструктура након изотермалног разлагања на 500°C, се састоји од грубих зрна ферита и перлита, и приказана је на слици 98.



a)

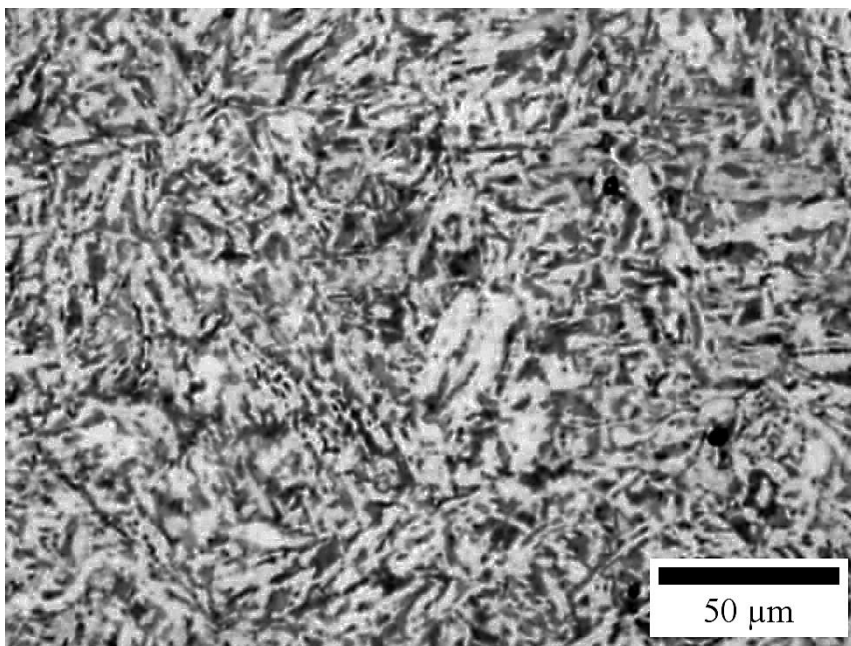


б)



в)

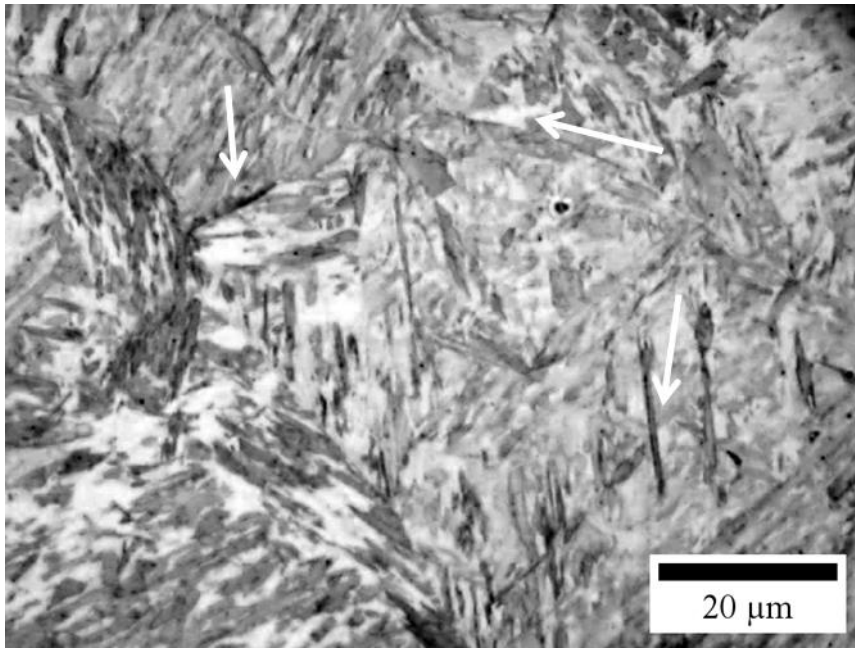
Слика 97. Настанак и раст перлитних колонија у току изотермалног разлагања на 500°C након: а) 120s; б) 420s; в) 600s.



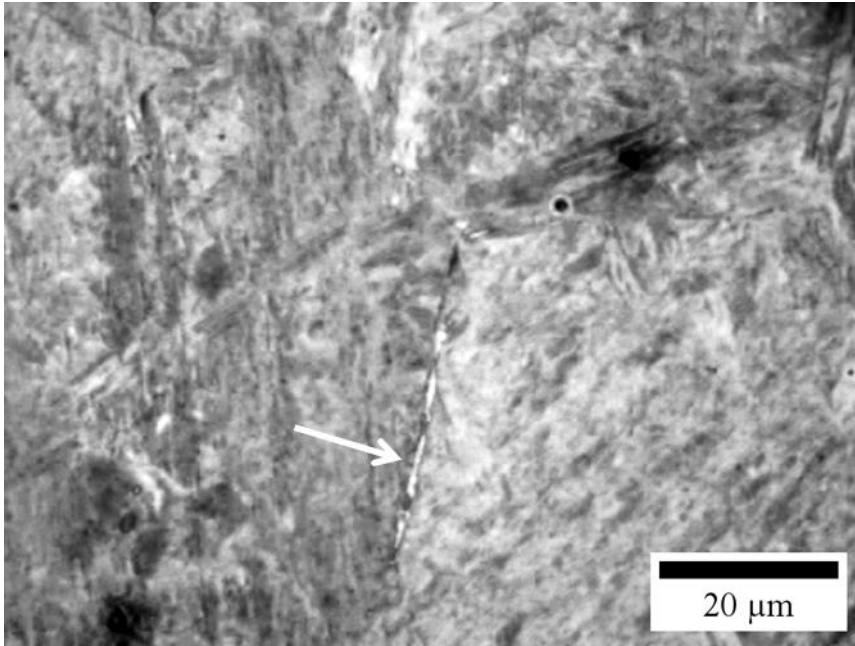
Слика 98. Микроструктура након изотермалног разлагања аустенита на 500°C/1200s.

4.1.1.5 Развој микроструктуре Ti/V челика при изотермалном разлагању на 550°C

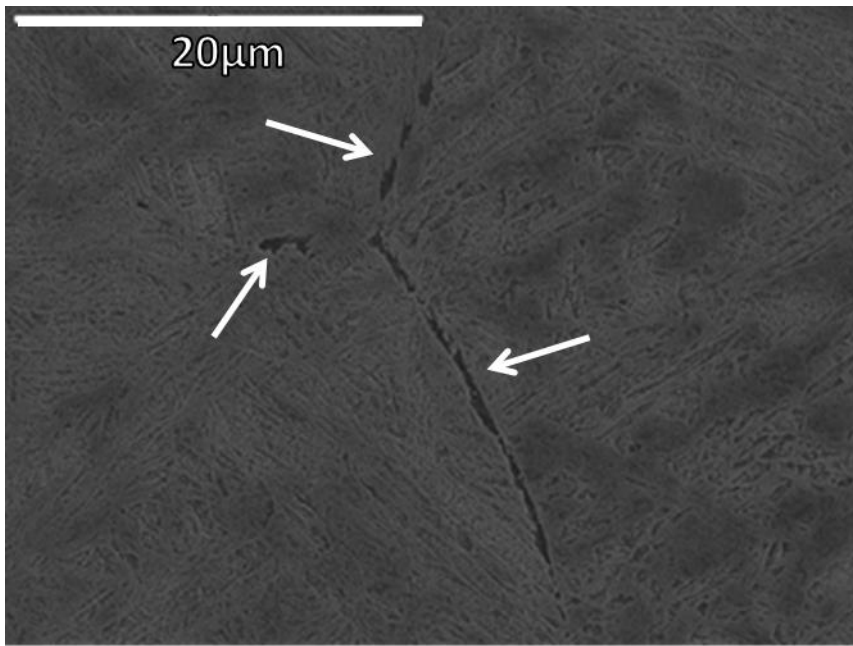
Разлагање аустенита при задржавању на 550°C започиње након 5s и одвија се доминантно нуклеацијом и растом ферита по границама полазних аустенитних зрна што се може видети на слици 99.



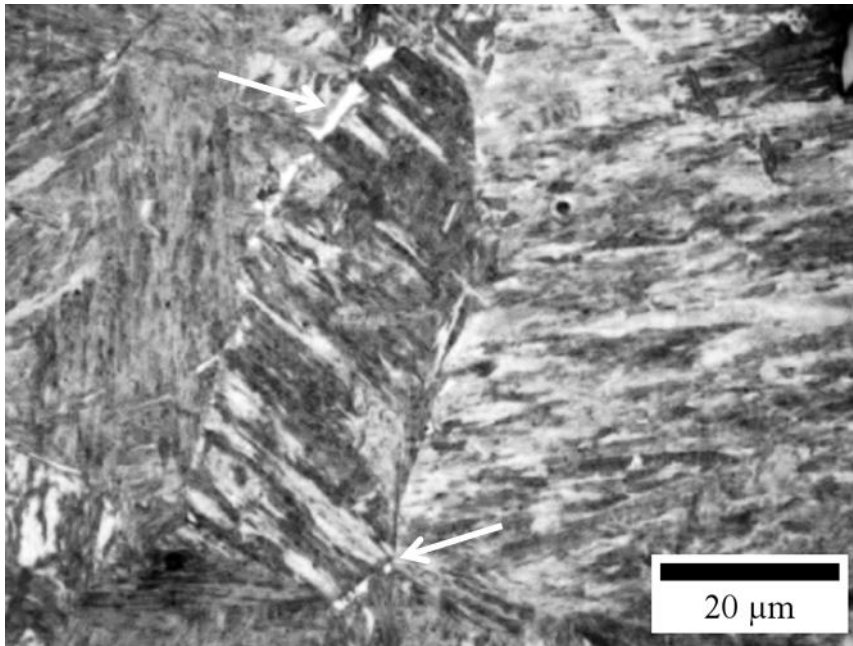
a)



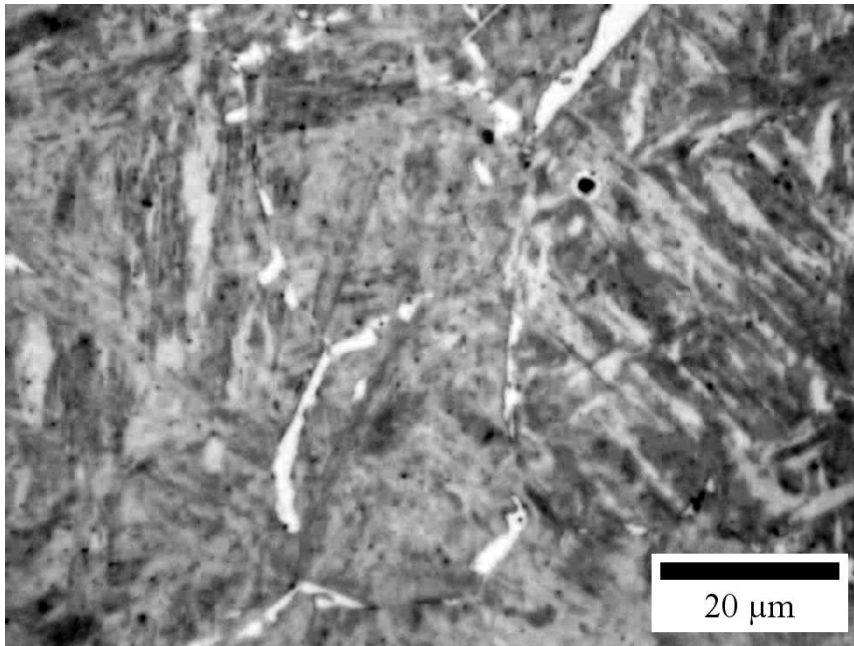
b)



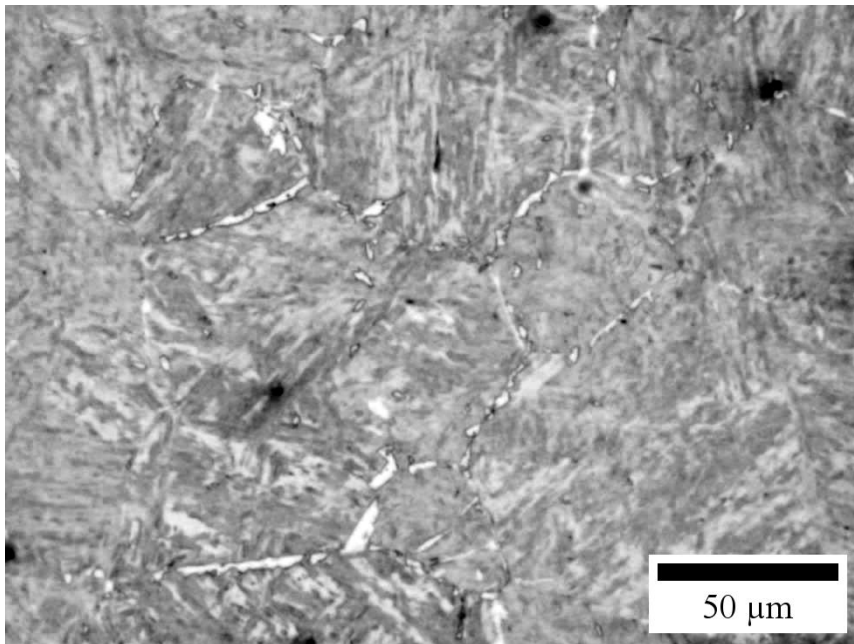
В)



Г)



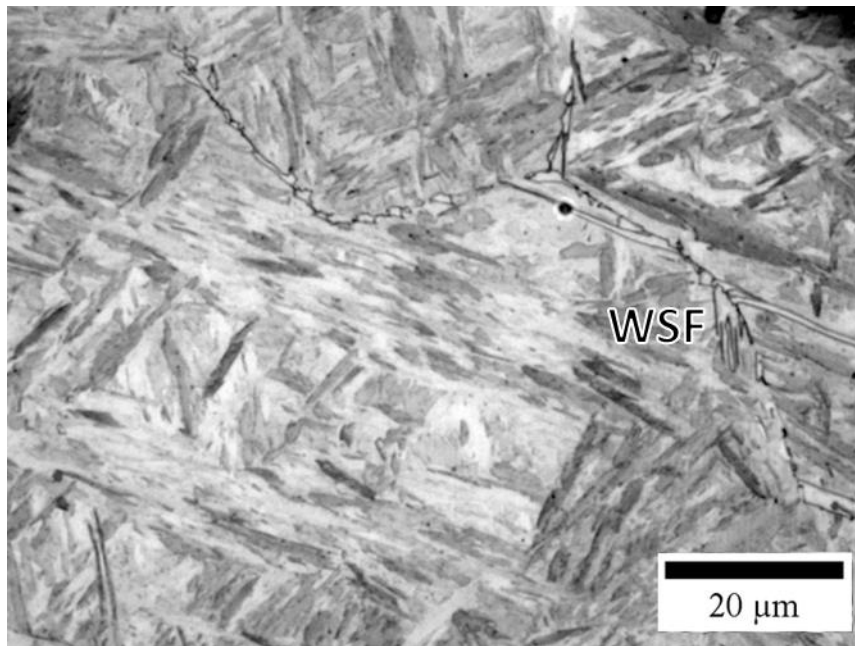
д)



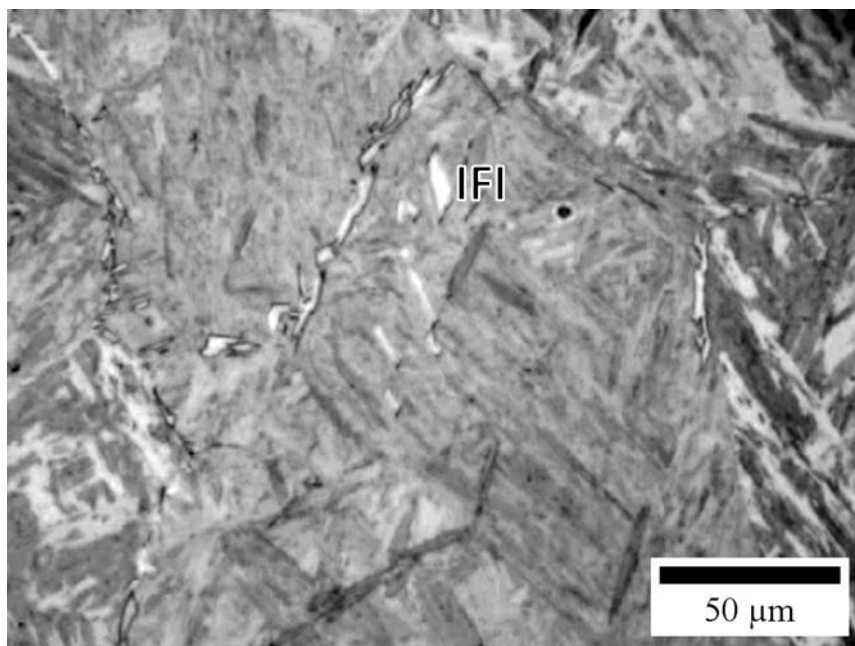
ђ)

Слика 99. Формирање феритних алотриоморфа (означени стрелицом) при изотермалном разлагању на 550°C након: а) 5s; б) 10s; в) 10s (SEM); г) 20s; д,ђ) 60s.

На границама зрна се местимично уочава појава Видманштетеновог ферита који је приказан на слици 100.

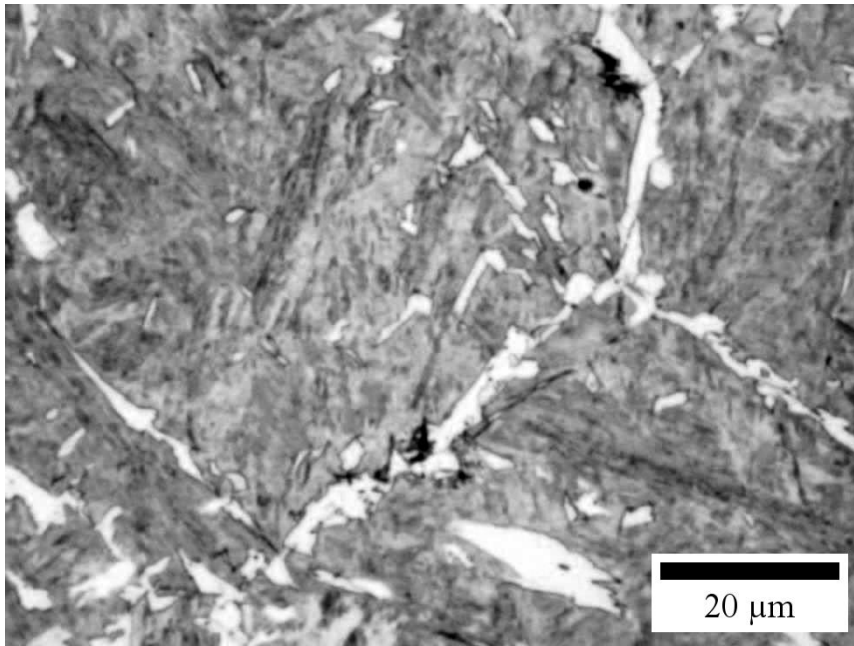


Слика 100. Видманштетенов ферит настао при изотермалном разлагању на 550°C након 30s. У унутрашњости аустенитних зрна долази до формирања идиоморфа ферита што је приказано на слици 101.

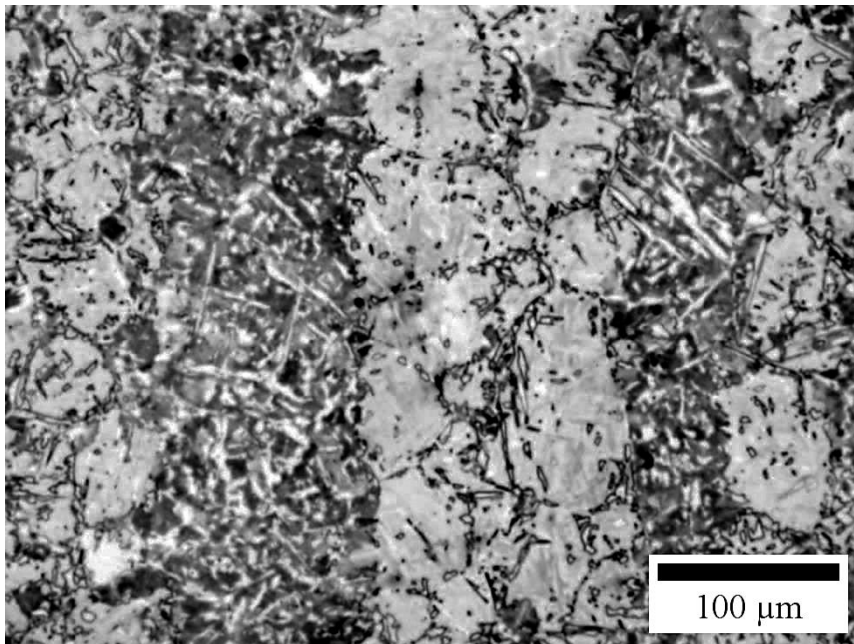


Слика 101. Идиоморфи ферита настали при изотермалном разлагању на 550° након 30s (IFI-интрагрануларни феритни идиоморфи).

Изотермално разлагање аустенита се даље наставља растом феритних зрна и настанком и растом перлитних колонија. Настанак и раст перлитних колонија у току изотермалног разлагања на 550°C, је приказан на слици 102.



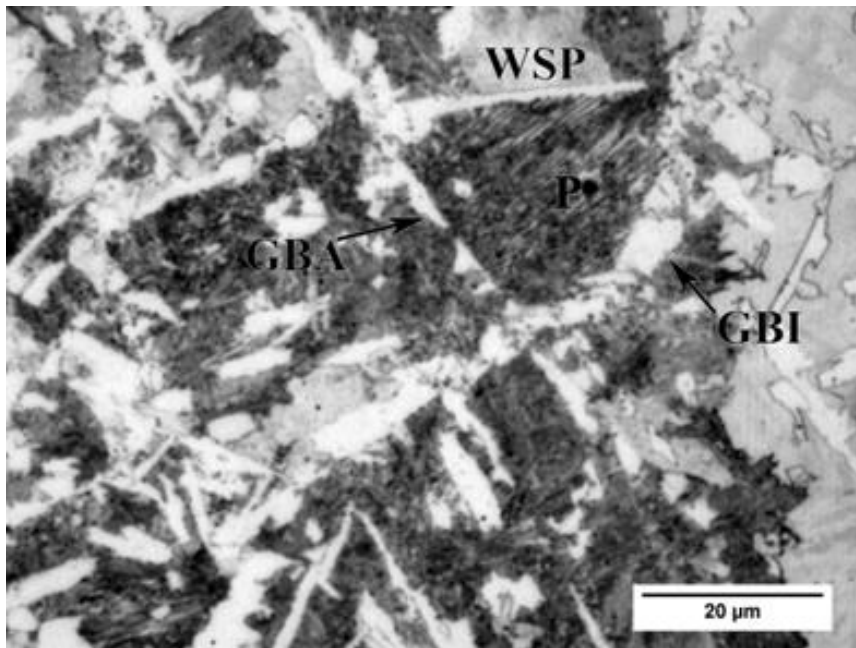
а)



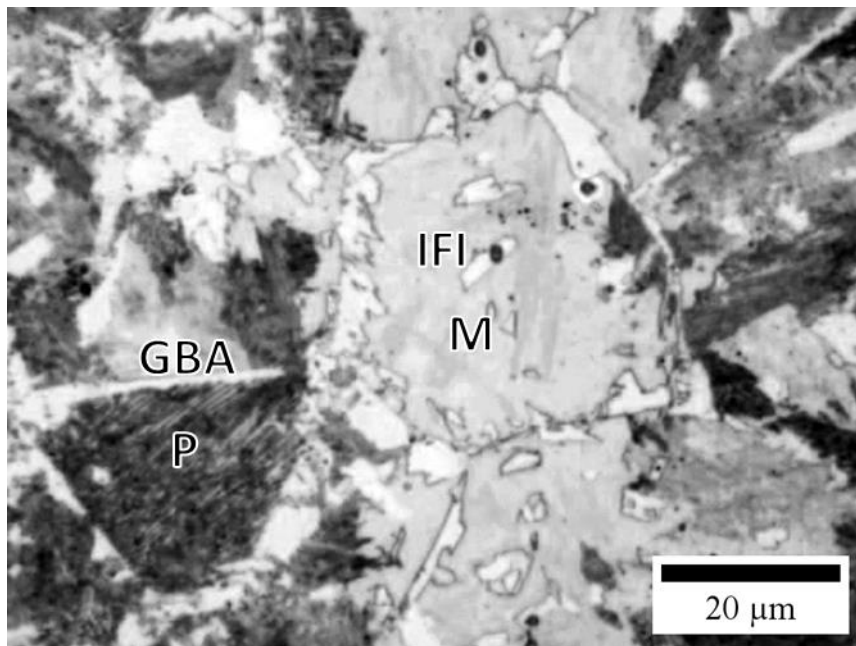
б)

Слика 102. Настанак перлитних колонија при изотермланом разлагању на 550°C , након а) 120 и б) 600s.

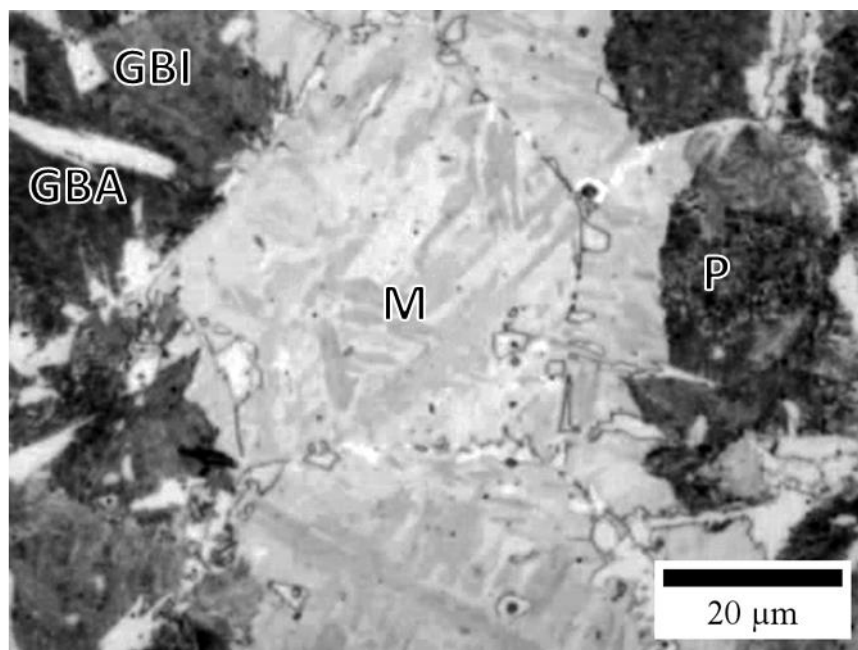
Финална микроструктура након изотермалног разлагања челика на 550°C у трајању од 1200s се састоји од ферита, перлита и мартензита насталог каљењем нетрансформисаног аустенита, слика 103.



a)



b)

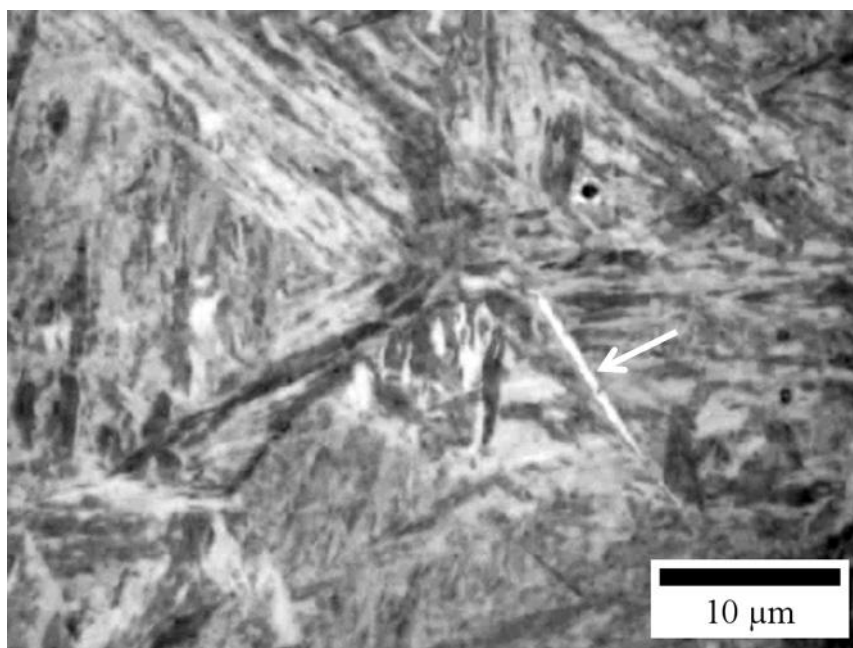


в)

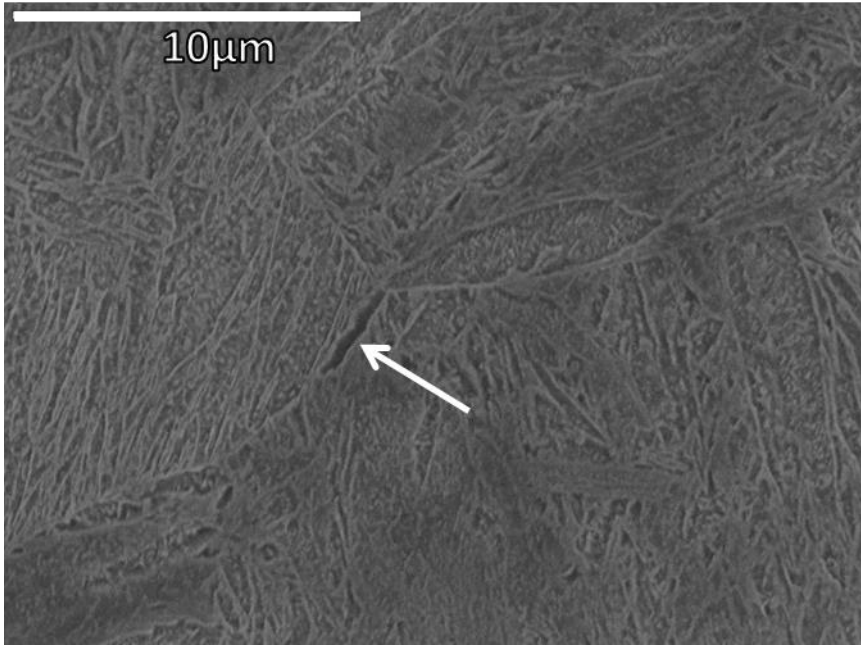
Слика 103. Финална микроструктура узорка након 1200s изотермалног жарења на 550°C (GBA-феритни алотриоморфи на границама зрна, GBI-феритни идиоморфи на границама зрна, WSP-Видманштетенове бочне плочице P-перлит, M-мартензит, IFI-интрагрануларни феритни идиоморф).

4.1.1.6 Развој микроструктуре Ti/V челика при изотермалном разлагању на 600°C

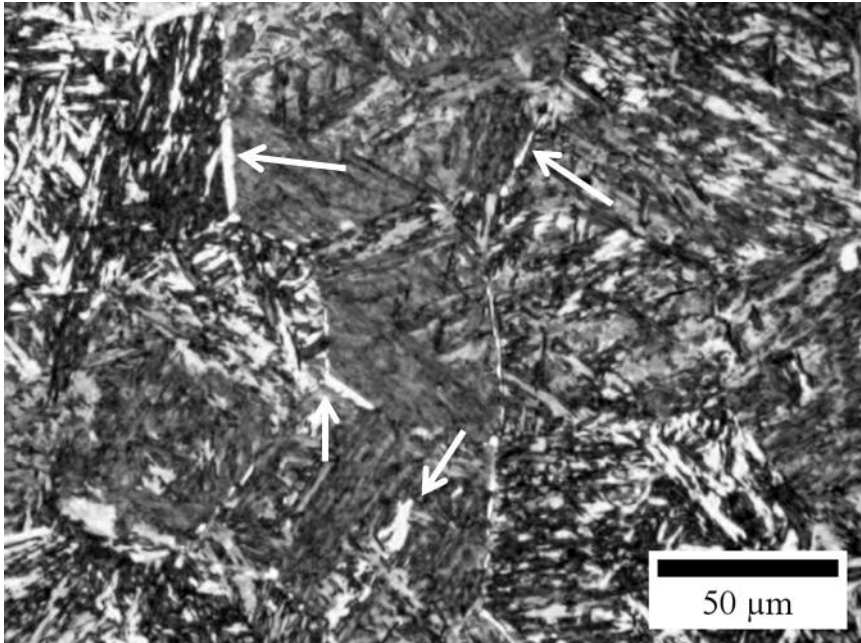
Узорци подвргнути изотермалном разлагању аустенита на 600°C, трансформацију започињу након 5s, слично узорцима подвргнутим изотермалном разлагању на 550°C. Након 10s уочавају се феритни алотриоморфи на границама зрна, док се након 80s уочава настанак феритних идиоморфа, слика 104.



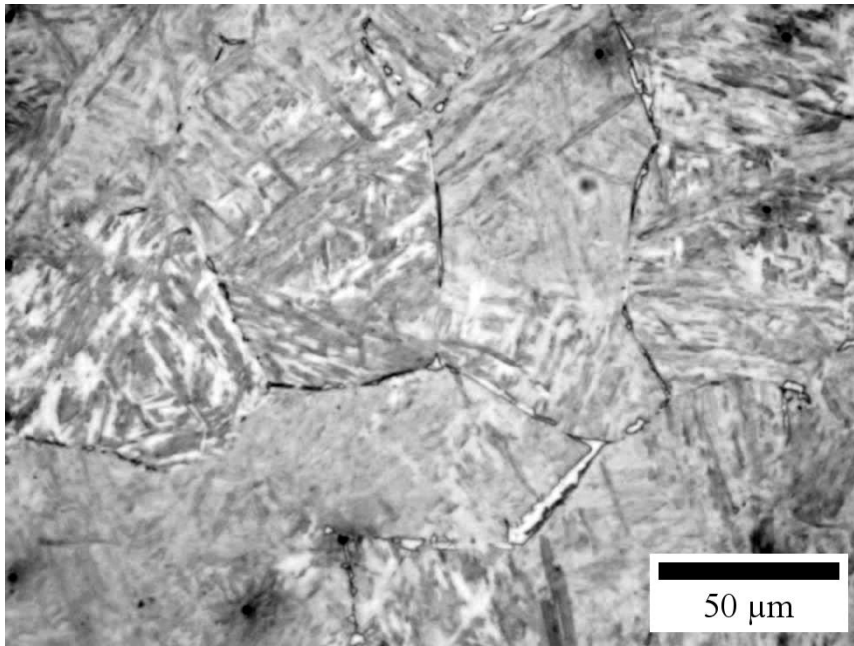
а)



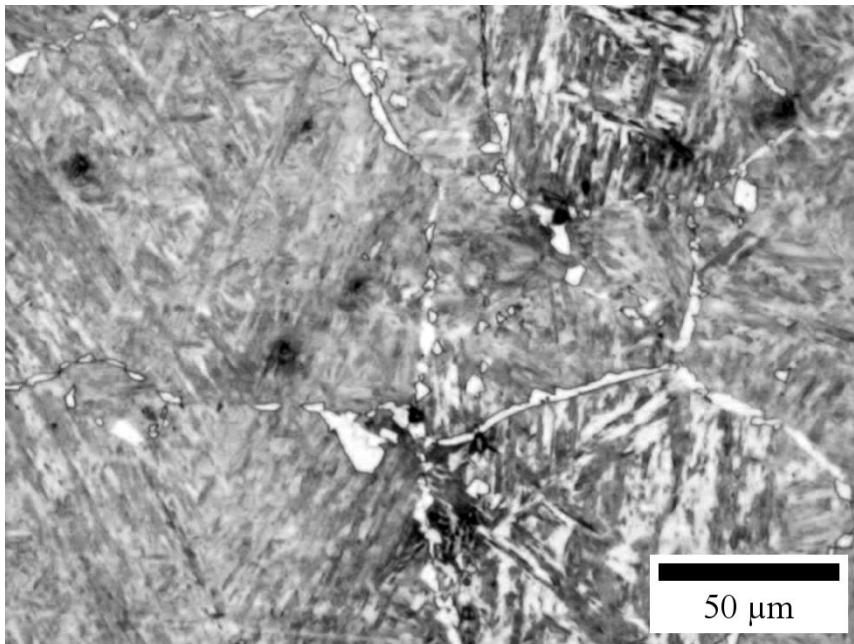
б)



в)



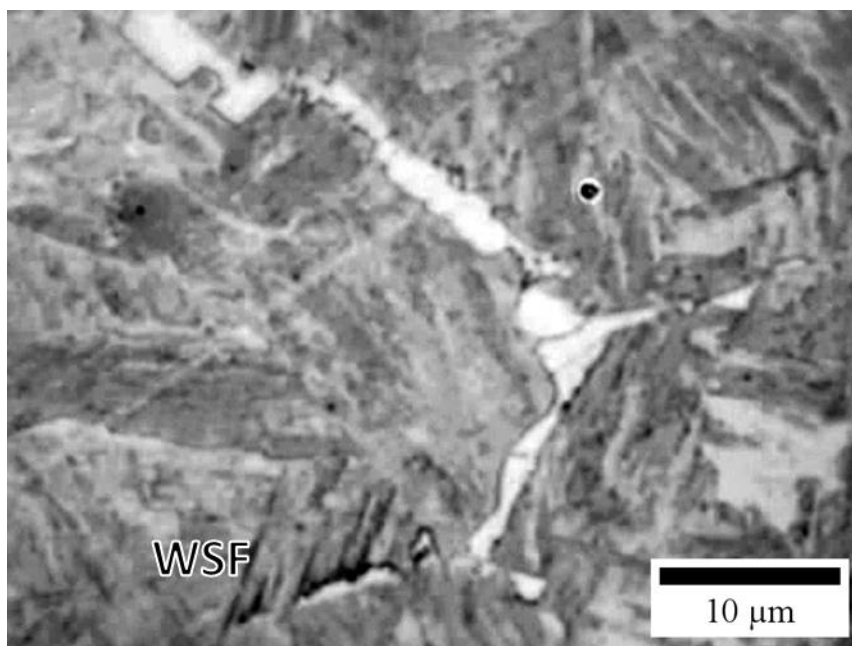
г)



д)

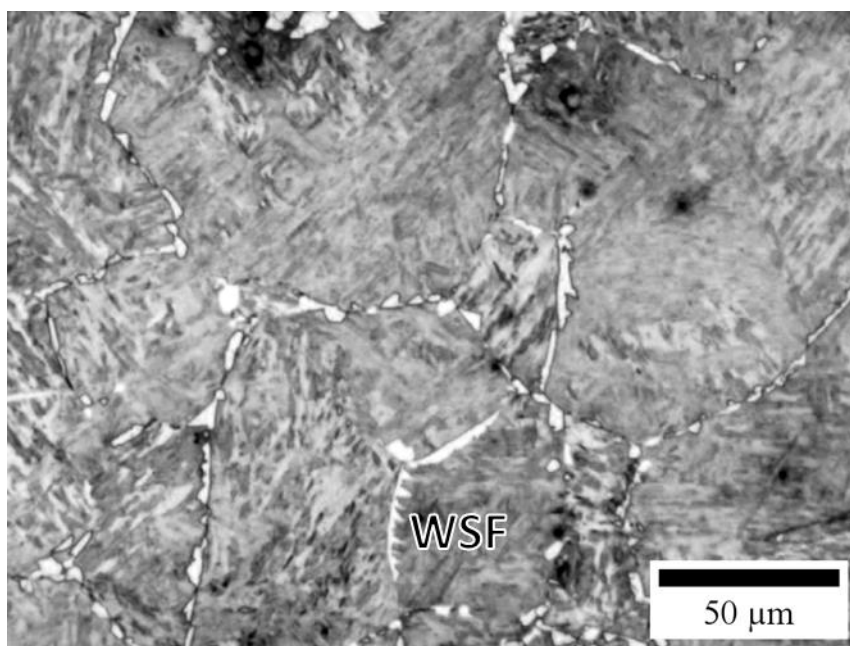
Слика 104. Настанак феритиних алотриоморфа (означени стрелицама) при изотермалном разлагању на 600°C након: а) 10s; б) 10s (SEM); в) 20s; г) 30s; д) 80s.

Осим алотриоморфа, на границама аустенитних зрна се при изотермалном разлагању на 600°C местимично издваја мала количина Видманштетеновог ферита, приказана на слици 105.



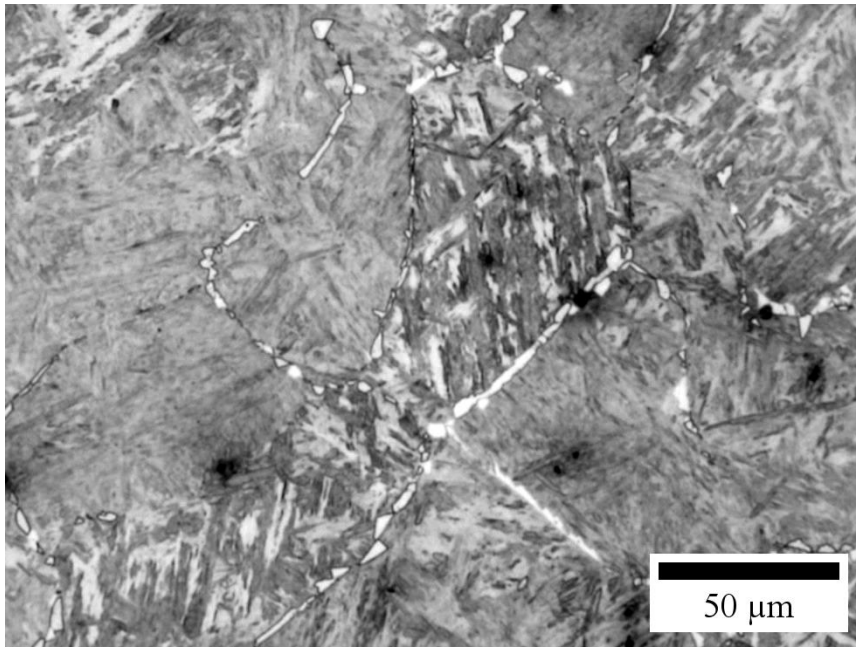
Слика 105. Настанак Видманштетеновог ферита при изотермалном разлагању на 600°C након 20s (WSF-Видманштетенов ферит).

Издвајање ферита по границама зрна праћено је и нуклеацијом и растом мале количине ферита унутар зрна аустенита, најчешће плочастих/полигоналних ферита, слика 106. На слици 106, уочава се присуство Видманштетеновог ферита.

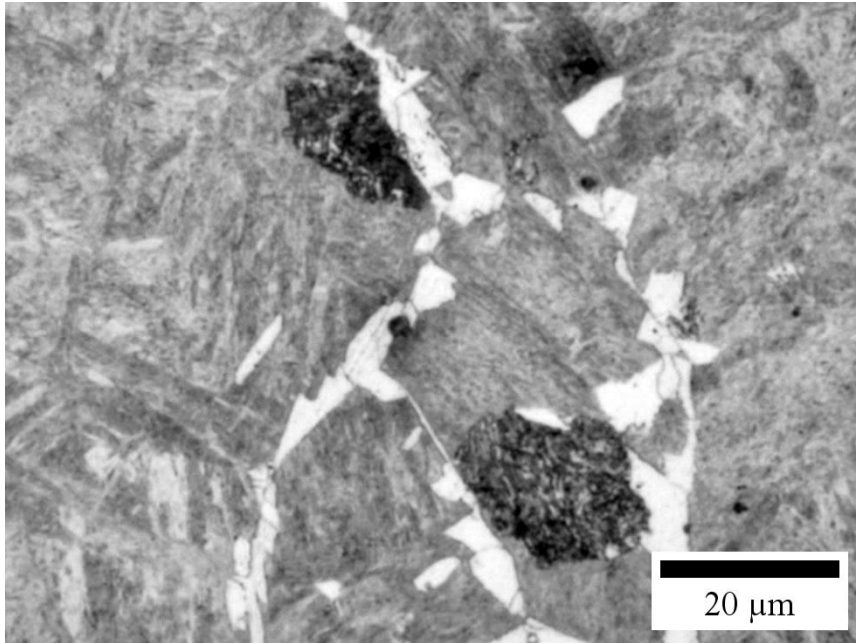


Слика 106. Интрагрануларно нуклеирани ферит местимично настао у аустенитним зрнима након 60s.

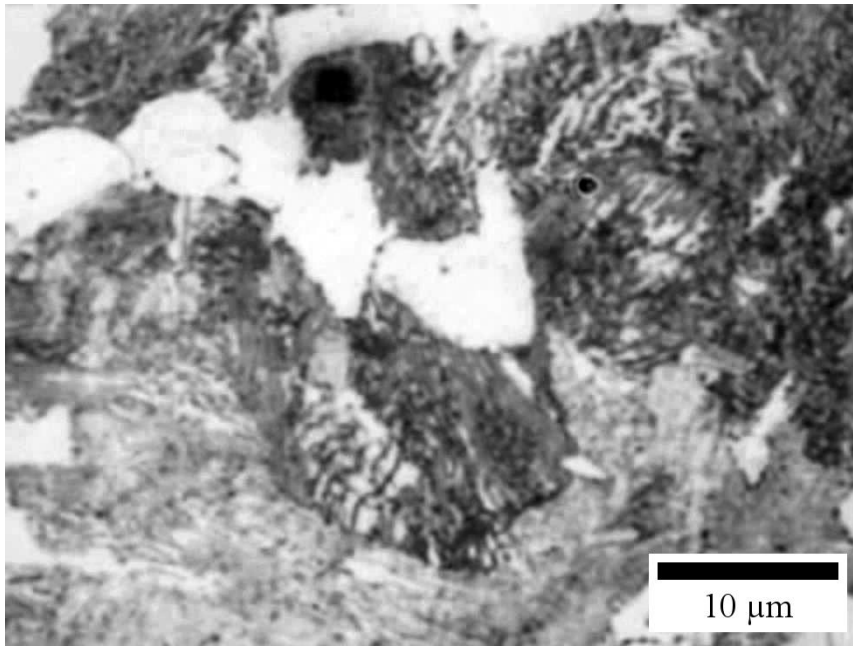
Настанак ферита различитих морфологија при изотермалном разлагању Ti/V челика на температури од 600°C праћено је издвајањем перлита (слика 107) већ након 60s.



a)



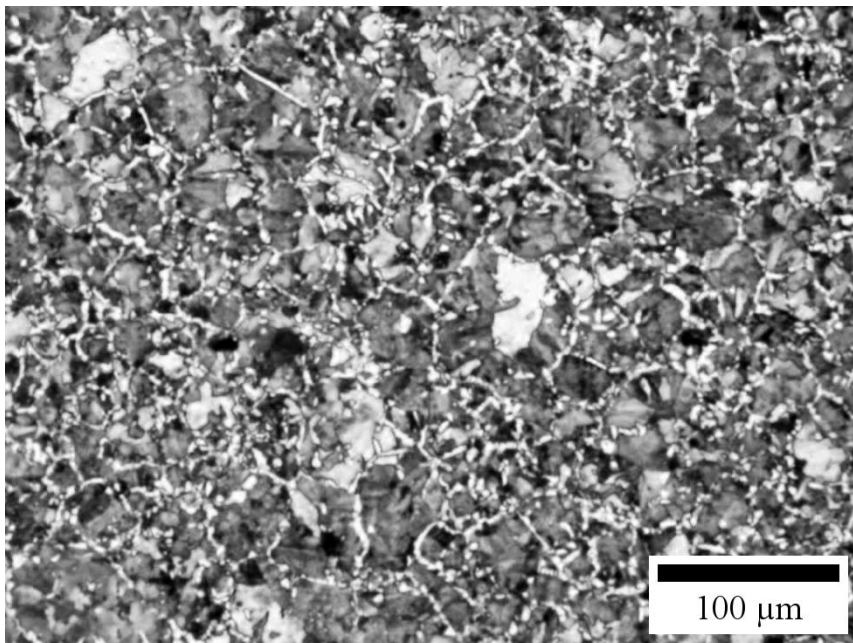
b)



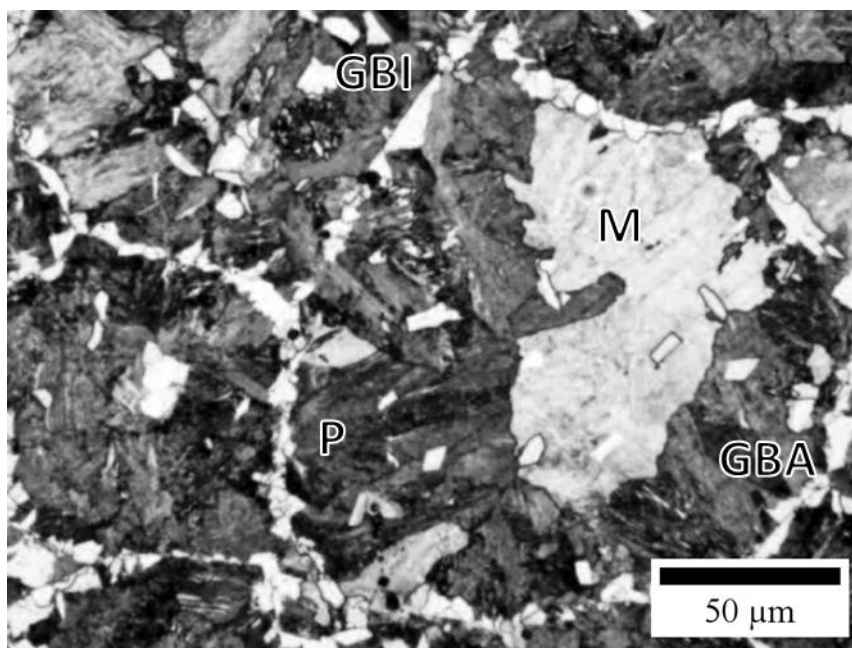
в)

Слика 107. Нуклеација и раст перлитних колонија при изотермалном разлагању на 600°C након: а) 60s; б) 120s; в) 600s.

Финална микроструктура након изотермалног разлагања на 600°C , састоји се од ферита и перлита, са малом количином мартензита насталог приликом каљења нетрансформисаног аустенита, слика 108.



а)

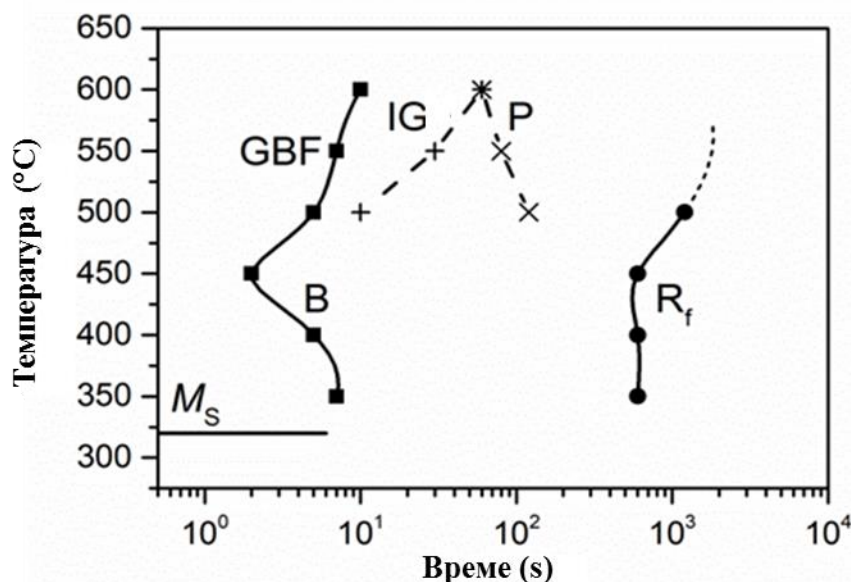


б)

Слика 108. Финална микроструктура челика након изотермалног разлагања на 600°C након 1200s (GBA-феритни алотриоморфи на границама зрна, GBI-феритни идиоморфи на границама зрна, P-перлит, M-мартензит).

4.1.2 Трансформационо понашање средњеугљеничног микролегираног челика

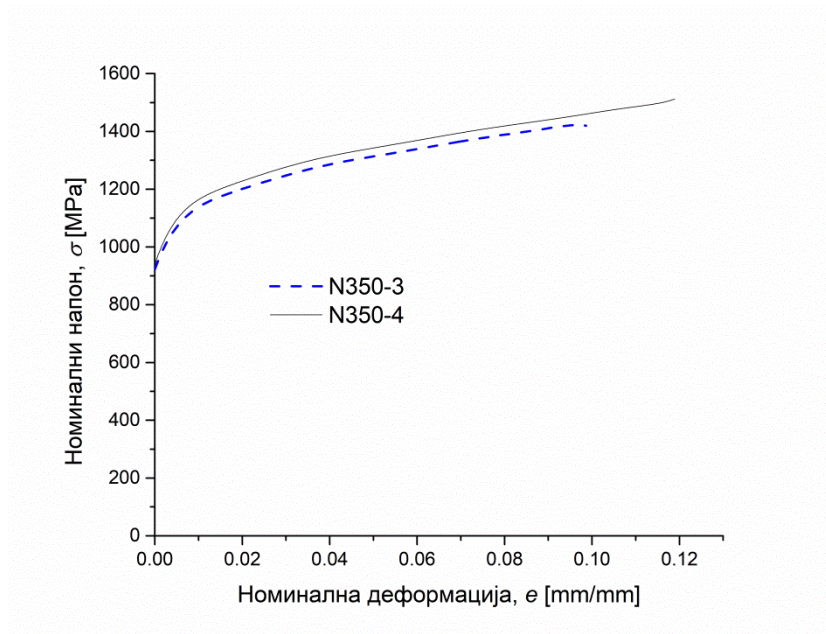
Дијаграм изотермалног разлагања је конструисан на основу праћења микроструктурних промена насталих при изотермалном разлагању аустенита (слика 109). Микрофотографије на основу којих је конструисан дијаграм приказане су у поглављу 4.1.1.



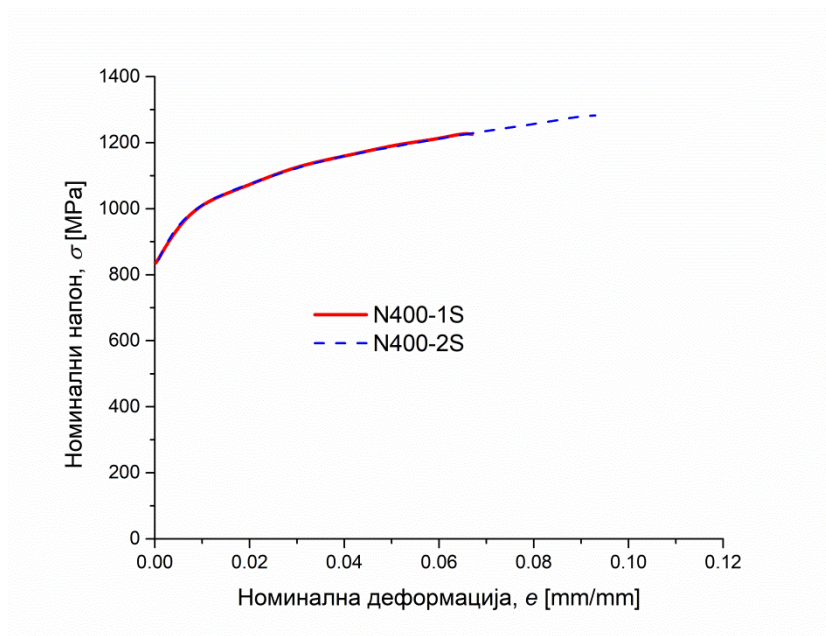
Слика 109. Дијаграм изотермалног разлагања испитиваног средњеугљеничног микролегираног челика (ГФ–ферити настали на границама полазних аустенитних зрна; ИФ-ферити настали унутар полазних аустенитних зрна; П-перлит; Б-беинит) [181].

4.1.3 Притисна чврстоћа

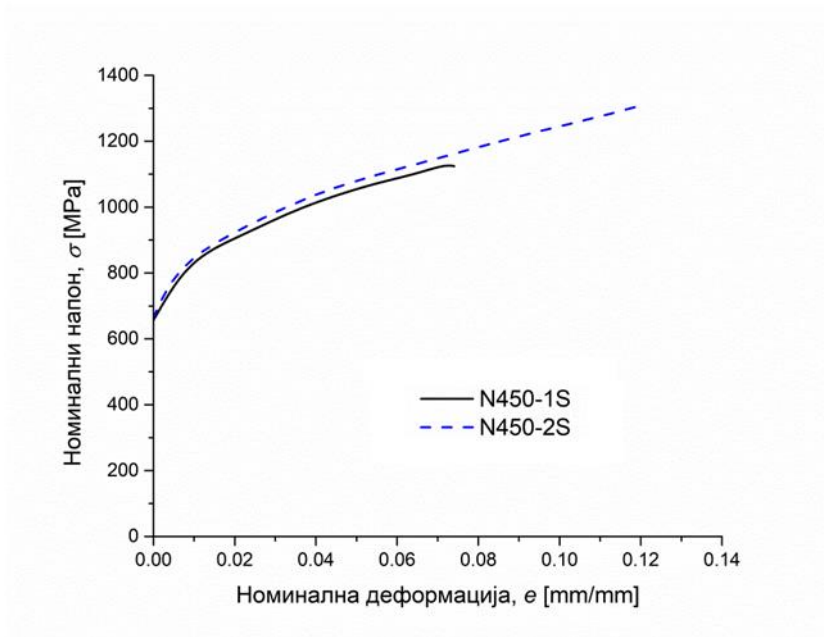
Граница течења узорака добијених изотермалним разлагањем одређена је са кривих деформационог ојачавања, добијених испитивањем сажимањем (компресиони тест), офсет методом. Криве деформационог ојачавања приказане су на слици 110.



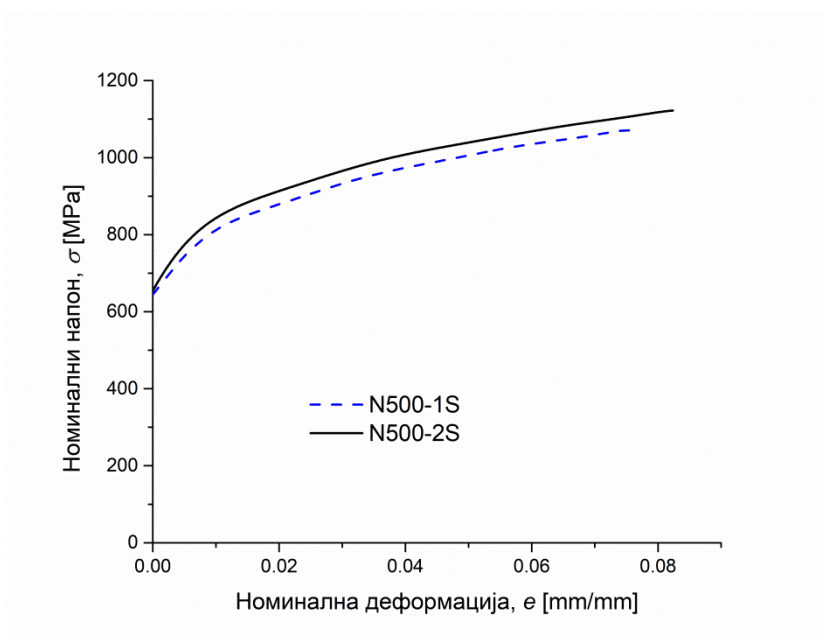
а)



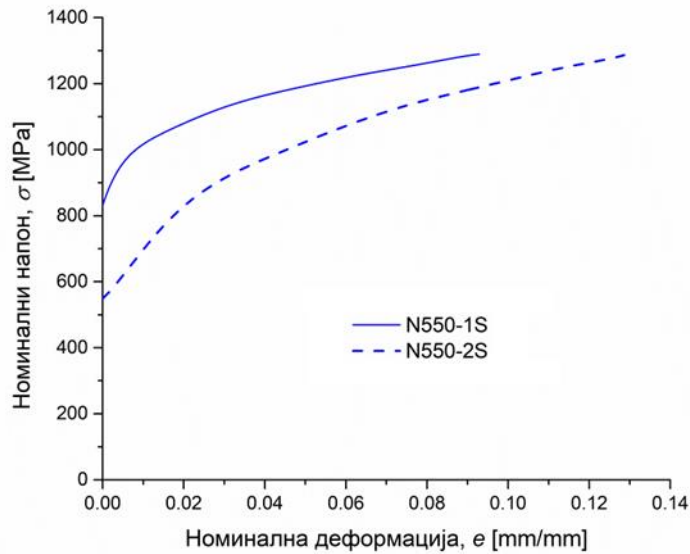
б)



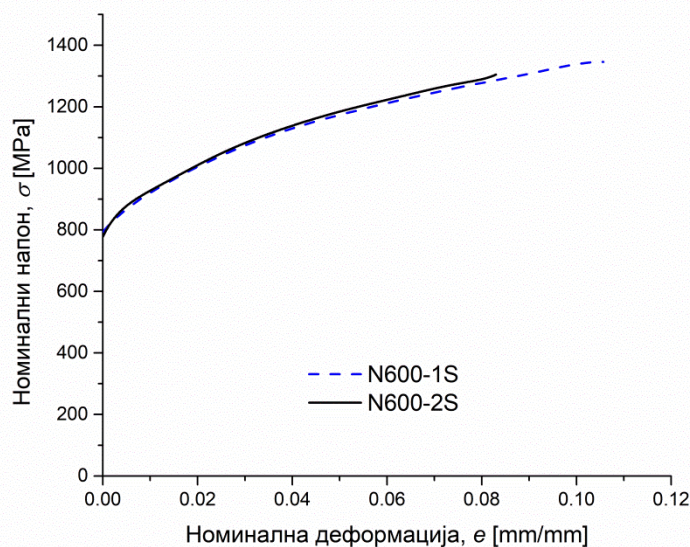
В)



Г)



д)



ђ)

Слика 110 Криве деформационог ојачавања за узорке подвргнуте изотермалном разлагању на температурама: а)350°; б)400°С; в)450°С; г)500°С; д)550°С; ђ)600°С.

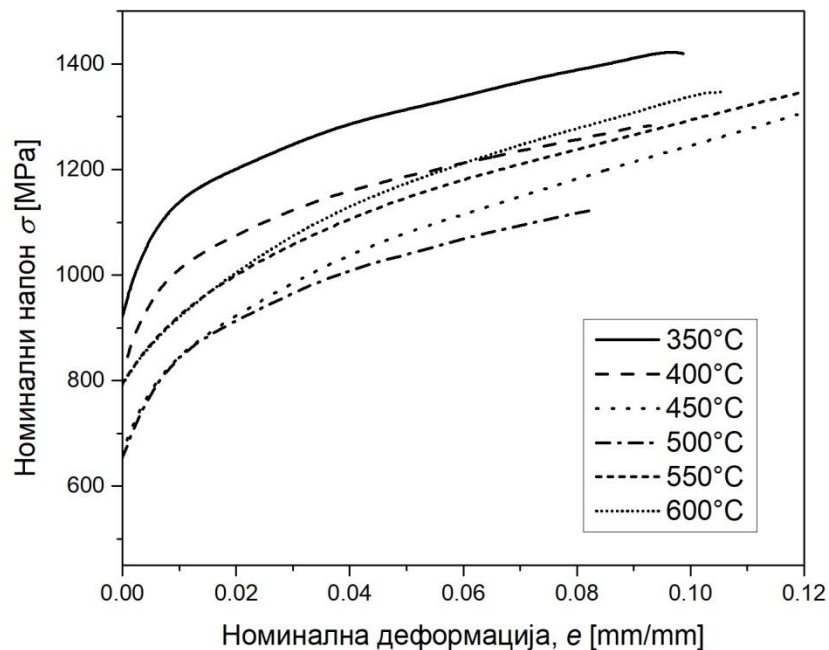
Вредности компресионих номиналних напона течења приказане су у табели 10.

Табела 10 Номинални напони течења кривих деформационог ојачавања

Температура, °С	Узорак	Номинални напон течења, МПа
350	N350-3	995,3
	N350-4	1017,8
400	N400-1S	881,5

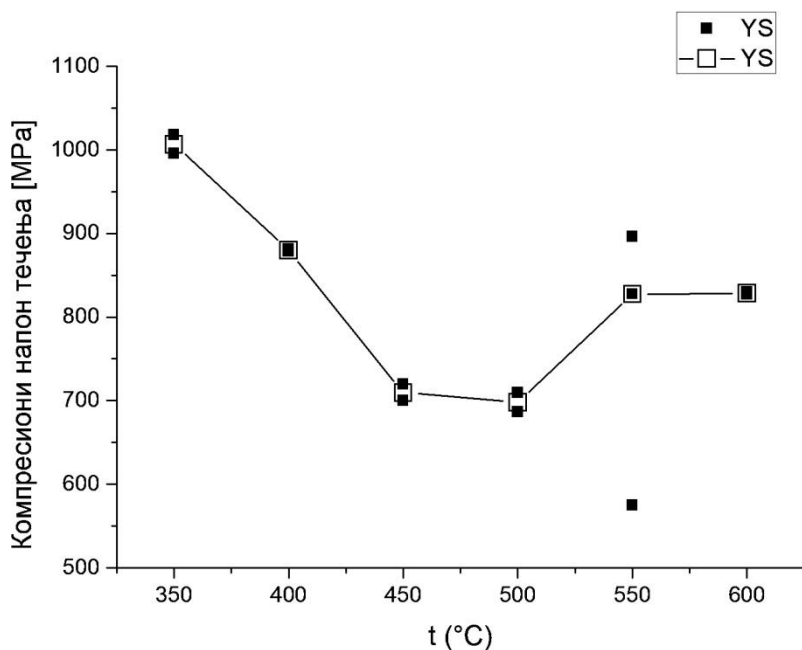
	N400-2S	878,4
450	N450-1S	699,6
	N450-2S	719,3
500	N500-1S	685,9
	N500-2S	709,3
550	N550-1S	869,4
	N550-2S	/
	N550-3S	827,5
600	N600-1S	826,9
	N600-2S	829,6

На слици 111 сумарно су приказани репрезентативни делови кривих деформационог ојачавања, узорка изотермално жарених на различитим температурама, који одговарају области пластичне деформације.



Слика 111. Сумарни приказ репрезентативних компресионих кривих деформационог ојачавања узорка изотермално жарених у температурном опсегу 350-600°C у трајању од 1200s.

На слици 112 приказане су вредности границе течења очитане офсет методом са дијаграма напон-деформација добијених компресионим тестом.

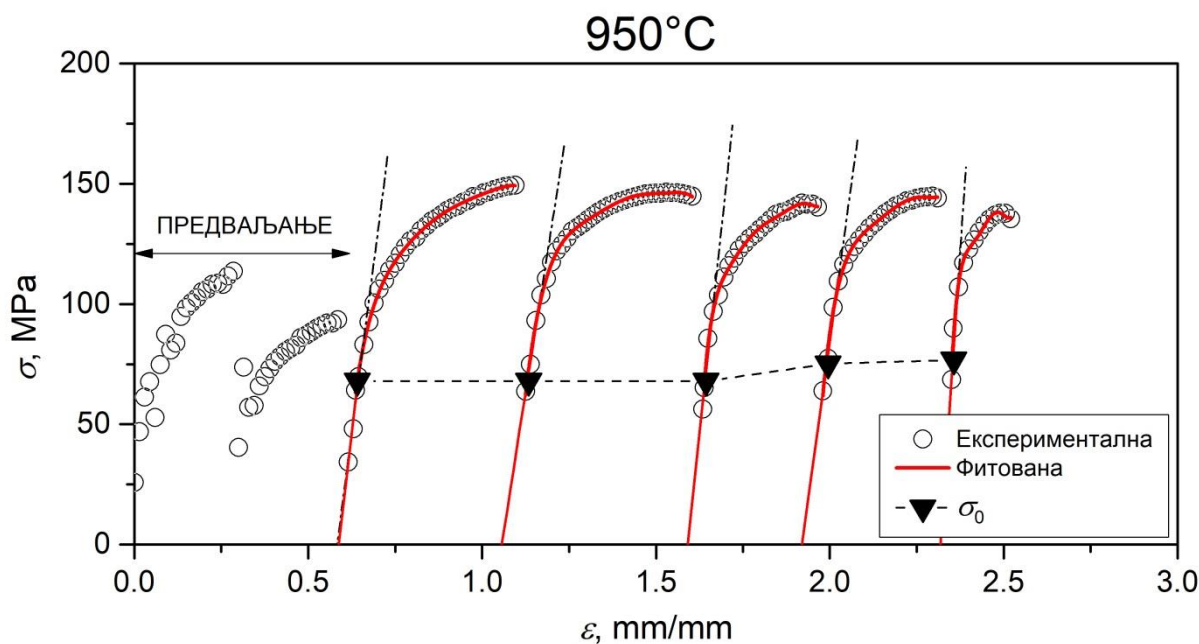


Слика 112. Просечне вредности напона течења узорка изотермално жарених у температурном опсегу 350-600°C.

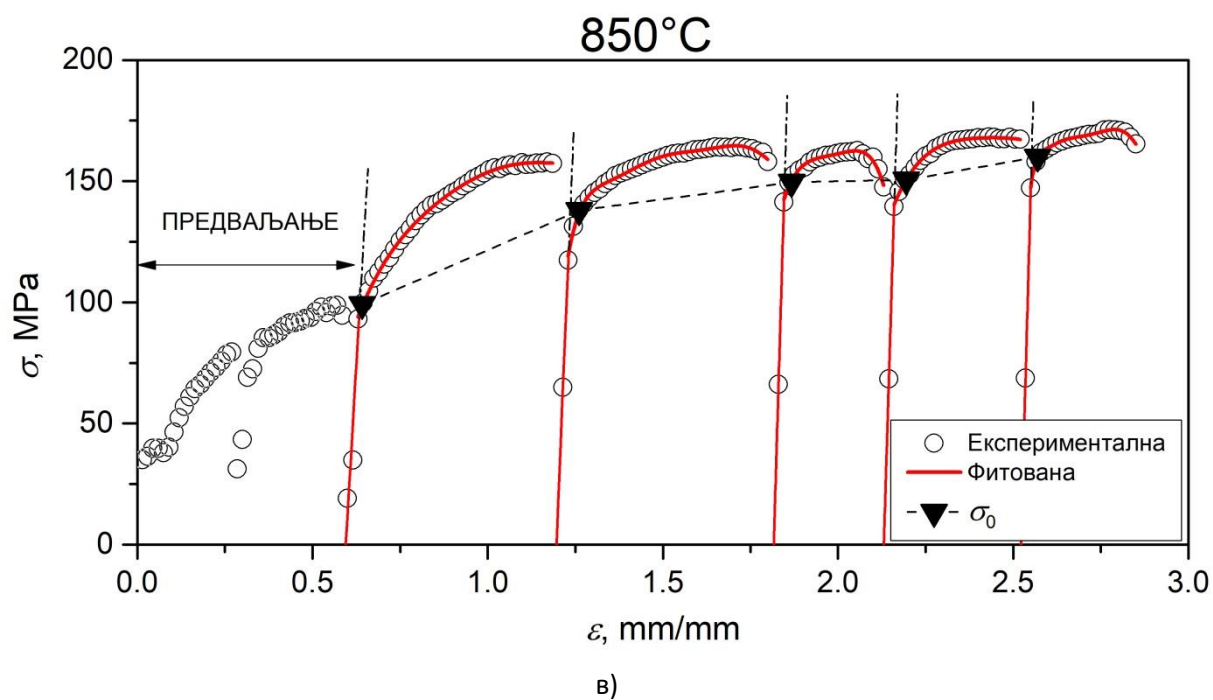
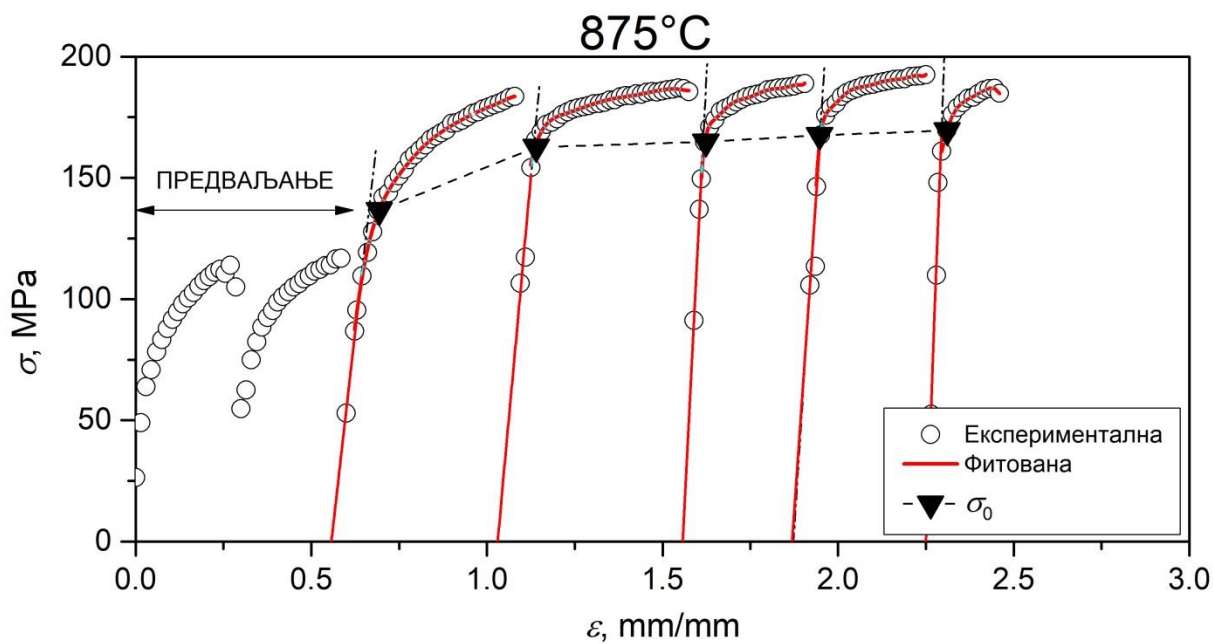
4.2 Термомеханичка прерада нискоугљеничног микролегираног челика

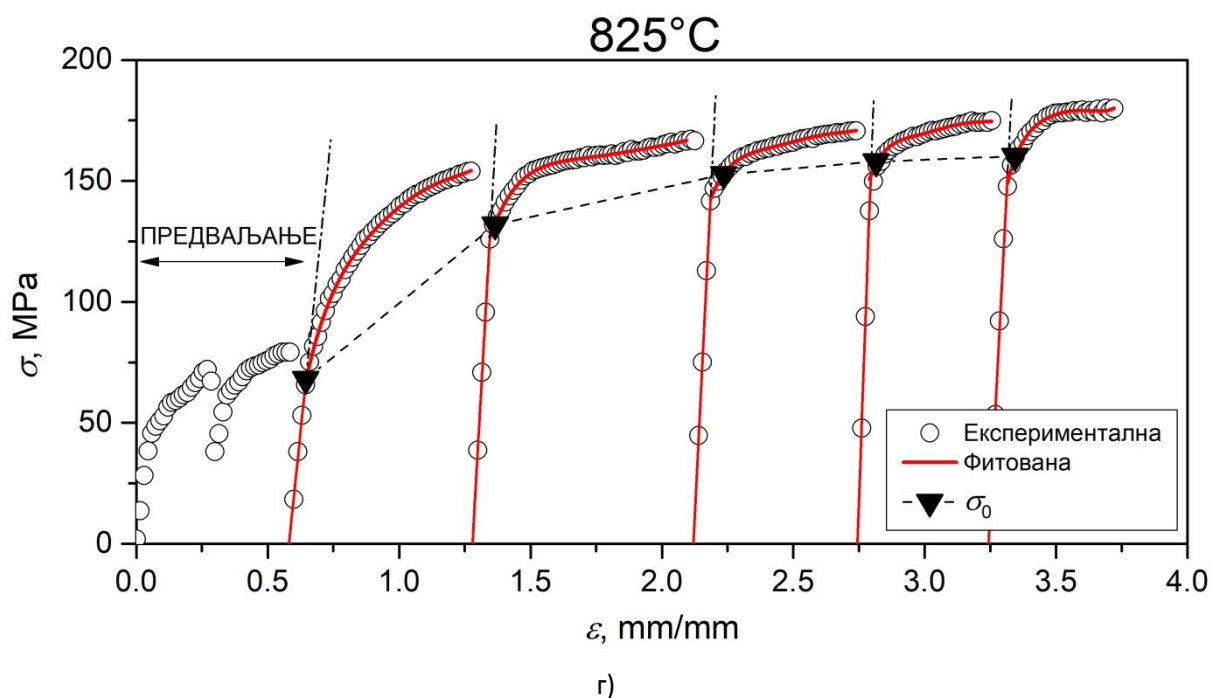
4.2.1 Криве деформационог ојачавања

На слици 113 су приказане криве деформационог ојачавања нискоугљеничног микролегираног челика добијене тестом увијањем на повишеним температурама. На свим дијаграмима прве две криве, укупно 0,6mm/mm деформације, представљају два провлака који одговарају симулацији предваљања као што је обележено на слици 113а). Симулација завршног ваљања у пет стадијума, започиње са трећим провлаком који ће у даљем тексту бити сматран за први провлак у симулацији.



a)





Слика 113. Криве деформационог ојачавања за узорке на температурама а) 950°C; б) 875°C; в) 850°C и г) 825°C.

Прва од пет кривих завршног ваљања на свакој температури има облик који одговара кривој деформационог ојачавања потпуно рекристалисаног челика. Свих пет кривих деформационог ојачавања, које представљају симулацију завршног ваљања на 950°C, имају готово идентичан облик који карактерише велики нагиб кривих у области пластичне деформације.

Нагиб кривих у области пластичне деформације, добијених симулацијом на 875°C и 850°C је мањи у односу на нагиб који карактерише криве на 950°C, док је нагиб дела кривих добијених при симулацији на 825°C још мањи.

Напон течења одређиван је офсет методом за степен деформације $\varepsilon \sim 5\%$, која према литератури даје довољно прецизне резултате [182,183]. У табели 11 приказане су вредности напона течења за криве деформационог ојачавања добијене при симулацији на свакој од температура.

Табела 11. Напони течења кривих деформационог ојачавања.

Температура, °C	Напон течења за одговарајуће провлаке, МПа				
	I	II	III	IV	V
950	68	68	68	75,2	76,8
875	136,6	162,7	164,8	167,6	169,5
850	99,2	138	149,6	150,5	160
825	100	131,8	152,7	158	160,2

4.2.2 Механичка металографија – методе прекидног омекшавања/Fraction Softening (FS) и параметра омекшавања рачунаог преко површина испод кривих деформационог ојачавања, Area Softening Parameter (ASP)

Са циљем да се одреди и квантификује удео рекристализације у току симулације топлог ваљања, примењује се механичка металографија, која представља методе одређивања микроструктурних промена на бази промена у деформационом понашању при деформацији у топлом стању.

Криве зависности напон деформација су анализирани детаљно, тако да је сваки провлак - од другог до петог, упоређиван са првим провлаком који представља референтну криву која одговара деформацији потпуно рекристалисаног Nb/Ti челика. Како би се одредио степен обнављања микроструктуре (опорављања и/или рекристализације) у току паузе између провлака, прекидно омекшавање (FS) је рачунао на основу једначине [150,182,183]:

$$FS = \frac{\sigma_m^i - \sigma_0^{i+1}}{\sigma_m^i - \sigma_0^1} \quad (46)$$

где су

FS - прекидно омекшавање у паузи између провлака

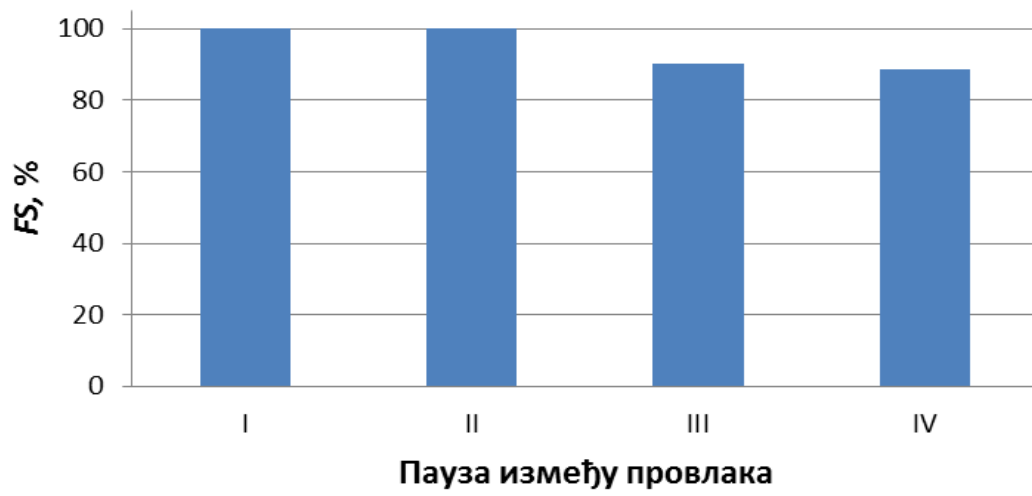
σ_m^i – највећи напон i -тог провлака, МПа

σ_0^1 – напон течења првог провлака, МПа

σ_0^{i+1} – напон течења ($i+1$) провлака, МПа.

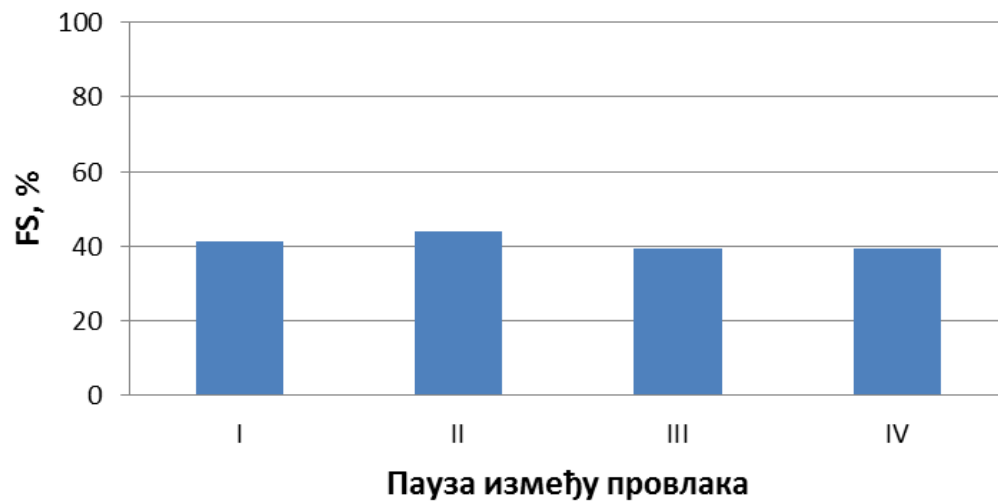
Добијене вредности FS , приказане су на дијаграмима на слици 114. Вредности прекидног омекшавања за симулацију на 950°C износе 100% за паузу између првог и другог провлака као и за паузу између другог и трећег. У паузи између трећег и четвртог као и четвртог и петог провлака вредности прекидног омекшавања су нешто ниже, слика 114а). Прекидно омекшавање на 875°C је значајно мање и смањује се од прве ка последњој паузи, слика 114б). На 850°C , прекидно омекшавање је мало у прве три паузе, док се у последњој паузи уочава ојачавање, слика 114в). Прекидно омекшавање се на 825°C уочава само у току прве паузе, док се у преосталим паузама јавља ојачавање, слика 114г). Вредности прекидног омекшавања које су мање од 20% указују на опорављање као механизам омекшавања, док вредности прекидног омекшавања у распону 20-100% указују на појаву рекристализације [149,182]. Вредности веће од 100% указују на пораст величине зрна, док вредности мање од нула указују на појаву ојачавања.

950 °C

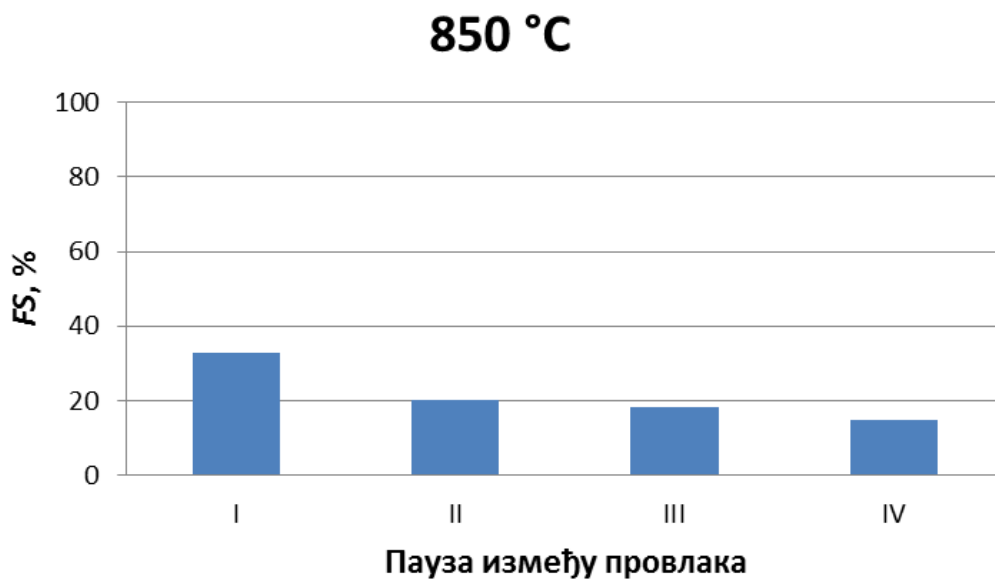


a)

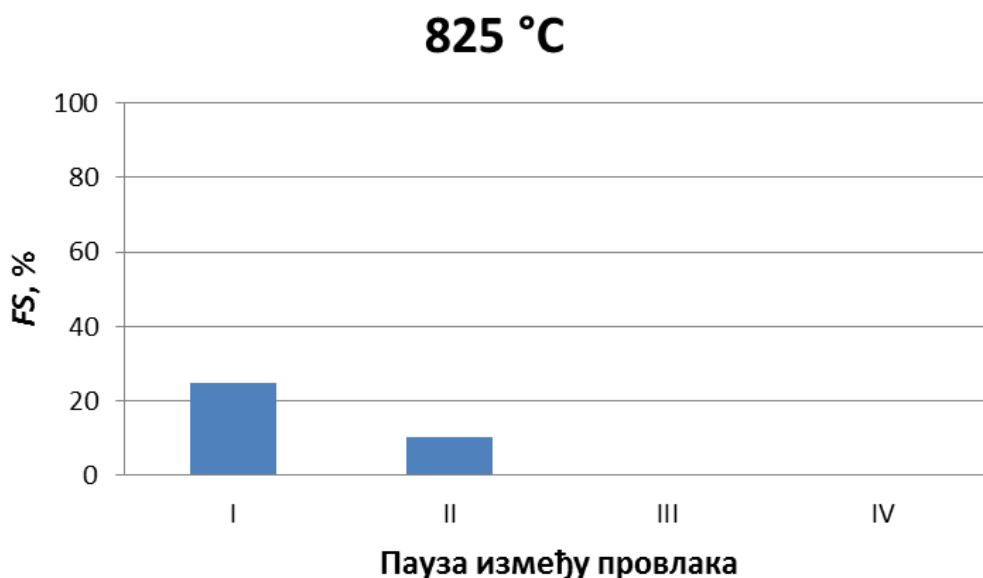
875 °C



б)



в)



г)

Слика 114. Вредности прекидног омекшавања у паузама између провлака при симулацији на а) 950°C; б) 875°C; в) 850°C и г) 825°C.

Осим рачунањем прекидног омекшавања, описивање промена у микроструктури у току пауза између провлака је описано и помоћу параметра омекшавања заснованог на одређивању површине испод криве (*ASP*) [182]. Површина испод криве прорачуната је методом нумеричке интеграције. Вредности површине које су добијене испод прве криве су узете за референтне вредности потпуно рекристалисаног стања. Површина испод криве је прорачунавана за сваку криву и добијени резултати су упоређивани са површином испод прве криве која одговара истом степену деформације.

Како би се омогућило квантификовање микроструктурних промена у паузи између пролаза, рачуна се параметар омекшавања на бази промене површине испод кривих (*ASP*) према једначини:

$$ASP = \frac{A_i - A_1}{A_i} \quad (47)$$

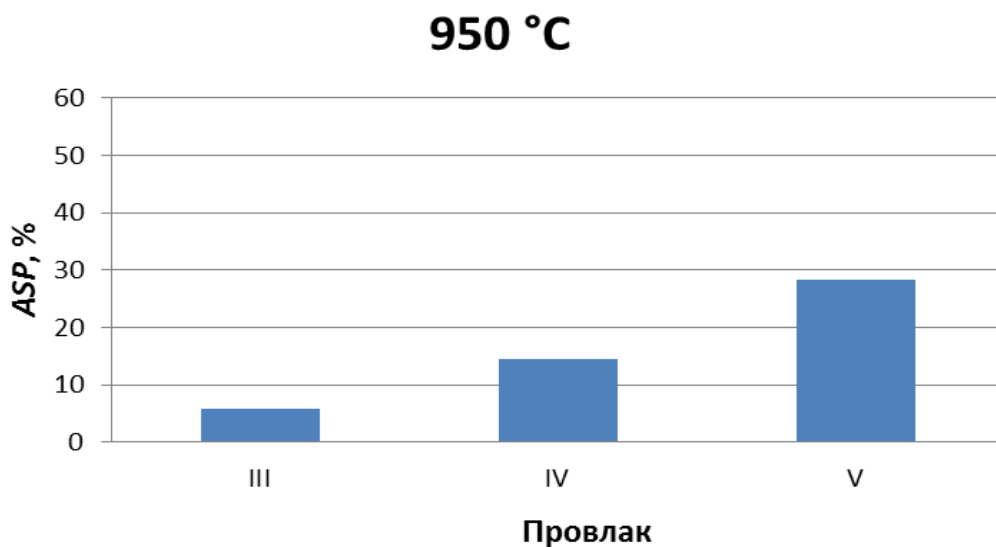
где су

A_i – површина испод криве напон деформација за i -ти провлак

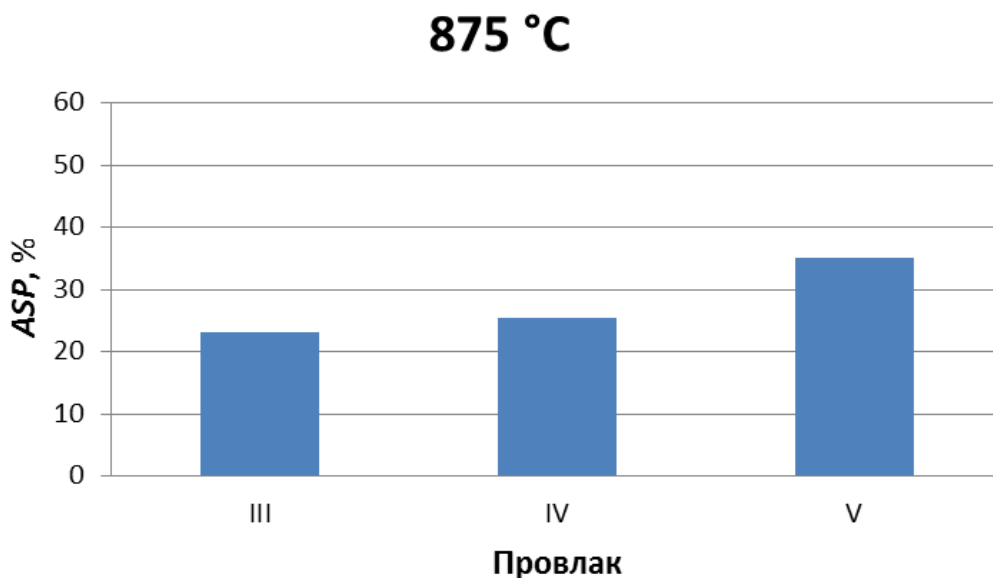
A_1 – површина испод прве криве напон деформација за степен деформације i -тог провлака.

Вредности параметра омекшавања базираног на промени површине испод криве мање од 0% указују на пораст величине зрна, вредности веће од 0% указују на ојачавање док се вредност $ASP=0$ односи на потпуно рекристалисано стање.

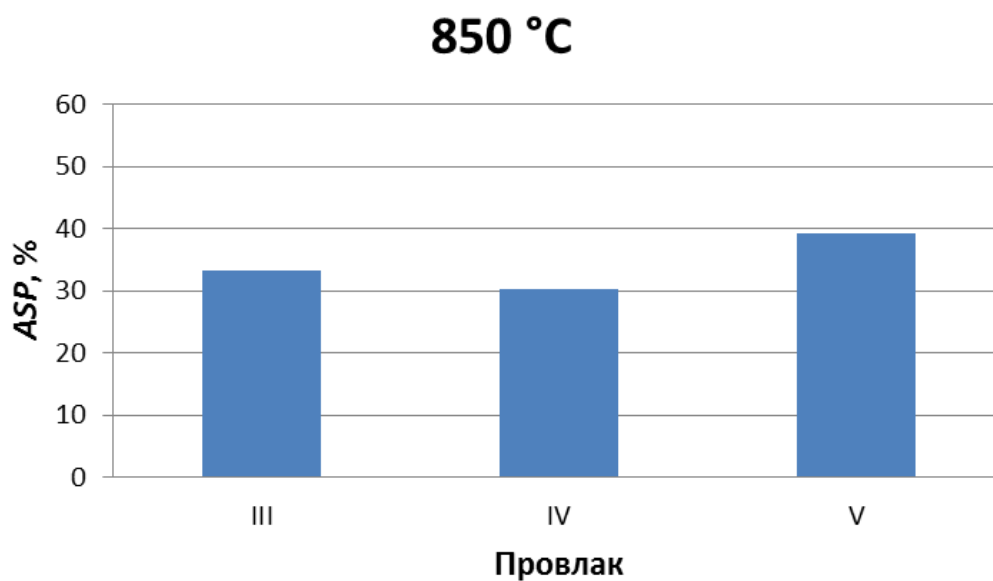
Добијене вредности ASP-а приказане су на дијаграмима на слици 115.



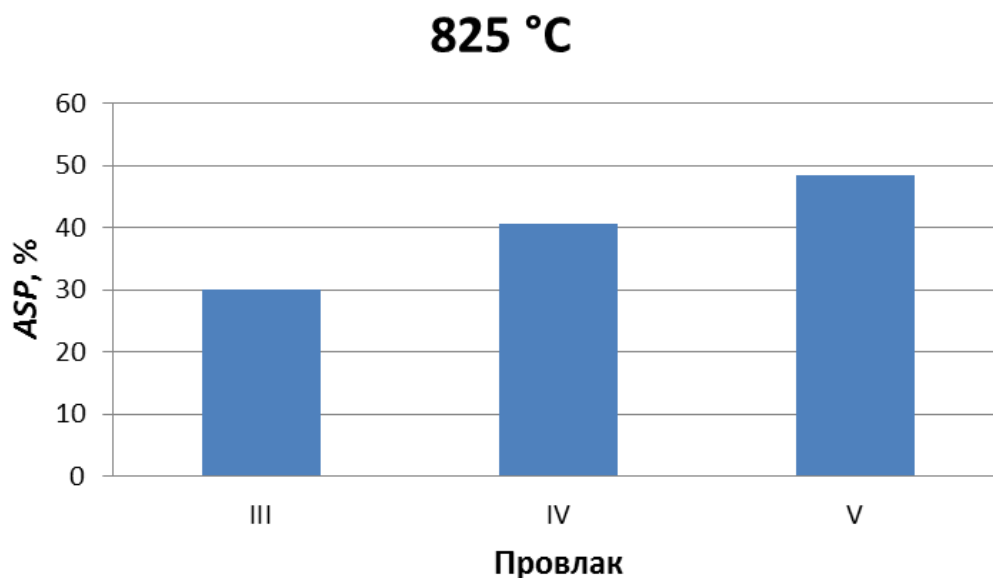
a)



б)



в)



г)

Слика 115. Вредности *ASP* за трећи, четврти и пети провлак при симулацији на а) 950°C; б) 875°C; в) 850°C и г) 825°C.

Вредности *ASP* приказане на слици 115а) указују на мали удео ојачавања при симулацији пластичне деформације на 950°C. Вредности *ASP* расту са снижењем температуре што указује на све већи ефекат ојачавања приликом симулације деформације у топлом стању на повишеним температурама.

5. ДИСКУСИЈА

5.1 Разлагање аустенита у средњеугљеничном микрولةгираном челику

5.1.1 Трансформационо понашање у температурном интервалу 350-400°C

Узорци микрولةгираног челика, нагло охлађени са температуре аустенитизације до температуре изотермалног жарења од 350°C и 400°C показују идентичне трансформације на почетку изотермалног разлагања. Разлагање аустенита на 350°C започиње нуклеацијом и растом плочица ферита на границама аустенитних зрна након ~10s (слика 79), док се на 400°C настанак феритних плочица по границама полазних аустенитних зрна одвија при нешто краћим временима ~5s (слика 83). На 350°C уочавају се груби ферити чија морфологија подсећа на Видманштетенову морфологију што се може видети на слици 80г у доњем десном углу. На основу слике 80д може се претпоставити да груби ферити настају симпатетичком нуклеацијом феритних плочица и њиховом коалесценцијом. Симпатетичка нуклеација подразумева настанак нових плочица ферита на старим плочицама при чему нове плочице расту у истом правцу као плочице на којима су настале. На 400°C на граници аустенитних зрна настаје ферит чија морфологија подсећа на Видманштетенов ферит тестерасте морфологије и може се уочити близу леве ивице слике 83в [82,184]. Механизам нуклеације и раста Видманштетеновог ферита, као и услови при којима настаје и даље у литератури нису задовољавајуће објашњени. Када је у питању механизам раста Видманштетеновог ферита не постоји усаглашеност да ли се одвија чисто смицајним механизмом [185] за шта је потребно веће потхлађење, или се одвија дифузионим механизмом са степенастим фронтом [186] за који су потребне нешто више температуре. Учестало је мишљење да је за настанак Видманштетеновог ферита неопходно мало потхлађење, али да може настати и при већим потхлађењима, при чему се подразумева да настаје на температурама нижим од температура на којима долази до настанка еквивалентних зрна ферита [186]. Праћењем настанка и раста плочица ферита по границама аустенитних зрна у температурном интервалу 350-400°C, уочава се настанак беинита. На 350°C након 10s (слика 80а,б) по границама зрна уочавају се први делови граничних површина заузети беинитним феритом које настају смицајним механизмом [7,11,56,78,83,85,187]. Беинитна реакција је доминантна на 350°C, а развој микроструктуре и пораст удела беинита са протоком времена изотермалног разлагања приказан је на слици 80б-д. Упоредо са беинитном реакцијом, на 350°C, долази до појаве мале количине интрагрануларно нуклеисаних феритних плочица које подсећају на морфологију ацикуларног ферита и приказане су на слици 81. Ацикуларни ферит се сматра интрагрануларно нуклеисаним беинитом [6,7]. На овај начин, на 350°C настаје финална беинитна микроструктура (слика 82) сачињена од низа паралелних феритних плочица које расту са граница аустенитних зрна [181]. У финалној микроструктури се уочава и мала количина граничних и интрагрануларних феритних плочица.

Са порастом температуре на 400°C, нуклеација се и даље у великој мери одвија на границама аустенитних зрна при чему у микроструктури доминантно настаје беинит. На слици 83 уочавају се карактеристике нуклеације и почетка раста беинита што се потврђује праћењем даљег развоја микроструктуре приказаног на сликама 84 и 85. На 400°C долази до пораста утицаја симпатетичке нуклеације на развој микроструктуре, па удео беинитне реакције опада у односу на удео који се постиже при изотермалном разлагању на 350°C. На слици 84 уочава се појава мале количине интрагрануларно нуклеисаних плочица ферита које подсећају на морфологију ацикуларног ферита.

Симпатетичка нуклеација феритних плочица на плочицама ацикуларног ферита приказана је на слици 84. Повећање удела симпатетичке нуклеације у укупној трансформацији доводи до настанка микроструктуре ацикуларног ферита, коју карактерише низ паралелних снопова интрагрануларно нуклеисаних плочица ферита (STAF). Оваква морфологија у значајној мери одступа од класичног ацикуларног ферита који чине засебно нуклеисане феритне плочице које независно расту у различитим правцима [6,9,11,21,98,101,188]. Иако је стадијум нуклеације STAF-а идентичан класичном ацикуларном фериту, стадијум раста STAF-а ствара морфологију која више подсећа на беинит него на ацикуларни ферит. Снопови ацикуларног ферита састоје се од великог броја подјединица које настају симпатетичком нуклеацијом на претходно нуклеисаним феритним плочицама [90,109,113,189-191]. Овако настале подјединице феритних плочица расту у истом правцу, па формирано снопови изгледају као целина [109,113,189]. Раст плочица ацикуларног ферита престаје као последица сударања са другим плочицама или сноповима ацикуларног ферита. Овакав механизам раста доводи до настанка најважније карактеристике морфологије ацикуларног ферита која се састоји од испреплетаних плочица (класичан ацикуларни ферит) или снопова (STAF) ферита [98,101,192,193].

Развој микроструктуре и раст беинитних плочица као и снопова насталих симпатетичком нуклеацијом приказан је на слици 85, док је финална микроструктура добијена након 1200s изотермалног разлагања на 400°C приказана на слици 86. Финална микроструктура након изотермалног разлагања аустенита на 400°C састоји се доминантно од плочица беинитног ферита насталог на границама полазног аустенитног зрна, и блокова ацикуларног ферита сачињених од паралелних феритних плочица насталих симпатетичком нуклеацијом [181]. Како су механизам и морфологија беинита и STAF-а идентични, а основна разлика се односи на место нуклеације, у финалној микроструктури може бити изузетно тешко закључити о којој се од две наведене морфологије ради. Због тога је развој микроструктуре на 400°C праћен изотермалним разлагањем које је каљањем заустављано након различитих времена са циљем да се утврди механизам настанка финалне микроструктуре.

5.1.2 Трансформационо понашање у температурном интервалу 450-500°C

Са порастом температуре на 450°C, разлагање аустенита започиње већ после 2s реакцијом на границама зрна при чему настају мале количине феритних плочица које нуклеирају на границама полазних аустенитних зрна и које су приказане на слици 116а-в као и ферита чија морфологија подсећа на Видманштетенову морфологију, слика 117г.

При изотермалном разлагању аустенита на 500°C трансформација започиње на границама зрна издвајањем малих количина различитих ферита приказаних на слици 92. На слици 92б се може уочити појава нестабилности једног дела граничне површине која је карактеристична за појаву секундарних бочних плочица Видманштетеновог ферита [189] који расте са унапред формираног феритног алотриоморфа. Осим секундарних бочних плочица на 500°C настају и примарне бочне плочице Видманштетеновог ферита [189], које су приказане на слици 93б. На слици 95г у доњем левом углу се уочава појава грубог секундарног Видманштетеновог ферита, који се уочава и на слици 97а.

Иако трансформација на 450 и 500°C започиње на границама зрна, она се убрзо у потпуности пребацује у унутрашњост зрна. Интрагрануларна нуклеација на 450°C и 500°C, започиње честицама погодним за нуклеацију (слика 88а и 95г) идентично као и на 400°C, док се разлика уочава са напретком трансформације и растом ацикуларног ферита. За разлику од STAF морфологије ацикуларног ферита карактеристичне за изотермално разлагање на 400°C, при разлагању аустенита на 450°C ацикуларни ферит доминантно расте на начин да ствара морфологију, испреплетених феритних плочица (слика 88а,б) уз нешто мање изражен утицај симпатетичке нуклеације, слика 88б-ж. Појава две различите морфологије ацикуларног

ферита, које чине испреплетене плочице ферита или испреплетени блокови сачињени од интрагрануларно нуклеисаних снопова ферита доводи до поделе ацикуларног ферита на горњи и доњи, која је аналогна подели беинита на горњи и доњи [57,101]. При изотермалном разлагању на 500°C при интрагрануларној нуклеацији настају ацикуларни ферит (слика 95) као и интрагрануларно нуклеисане индивидуалне феритне плочице приказане на слици 94г,д као и слици 95.

Микроструктурном анализом развоја микроструктуре при изотермалном разлагању аустенита, уочава се пораст удела интрагрануларно нуклеисаних карбида са порастом температуре изотермалног разлагања од 350°C на којој доминира беинитна микроструктура до температуре од 450°C на којој се ствара највећа количина интрагрануларно нуклеисаних ферита. Овакви резултати указују на промену преферентних места за нуклеацију ферита са порастом температуре до 450°C на којој је нуклеација у великој мери пребачена са граница зрна на њихову унутрашњост. Настанак клица интрагрануларно нуклеисаних ферита се преферентно одвија на талозима микролегирајућих елемената исталожених на честицама манган сулфида третираних калцијумом, (Ca,Mn)S [51,112,194–196]. Интрагрануларна нуклеација ферита на комплексној честици (Ca,Mn)S на којој је исталожен титан нитрид, TiN, је уочена при изотермалном разлагању на 450°C, слика 89. Нуклеација ацикуларног ферита се може одвијати и на честицама манган сулфида третираних калцијумом, (Ca,Mn)S који су делимично или потпуно прекривени карбидом или карбонитридом ванадијума, VC/V(C,N) [51,112,181,194–197]. На слици 96 приказана је микрофотографија интрагрануларне нуклеације интрагрануларног ферита на честици, са EDS анализом честице, при изотермалном разлагању на 500°C. На EDS спектру приказаном на слици 96, уочава се мали пик ванадијума који указује на присуство талога на бази ванадијума на честици манган сулфида. Сматра се да се на делу површине сулфида формира превлака/слој талога на бази ванадијума. Иако се честице манган сулфида сматрају погодним местима за нуклеацију ацикуларног ферита, заправо манган суфид не утиче директно на настанак ацикуларног ферита већ индиректно – као погодно место за нуклеацију VN/VCN који представљају потентна места за нуклеацију. Талози на бази титана и ванадијума исталожени на модификованим честицама манган сулфида, представљају погодна места за нуклеацију ферита, првенствено због малог угла неусаглашености са феритом, који за нитриде титана и ванадијума износи 3% и 1.3% респективно. У зависности од хемијског састава челика интрагрануларна нуклеација се може одвијати и на другим честицама попут комплексне честице бакар сулфида и манган сулфида CuS/MnS [104,193]. Ефекат ванадијума на развој микроструктуре микролегираних челика не огледа се само кроз његов директни утицај на фаворизовање интрагрануларне нуклеације грађењем талога погодних за нуклеацију ферита, већ и кроз његово дејство у форми чврстог раствора. Сегрегације ванадијума у зони граница аустенитних зрна могу узроковати отежавање/ономогућавање нуклеације беинита [21,33], док додаток ванадијума челику доводи до снижења енергије за нуклеацију просторно центриране кубне решетке која је карактеристична за ферит. Фаворизовање интрагрануларне нуклеације се заснива на повећању густине преферентних места за интрагрануларну нуклеацију али и кроз смањење броја места за нуклеацију ферита на границама зрна. Повећањем величине полазних аустенитних зрна смањује се укупна међугранична површина што доводи до смањења места за нуклеацију беинита, чиме се стимулише нуклеација унутар зрна [22,96,105,106,193]. Величина полазног аустенитног зрна испитиваног челика је релативно велика и износи приближно 60 μ m, што одговара величини која према литератури повољно утиче на фаворизовање нуклеације унутар зрна наспрам нуклеације на самим границама аустенита [22,96,105,106,193].

На 450°C симпатетичка нуклеација и даље има веома важан утицај на развој микроструктуре што се може видети са слика 88б-ж и 90. Нуклеација подјединица феритних плочица која је саставни део симпатетичке нуклеације јасно се може уочити на микрофотографији 88д. Са протоком времена, континуираном нуклеацијом нових феритних плочица механизмом

симпатетичке нуклеације као и коалесценцијом феритних плочица, настају груби снопови ферита који делују као целина и приказани су на слици 90. Финална микроструктура добијена изотермалним разлагањем аустенита на 450°C , приказана на слици 91, састоји се доминантно од финог ацикуларног ферита који карактерише хаотична микроструктура (види поглавље 2.2.3.4) формирана од великог броја међусобно испреплетаних интрагрануларно нуклеисаних плочица ферита [181]. Гранични ферити настали у почетном стадијуму изотермалног разлагања се јако тешко могу уочити у финалној микроструктури, изузев грубе морфологије дегенерисаног Видманштетеновог ферита који се на слици 91 уочава као поље крупних светлих зрна. Настанак дегенерисаног Видманштетеновог ферита карактеристичан је за легиране челике и настаје као последица утицаја легирајућих елемената у чврстом раствору, при чему ванадијум може имати значајан утицај [113]. Настанак Видманштетеновог ферита се најчешће везује за температуре изотермалног разлагања које се налазе непосредно испод зоне у којој долази до раздвајања „це“ кривих за дифузионе и беинитне трансформације [113]. Према ауторима [81,110,113], настанак дегенерисаног Видманштетеновог ферита последица је комбинованих ефеката интензивне симпатетичке нуклеације и отежаног напредовања раста врха Видманштетеновог ферита услед присуства легирајућих атома у чврстом раствору на фронту трансформације. На овај начин долази до раста феритних плочица у ширину, које је праћено коалесценцијом и огрубљавањем симпатетички нуклеисаних плочица.

Развој микроструктуре при изотермалном разлагању на 500°C у великој мери је контролисан симпатетичком нуклеацијом (слика 94 и слика 95в,г) која је праћена коалесценцијом феритних плочица која се уочава на сликама 95 и 97. У току нуклеације и раста интрагрануларних ферита, вишак угљеника дифундује из ферита у околни аустенит. Услед повећане брзине дифузије на 500°C , остварује се уједначенија расподела угљеника услед чега се смањује могућност појаве накупина атома угљеника на граници феритних плочица и аустенита што повољно утиче на стимулацију симпатетичке нуклеације [11]. Раст феритних подјединица се доминантно одвија кретањем граничних површина које су кохерентне са околним аустенитом. Како је температура изотермалног разлагања од 500°C незнатно нижа од температуре почетка беинитне трансформације (B_s) која за испитивани челик износи 534°C [181], очекивано је да разлагање аустенита започне идентично као и на нижим температурама – смицајним механизмом [198]. Како је 500°C у горњем делу температурне области којој припадају смицајне трансформације, разлагање аустенита се одвија при малом потхлађењу (мала покретачка сила за трансформацију). На овај начин настају грубе феритне морфологије, од којих су секундарне Видманштетенове бочне плочице и груби интрагрануларни ферити доминантни [11], што се може уочити на слици 95г. Пораст удела угљеника у аустениту у току изотермалног разлагања доводи до снижења B_s температуре чиме се стимулише еутектоидна реакција. При изотермалном разлагању на 500°C , прве перлитне колоније се уочавају након $\sim 120\text{s}$ а њихов удео расте са временом изотермалног разлагања (слика 97) при чему се после $\sim 1200\text{s}$ завршава разлагање аустенита и настаје финална микроструктура која се састоји од грубих неполигоналних феритних зрна између којих се стварају перлитне колоније (слика 98) [181]. На основу микрофотографија приказаних на сликама 94, 95 и 97 се може закључити да се финална микроструктура у највећем делу састоји од интрагрануларно нуклеисаних феритних зрна и у мањој мери од ферита нуклеисаних на границама полазних аустенитних зрна.

5.1.3 Трансформационо понашање у температурном интервалу $550\text{-}600^{\circ}\text{C}$

Изотермално разлагање аустенита на 550 и 600°C као и на нижим температурама започиње на границама аустенитних зрна. Разлика у почетку разлагања у односу на ниже температуре се заснива на промени механизма трансформације при чему се на 550 и 600°C трансформација доминантно одвија дифузионим механизмом. На 550°C трансформација на границама зрна

започиње већ након 5s издвајањем ферита (слика 99). Након 60s (слика 99ђ) уочава се разлика у морфологији ферита насталих на границама аустенитних зрна. На слици 99ђ се уочавају феритни алотриоморфи и идиоморфи на граници полазних аустенитних зрна као и појава нестабилности граничне површине ферита (доњи леви угао слике) која је карактеристична за појаву Видманштетеновог ферита [72,82,184]. Појава примарних бочних Видманштетенових плочица на граници аустенитних зрна, приказана је на слици 100. Настанак Видманштетеновог ферита на температури изотермалног разлагања од 600°C забележено је и у раду [186]. Упоредо са нуклеацијом и растом ферита по границама аустенитних зрна, уочава се и појава интрагрануларних феритних идиоморфа на слици 101. Растом феритних зрна, услед брзе дифузије долази до прерасподеле угљеника који напушта ферит и прелази у околни аустенит што ствара услове за настанак перлитних колонија већ након ~120s што се на слици 102 манифестује као појава тамних поља. Нуклеација и раст перлитних колонија се наставља упоредо са растом ферита до 1200s када се формира финална микроструктура која се састоји од феритних алотриоморфа и идиоморфа, мале количине Видманштетеновог ферита, перлитних колонија која настају између зрна ферита али и мартензита (слика 103). У финалној микроструктури, добијеној каљењем узорка након 1200s изотермалног разлагања на температури од 550°C, уочавају се сиве зоне које представљају мартензит/мартензитно-аустенитни микроконституент настао каљењем узорка по истеку 1200s изотермалног разлагања [181]. Удео мартензита у финалној микроструктури не опада ни након 1800s изотермалног разлагања. Рендгеноструктурном анализом установљено је да је удео заосталог аустенита мањи од 1%.

На 600°C изотермално разлагање аустенита започиње формирањем танког феритног слоја на границама аустенитних зрна. На слици 104 уочава се појава феритних алотриоморфа већ након ~5s, док се на слици 104д уочава издвајање феритних идиоморфа како унутар зрна тако и на границама аустенитних зрна. На слици 105 уочава се појава нестабилности граничне површине ферита насталог на граници зрна која је карактеристична за настанак Видманштетеновог ферита [184]. Секундарне бочне плочице Видманштетеновог ферита се јасно уочавају на слици 106. Нуклеација и раст ферита праћени су настанком и растом перлитних колонија приказаним на слици 107. Финална микроструктура узорка након изотермалног разлагања на 600°C је приказана на слици 108, и састоји се од алотриоморфа и идиоморфа ферита и перлита, уз одређену количину мартензита насталог каљењем узорка након 1200s [181]. Као и у случају узорка након изотермалног разлагања на 550°C, ни при изотермалном жарењу на 600°C не долази до смањења удела мартензита након продужавања времена изотермалног жарења до 1800s.

Обогаћивање аустенита угљеником у току трансформације на 550°C и 600°C отежава даљи развој микроструктуре разлагањем аустенита на перлит [7,57,187]. Релативно висок садржај ванадијума у челику као и његова велика растворљивост у аустениту, у односу на растворљивост у фериту [40], стварају услове да довољна количина ванадијума остане у чврстом раствору. Овако распоређен ванадијум може утицати на уочено одлагање разлагања аустенита на температурама од 550°C и 600°C.

5.1.4 Компресиона граница течења

Деформационо понашање поликристалних материјала, еластичност и пластичност, показује готово идентично понашање и при затезању и компресији. Због тога је очекивано да ће Јунгов модул еластичности, граница течења, брзина деформационог ојачавања као и облик кривих деформационог ојачавања у области пластичне деформације, добијени компресионим и тестом једноосним затезањем бити идентични [92].

Криве деформационог ојачавања за узорке који су добијени изотермалним разлагањем на свих шест температура, приказане су на слици 110. Испитивању компресионим тестом су

подвргнута по два узорка за сваку температуру изотермалног жарења, осим на 550°C где је при испитивању другог узорка (N550-2S) дошло до грешке при мерењу. Због уочене грешке на 550°C је испитан још један узорак. Добијене криве за узорке изотермално разлагане на истој температури показују идентично понашање и облик, који карактерише континуирано ојачавање без изражене границе течења што је у складу са ранијим резултатима [7]. У табели 10 приказане су добијене вредности напона течења, при чему се може уочити да не постоји велико расипање добијених вредности напона течења, осим у случају претходно поменутог узорка N550-2S чија је вредност напона течења одбачена због грешке у току компресионог теста. На слици 111 сумарно су приказане криве за узорке добијене на свакој од температура изотермалног разлагања. На основу упоредног приказа кривих може се закључити да узорци добијени изотермалним разлагањем у интервалу 350-500°C на почетку деформације имају облик кривих који одговара већој брзини деформационог ојачавања у односу на узорке добијене при изотермалном разлагања у температурном опсегу 550-600°C. Претпоставља се да је оваква разлика у брзини деформационог ојачавања последица веће густине дислокација која је карактеристична за микроструктуру беинита и ацикуларног ферита због смицајног карактера трансформације [7].

Промена напона течења добијеног компресионим тестом у зависности од температуре изотермалног разлагања се може разматрати на основу величине зрна, густине дислокација, утицаја таложног ојачавања као и ојачавања у виду чврстог раствора.

У температурном интервалу од 350°C до 450°C уочава се значајан пад компресионе границе течења са ~1000MPa колико износи просечна вредност компресионог напона течења на 350°C до ~700MPa колико износи просечна вредност компресионог напона течења на 450°C. Оваквav пад напона течења последица је промене микроструктуре од доминантно беинитне (доњи беинит) на 350°C до микроструктуре ацикуларног ферита који се доминантно састоји од грубих феритних зрна на 450°C. Изузетно висока вредност напона течења узорака добијених изотермалним разлагањем на 350°C се у највећој мери заснива на великој густини дислокација која карактерише доњи беинит али и изузетно финој расподели карбида насталих из пресићеног беинитног ферита [54,88,92]. Овако високе вредности компресионог напона течења такође указују и на могуће присуство мартензита у микроструктури. Приликом раста беинитног ферита, долази до прерасподеле атома угљеника који напушта пресићени беинитни ферит и прелази у околни аустенит при чему га обогаћује и стабилизује до потпуног заустављања реакције, при чему се реакција не може завршити чак ни након веома дугих времена изотермалног жарења. На овај начин стабилизовани аустенит који најчешће заузима места између беинитних плочица, при накнадном каљењу прелази у мартензит [81,193]. Оваквav ефекат је карактеристичан за беинитну трансформацију и назива се феноменом незавршене трансформације [11].

Значајан пад напона течења на 400°C и 450°C се повезује са настанком ацикуларног ферита, али и повећањем удела грубих феритних морфологија попут дегенерисаног Видманштетеновог ферита приказаног на слици 118 на којој се уочава у форми групе грубих неправилних зрна. Ниже вредности потхлађења у комбинацији са све већим уделом интрагрануларне нуклеације у односу на нуклеацију на границама зрна, доводи до настанка крупнозрније феритне микроструктуре. Са порастом температуре изотермалног разлагања долази до смањења густине дислокација, као последица смањења доприноса смицајног механизма трансформације укупној трансформацији. Упоредо са смањењем густине дислокација, са порастом температуре, долази до појаве горњег ацикуларног ферита који аналогно горењем биниту [193] карактерише расподела грубих карбида по границама феритних плочица. Настанак грубље микроструктуре при изотермалном разлагању условљен мањим потхлађењем и већом брзином дифузије у односу на изотермално разлагање на трансформацију на 350°C, доводи до смањења чврстоће узорка. Повећање брзине дифузије омогућава бржи прелазак атома угљеника из беинитног ферита у околни аустенит при чему аустенит постаје засићенији угљеником, а на тај начин и стабилнији, па се може очекивати

већа количина заосталог аустенита након каљења узорка по завршетку изотермалног разлагања [193]. Повећање удела заосталог аустенита у финалној микроструктури такође може довести до пада чврстоће. Изражено смањење чврстоће са порастом температуре изотермалног разлагања од 350°C до 450°C првенствено је условљено смањењем удела утицаја феномена незавршене трансформације [11].

Ниска вредност компресионог напона течења узорка добијеног изотермалним разлагањем на 500°C се може повезати са великим уделом грубих феритних зрна са малом густином дислокација. Упркос грубљој микроструктури са мањом густином дислокација, компресиони напон течења се не смањује у односу на вредност добијену при испитивању узорака изотермално жарених на 450°C, због присуства перлита у микроструктури.

Пораст границе течења у узорцима изотермално жареним на 550°C и 600°C се може објаснити порастом удела перлита у микроструктури [199]. Осим пораста удела перлита, изражен утицај на пораст чврстоће може имати и таложно ојачавање условљено издвајањем субмикронских честица ванадијум карбонитрида, V(C,N). Познато је да се V(C,N) таложи на фронту трансформације ферита у аустенит у форми низова субмикронских честица које значајно утичу на чврстоћу челика [200–203]. Према појединим ауторима, таложно ојачавање може имати допринос чврстоћи челика и до 300MPa [204,205]. Финалне микроструктуре челика изотермално жарених на 550°C и 600°C приказане су на слици 119 и слици 108, показују присуство мартензита (светлосива поља) у микроструктури, који такође може у значајној мери допринети порасту чврстоће челика. Услед присуства мартензита у финалној микроструктури узорака жарених на температурама 550°C и 600°C, може се закључити да је завршетак трансформације аустенита одложен ка јако дугим временима. Одлагање трансформације као последица повећања садржаја угљеника и атома супституцијских легирајућих елемената, доводи до формирања мартензитне микроструктуре након каљења узорка. Присуство супституцијских легирајућих елемената, попут хрома (Cr), никла (Ni) или ванадијума (V) у чврстом раствору аустенита, у значајној мери може допринети порасту тврдоће челика [33,40].

На основу добијених резултата се може закључити да се највећи удео ацикуларног ферита ферита добија у температурном интервалу 400-450°C.

5.2 Деформационо понашање нискоугљеничног микролегираног челика

На почетку торзионог теста примењена је деформација у два провлака, слика 113, са циљем да се симулира предваљање како би се у свим узорцима обезбедила униформна расподела величине зрна али и потпуно рекристалисана микроструктура пре почетка симулације завршног ваљања. Установљено је да се након два провлака и накнадне потпуне статичке рекристализације, утицај величине полазног аустенитног зрна може занемарити [115,206,207]. Крива која приказује зависност напон-деформација у току првог провлака завршног ваљања одговара облику криве деформационог ојачавања потпуно рекристалисаног узорка [155,182,208]. На основу доступних података може се закључити да се применом прва два степена деформације, који у збиру износе 0,6, обезбеђује уједначина микроструктура као полазни услов за симулацију завршног ваљања на свакој од температура.

Облик крвих напон-деформација, тј. однос ојачавања и омекшавања микроструктуре су контролисани директном интеракцијом између процеса деформације, рекристализације и таложења. На наведене процесе се може утицати контролом хемијског састава, пре свега додатком микролегирајућих елементима али и контролом параметара топлог ваљања. Додатак Ti, V и Nb нискоугљеничним челицима, има веома важан утицај на механичка својства челика кроз утицај на смањење величине зрна као и кроз механизме растварајућег ојачавања али и таложног ојачавања кроз формирање карбида, нитрида и карбонитрида у фериту [5,47,136,149,155,162,182]. Карбиди, нитриди и карбонитриди микролегирајућих

елемената могу настати на границама аустенитних зрна, чиме смањују њихову покретљивост на температурама вишим од A_3 при чему долази до отежавања или чак потпуног онемогућавања одвијања рекристализације.

Степен пресићења k_s , покретачка сила за талочење ниобијум карбонитрида ($Nb(C,N)$), који се дефинише као однос стварних концентрација C , Nb и N у чврстом раствору наспрам равнотежног производа растворљивости на одређеној температури. У овом раду је коришћена следећа једначина за степен пресићења [46,136]:

$$k_s = \frac{c_{Nb} \left(c_C + \frac{12}{14} c_N \right)}{10^{2.26 - \frac{6770}{T}}} \quad (48)$$

где је:

c_{Nb} – концентрација Nb у челику, $mas. \%$

c_C – концентрација C у челику, $mas. \%$

c_N – концентрација N у челику, $mas. \%$

T – апсолутна температура, K .

Вредности степена пресићења $Nb(C,N)$ на испитној температури, израчунате на основу једначине 48, приказане су у табели 12.

Табела 12. Степен пресићења $Nb(C,N)$ на испитној температури [208]

Температура завршног ваљања, $^{\circ}C$	k_s	Талочење
950	4,75	НЕ
875	10,92	ДА
850	14,77	ДА
825	20,26	ДА

Према литературним подацима [162,209], критични степен пресићења за појаву деформацијом индукваног талочења мора бити између 5.5 и 7.

Границе течења кривих деформационог ојачавања, добијених симулацијом на $950^{\circ}C$, имају сличне вредности од првог до трећег провлака, које су праћене малим порастом у четвртом и петом провлаку (слика 113а). Мале разлике између напона течења у првом провлаку који одговара рекристалисаном стању и напона течења накнадних провлака указује на велики удео рекристализације у току паузе између провлака. На основу оваквог тренда промене напона течења на $950^{\circ}C$, јасно је да је рекристализација доминантан процес у односу на ојачавање узроковано пластичном деформацијом. Феномени уочени упоређивањем облика кривих и вредности напона течења квантификовани су прорачуном прекидног омекшавања (FS). Вредности FS за прве две паузе између провлака на $950^{\circ}C$ износе 100% и указују на потпуну статичку рекристализацију, док вредности добијене за трећи и четврти провлак износе $\sim 90 \%$ и указују на скоро потпуну рекристализацију (слика 114а). Пад удела рекристализације који се уочава након друге паузе између провлака може се приписати краћој паузи између трећег и четвртог као и четвртог и петог провлака. Вредности ASP (слика 115а) показују идентичан тренд. Уочени пораст вредности ASP указује да је SRX спречена у одређеној мери. Услед малог пресићења не очекује се појава талочења изазваног деформацијом, па се смањење удела рекристализације може објаснити утицајем супституцијски растворених атома који отежавају кретање граничне површине. Више ASP

вредности у последња два провлака (слика 115а) могу се објаснити акумулацијом деформације кроз провлаке, али се ипак као доминантан разлог за појаву малих вредности омекшавања сматра краће време пауза између последњих провлака [208].

На 875 °C граница течења сваког следећег провлака је већа од границе течења првог али и сваког од претходних провлака (слика 113б). Уочене разлике у напону течења су значајно мање изражене у односу на разлике уочене на нижим температурама (слика 113). Као што се може уочити на слици 113в, сваки провлак у току симулације завршног ваљања на 850 °C има значајно већи напон течења у односу на напон течења првог провлака који представља рекристалисано стање али и у односу на сваки претходни провлак, што указује на ојачавање као доминантан механизам у односу на омекшавање. Облици добијених кривих су у сагласности са прорачунатим степеном пресићења приказаним у табели 12. У тесту на 875 °C, вредности FS варирају око 40 % (слика 114б), што указује на низак ниво рекристализације. Криве деформационог ојачавања од другог до последњег провлака имају веће вредности напона течења (слика 113б) праћене мањом брзином деформационог ојачавања која се може уочити као мањи нагиб фитованих кривих приказаних на слици 113б. Овакви резултати указују на отежавање рекристализације фаворизовањем таложења Nb(C,N) [47,182]. Вредности FS на 850 °C су скоро константне од прве до последње паузе између провлака и указују на мали удео рекристализације што се може објаснити појавом деформацијом индукваног таложења, које утиче на отежавање и спречавање рекристализације [182]. У току прве паузе између провлака одвија се мали удео рекристализације, док се у току наредних пауза омекшавање одвија механизмом опорављања (слика 114в). Вредности ASP за симулацију топлог ваљања на 875 °C (слика 115б) указују на већи утицај ојачавања од трећег до петог провлака у поређењу са ASP вредностима добијеним на 950 °C (слика 115а). Вредности ASP су у сагласности са вредностима FS. Вредности ASP добијене на 850 °C (слика 115в) су веће од вредности добијених на вишим температурама што указује на отежавање рекристализације услед чега долази до интензивнијег ојачавања челика.

Снижењем испитне температуре на 850 °C (слика 114в и слика 115в) и 825 °C (слика 114г и слика 115в), уочавају се готово идентичне карактеристике деформационог понашања, при чему се на 825°C може уочити да је рекристализација готово потпуно спречена. На 825 °C, у току прве паузе између провлака уочава се мали степен обнављања микроструктуре који је последица реакције таложења. Када започне таложење, SRX престаје да буде доминантан феномен, што може резултирати потпуним спречавањем рекристализације. Ефикасно спречавање рекристализације доводи до акумулације деформације услед чега напон течења сваког наредног провлака одговара чврстоћи преддеформисаног челика. У одређеним случајевима, може доћи до остваривања услова за динамичку рекристализацију при сваком следећем провлаку [176,210,211]. Добијени резултати указују да у симулацијама које су урађене и презентоване не долази до појаве феномена динамичке рекристализације [208].

Криве деформационог ојачавања од другог до петог провлака, добијене у току симулације топлог ваљања на 825 °C (слика. 113г) имају нешто ниже вредности границе течења у поређењу са максималним напоном оствареним при претходном провлаку (слика 113г). Добијени напони течења сваког провлака на 825°C имају веће вредности у односу на напон течења претходног провлака што се може видети на слици 113г. Смањење напона течења другог провлака у поређењу са максималним напоном првог провлака је веома мало (FS~ 20 % слика 114г) па се може претпоставити да потиче од опорављања [149,182]. Са слике 114г се може уочити тренд смањења вредности FS након прве паузе између провлака, док су вредности FS у другој, трећој и четвртој паузи константне и износе ~10% (слика 114г). На основу добијених резултата се може јасно закључити да ојачавање доминира у односу на процес омекшавања челика, при чему се на основу добијених резултата FS може закључити да се омекшавање одвија искључиво механизмом опорављања [149,182] изузев првог провлака где је могуће очекивати појаву веома малог удела рекристалисане микроструктуре.

Степен пресићења Nb[C,N] (табела 12) на 825 °C (20.26) је значајно виши од 5.5, што указује на појаву интензивног деформацијом индукованог таложења на границама аустенитних зрна [46,136,149,182]. Услед појаве интензивног таложења, долази до блокирања граница зрна и отежавања њиховог кретања што узрокује спречавање рекристализације. То је у сагласности са обликом кривих деформационог ојачавања (слика 113г), добијених вредности FS (слика 114г) као и са добијеним вредностима ASP параметра (слика 115г) [208]. Спречавање рекристализације доводи до акумулације деформације, која за последицу има ојачавање топловаљаног челика.

Може се претпоставити да као последица високих вредности пресићења, појава акумулиране деформације доводи до интензивног деформацијом индукованог таложења које ствара значајно већи удео талога у микроструктури што је праћено порастом чврстоће и тврдоће челика.

На основу добијених резултата, може се претпоставити да критична температура завршног ваљања одговара температури од 825°C [208].

6. ЗАКЉУЧАК

Истраживања у оквиру ове дисертације спроведена су са циљем да се утврди утицај режима термомеханичке прераде на развој микроструктуре и механичких својстава челика. Истраживања на средњеугљеничном микролегираном челику усмерена су на праћење промена у микроструктури у току изотермалног разлагања, на температурама 350, 400, 450, 500, 550 и 600°C у циљу испитивања утицаја карактеристичних микроконституената на механичке особине средњеугљеничних микролегираних челика. Нискоугљенични микролегирани челици су при истраживању подвргнути симулацији пластичне деформације у пет провлака у топлој стању на температурама 825, 850, 875 и 950°C у циљу одређивања температуре завршног топлоталног ваљања. Квантификација микроструктурних промена при омекшавању (опорављања и рекристализације) челика у току паузе између провлака (статички услови) извршено је анализом кривих и прорачуном прекидног омекшавања као и упоређивањем утицаја омекшавања/ојачавања на промену површине испод кривих.

▪ Средњеугљенични микролегирани челик

- Разлагање аустенита при изотермалном разлагању на 350°C започиње трансформацијом аустенита на границама зрна издвајањем ферита игличасте/плочасте морфологије. Трансформација се услед великог потхлађења доминантно одвија на границама полазних аустенитних зрна уз малу количину интрагрануларно нуклеисаних ферита. Након 600s изотермално разлагање аустенита се завршава, при чему настаје беинитна микроструктура са малом количином грубих феритних зрна.

- На 400°C изотермално разлагање аустенита такође започиње издвајањем ферита на границама аустенитних зрна. Са напретком трансформације ферити, који настају по границама аустенитних зрна имају беинитну морфологију. Упоредо са развојем беинита уочава се симпатетичка нуклеација на преходно насталим плочицама ферита. Трансформација се завршава након ≈ 600 s при чему настаје доминантно беинитна микроструктура са интрагрануларним феритима ацикуларног типа који се састоји од снопова феритних плочица (STAF).

- Изотермално разлагање аустенита на 450°C започиње формирањем ферита на границама зрна, док се трансформација доминантно одиграва у унутрашњости зрна при чему доминантно настаје ацикуларни ферит који нуклеира на честицама ванадијум нитрида исталоженог на честицама манган сулфида. Нуклеација на честицама праћена је симпатетичком нуклеацијом. Трансформација се завршава након 600s при чему је микроструктура доминантно сачињена од ацикуларног ферита који допуњава мала количина дегенерисаног Видманштетеновог ферита.

- На 500°C трансформација аустенита почиње издвајањем различитих феритних морфологија на границама аустенитних зрна. Доминантно, морфологија на границама зрна је Видманштетенов ферит, док се трансформација у великој мери са граница зрна пребацује у њихову унутрашњост при чему настаје ацикуларни ферит на талогу VN насталом на честицама манган сулфида као и појединачне феритне плочице. При разлагању аустенита на 500°C интензивна је симпатетичка нуклеација и коалесценција феритних плочица. Финална микроструктура се формира након ≈ 1200 s и састоји се од грубих ферита и перлита.

- При изотермалном разлагању на 550 и 600°C разлагање аустенита се доминантно одвија дифузионим механизмом што се манифестује променом морфологије граничних ферита од игличастих морфологија ка издвајању алотриоморфа и идиоморфа чије је издвајање праћено настанком мале количине Видманштетеновог ферита. Трансформација се наставља издвајањем перлита при чему ни након 1800s не долази до завршетка

трансформације па се финална микроструктура састоји од ферита, перлита и мартензита насталог каљењем нетрансформисаног, стабилисаног аустенита.

- У узорцима изотермално жареним на 550 и 600°C присуство мартензита указује на појаву феномена незавршене трансформације.

- Морфологија ацикуларног ферита која се састоји од пакета феритних снопова (STAF) карактеристична је за ниже температуре разлагања и подсећа на беинит. Настанак STAF морфологије се одвија симпатетичком нуклеацијом.

- При изотермалном разлагању аустенита на различитим температурама уочавају се две различите морфологије ацикуларног ферита. На нижим температурама се уочава појава блокова ацикуларног ферита који су састављени од снопова ферита и који су међусобно укрштени, док се на вишим температурама формира морфологија ацикуларног ферита коју чине укрштене појединачне феритне плочице.

- Скенирајућом електронском микроскопијом утврђено је да до нуклеације ацикуларног ферита долази на честици ванадијум нитрида која је исталожена на MnS.

- Највише вредности компресионе границе течења постигнуте су за узорке добијене изотермалним разлагањем на 350°C што је последица беинитне микроструктуре коју због смицајног механизма раста беинитног ферита карактерише велика густина дислокација. Пад границе течења са порастом температуре изотермалног разлагања до 450°C условљен је смањењем густине дислокација у феритним зрнима. Густина дислокација у феритним зрнима опада са порастом температуре настанка ферита пошто се постепено губи смицајна природа трансформације.

- Пораст компресионе границе течења на температурама 550 и 600°C последица је издвајања перлита као и мартензита насталог каљењем нетрансформисаног аустенита.

▪ Нискоугљенични микролегирани челик

- Криве зависности напон-деформација добијене при симулацији топлог ваљања торзионим тестом на 950°C указују на рекристализацију која је потпуна у току паузе између прва два провлака, док се у току преостале две паузе рекристализација одвија скоро потпуно.

- На 875 и 850°C уочава се пад удела рекристалисане микроструктуре, при чему у последњим провлацима на 850°C омекшавање потиче искључиво од опорављања. На 825°C рекристализација је потпуно спречена.

- Уведен је нови квантитативни параметар за оцену промена у структури у току паузе између провлака ASP (area softening parameter) који се заснива на праћењу промене површине испод криве деформационог ојачавања.

- ASP вредности мање од 0% указују на пораст величине зрна, вредности ASP веће од 0% указују на ојачавање док се вредност ASP=0 односи на потпуно рекристалисано стање.

- Параметар омекшавања на бази промене површине испод криве као критеријум за процену микроструктурних промена у паузи између провлака показује велики степен слагања са резултатима параметра прекидног омекшавања као и са променом нагиба фитованих кривих које описују део кривих деформационог ојачавања, а који представља област пластичне деформације.

- На основу спроведених испитивања и анализом литературних података могу се извести следећи закључци:

- Изотермалним разлагањем средњеугљеничног микролегираног челика у температурном опсегу 400-450°C добија се највећа количина ацикуларног ферита.
- Критична температура за завршно ваљање нискоугљеничног челика је процењена на 825°C.

7. ЛИТЕРАТУРА

- [1] Llewelyn DT, Hudd RC. Steels: Metallurgy and Applications Third Edition. 1998
- [2] Bhadeshia HKDH. Physical Metallurgy of Steels. vol. 1. Fifth Edit. Elsevier; 2014. <https://doi.org/10.1016/B978-0-444-53770-6.00021-6>
- [3] Krauss G, Banerji SK. Fundamentals of Microalloying Forging Steel. *Metall Soc TMS* 1987;55. <https://doi.org/10.1080/10426919008953234>
- [4] Roberts W. . In: Krauss G, ed. Deform. Process. Microstruct. ASM, Metals Park; 1983;109–84
- [5] Villalobos JC, Del-Pozo A, Campillo B, Mayen J, Serna S. Microalloyed steels through history until 2018: Review of chemical composition, processing and hydrogen service. *Metals (Basel)* 2018;8(5). <https://doi.org/10.3390/met8050351>
- [6] S.S.Babu, Bhadeshia HKDH. Mechanism of the Transition From Bainite to Acicular Ferrite. *JIM* 1991;32(8):679–88. <https://doi.org/10.2320/matertrans1989.32.679>
- [7] Bhadeshia HKDH. Bainite in Steels. London: IOM Communications Ltd; 2001
- [8] Sellars CM. Recrystallization of metals. *Met Forum* 1981;4(1/2):75–80
- [9] Baker TN. Microalloyed steels. *Ironmak Steelmak* 2016;43(4):264–307. <https://doi.org/10.1179/1743281215Y.0000000063>
- [10] Siwecki T, Eliasson J, Langeborg R, Bevis H. Vanadium Microalloyed Bainitic Hot Strip Steels. *ISIJ Int* 2010;50(5):760–7. <https://doi.org/10.2355/isijinternational.50.760>
- [11] Bhadeshia HKDH. Bainite in Steels Theory and Practice Third Edition. Maney Publishing; 2015
- [12] Radović N. Termomehanička prerada mikrolegiranih čelika . Beograd: Savez inženjera metalurgije Srbije; 2008
- [13] Radovic N, Drobnjak D. Development of Steels for Fabrication of Welded Construction With Improved Safety. *Zavar i Zavarene Konstr* 2001;3:81–92
- [14] Bhadeshia HKDH, Honeycombe RWK. Steels Microstructure and Properties. ElsevierLtd.; 2006
- [15] Korchynsky M, Paules JR. Microalloyed Forging Steels-A State of the Art Review. Eng. Soc. Adv. Mobil. L. Sea Air Sp. Detroit: Society of Automotive Engineers; 1989;1–12
- [16] Skobir DA. High-Strength Low-Alloy (HSLA) Steels. *Mater Tehnol Mater Technol* 2011;45:295–301
- [17] Naylor DJ. Microalloyed Forging Steels. *Mater Sci Forum* 1998;284–286:83–94. <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/msf.284-286.83>
- [18] Grimpe F, Meuser H, Gerdemann F, Muthmann E. Improvement of mechanical properties of heavy plates for igh strength line pipe application. 2nd Int.Conf Super High Strength Steels. Peschiera Del Garda: Assoziacione Italiana di Metalurgia; 2010;26
- [19] B.W. Morrison. Microalloyed steels for offshore application. Microalloying '95. Pittsburgh: Iron and Steel Society; 1995;105–16
- [20] Capdevila C, García-Mateo C, Chao J, Caballero FG. Effect of V and N Precipitation on Acicular Ferrite Formation in Sulfur-Lean Vanadium Steels. *Metall Mater Trans A Phys Metall Mater Sci* 2009;40(3):522–38. <https://doi.org/10.1007/s11661-008-9730-z>

- [21] He K, Edmonds D V. Formation of Acicular Ferrite and Influence of Vanadium Alloying. *Mater Sci Technol* 2002;18:289–96. <https://doi.org/10.1179/026708301225000743>
- [22] Garcia de Andres. C., Capdevila C, Caballero FG, San Martin D, Garcia de Andres C. Effect of the microalloying elements on nucleation of allotriomorphic ferrite in medium carbon-manganese steels. *J Mater Sci* 2001;20:1135–7. <https://doi.org/https://doi.org/10.1023/A:1010900625361>
- [23] Garcia-Mateo C, Capdevila C, Caballero FG, Andrés CG De. Influence of V Precipitates on Acicular Ferrite Transformation Part 1: The Role of Nitrogen. *ISIJ Int* 2008;48(9):1270–5. <https://doi.org/https://doi.org/10.2355/isijinternational.48.1270>
- [24] Xu G, Gan X, Ma G, Luo F, Zou H. The development of Ti-alloyed high strength microalloy steel. *Mater Des* 2010;31(6):2891–6. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2009.12.032>
- [25] Gladman T. *The Physical Metallurgy of Microalloyed Steels*. London: Institute of Materials; 1997
- [26] Fu J, Wang JB, Kang YL. Research and development of HSLC steels produced by EAF-CSP technology. *Int. Symp. Thin Slab Cast. Roll. Guangzhou*: 2002;
- [27] Vervynckt S, Verbeken K, Lopez B, Jonas JJ. Modern HSLA steels and role of non-recrystallisation temperature. *Int Mater Rev* 2012;57(4):187–207. <https://doi.org/10.1179/1743280411Y.0000000013>
- [28] T. N. Baker. Processes, Microstructure and Properties of Vanadium Microalloyed Steels. *Mater Sci Technol* 2009;25(9):1083–107. <https://doi.org/10.1179/174328409X453253>
- [29] Kozasu I. Recent developments of microalloyed steel plate. In: Korchynsky M, ed. *HSLA steels Technol. Appl.* Pennsylvania: American Society For Metals; 1984;
- [30] Kneissl AC, Garcia CI, DeArdo AJ. Influence of processing on the nature of the precipitates in a microalloyed linepipe steel. In: DeArdo AJ, ed. *Int. Conf. Process. Microstruct. Prop. microalloyed other Mod. high strength low Alloy steel*. Pittsburgh: The Iron and steel society; 1991;145
- [31] Cuddy LJ, Lally JS, Porter LF. Improvement of toughness in the HSLA of high heat input welds in ship steels. In: Korchynsky M, ed. *HSLA steels Technol. Appl.* Pennsylvania: American Society For Metals; 1984;697
- [32] Campos SS, Morales EV, Kastenbach HJ. On Strengthening Mechanisms in Commercial Nb-Ti Hot Strip Steels. *Metall Mater Trans A* 2001;32A:2145
- [33] Adrian H. A Mechanism for Effect of Vanadium on Hardenability of Medium Carbon Manganese Steel. *Mater Sci Technol* 1999;15:366–78. <https://doi.org/10.1179/026708399101505987>
- [34] Adrian H. Thermodynamic Calculation of Carbonitride Precipitation as a Guide For Alloy Design of Microalloyed Steels. *Microalloying '95*. Pittsburgh: Iron and Steel Society; 1995;285–305
- [35] Mangonon PL. J, Heitmann WE. . *Microalloying*. New York: Union Carbide Corporation; 1977;55–70
- [36] Zhang L, Kannengiesser T. Austenite grain growth and microstructure control in simulated heat affected zones of microalloyed HSLA steel. *Mater Sci Eng A* 2014;613:326–35. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2014.06.106>
- [37] Xie KY, Zheng T, Cairney JM, Kaul H, Williams JG, Barbaro FJ, Killmore CR, Ringer SP. Strengthening from Nb-rich clusters in a Nb-microalloyed steel. *Scr Mater* 2012;66(9):710–3. <https://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2012.01.029>

- [38] Pickering FB. High-Strength, Low-Alloy Steels – A Decade of Progress. Microalloying '75. Washnigton: TMS; 1975;9–32
- [39] Soto R, Saikaly W, Bano X, Issartel C, Rigaut G, Charai A. Statistical and theoretical analysis of precipitates in dual-phase steels microalloyed with titanium and their effect on mechanical properties p. n.d.
- [40] Langeborg R, Hutchinson B, Siwecki T, Zajac S. The Role of Vanadium in Microalloyed Steels. *Scand J Metall* 1999;28(5):186–241
- [41] Garcia de Andres C, Capdevila C, Caballero FG, San Martin D. Effect of Molybdenum on Continuous Cooling Transformations in Two Medium Carbon Forging Steels. *J Mater Sci* 2001;36:565–71. <https://doi.org/https://doi.org/10.1023/A:1004895715744>
- [42] Cuddy JL. The Effect of Microalloy Concentration on the Recrystallisation of Austenite During Hot Deformation. Thermomechanical Process. Microalloyed Austenite. Pittsburgh: AIME; 1981;129–40
- [43] Sage AM, Cochrane RC. The Development of a normalised Ti-treated vanadium steel with improved HAZ toughness. In: DeArdo AJ, ed. Process. Microstruct. Prop. Microalloyed Other Mod. High Strength Low Alloy Steel. Pittsburgh: The Iron and Steel Society; 1991;443
- [44] Sage AM. An overview of the use of microalloys in HSLA steels with particular reference to vanadium and titanium, in HSLA steels. In: Tither G, Shouhua Z, eds. Process. Prop. Appl. 1992;51
- [45] Yanchengm J., Han S, Bingshu H, Yinzhi C. Improving The Toughness of Steels By Microalloying With Ti. In: Tither G, Shuohua Z, eds. HSLA Steels, Process. Prop. Appl. The Minerals , Metals & Materials Society; 1992;217
- [46] Irvine K, Pickering F, Gladman T. Grain-refined C-Mn steels . *J Iron Steel Inst* 1967:161–82
- [47] Palmiere EJ, Garcia CI, DeArdo AJ. Static Recrystallization and Precipitation During the Hot Deformation of Austenite. Int. Conf. Process. Microstruct. Prop. Microalloyed Other Mod. High Strength Low Alloy Steels. Pittsburgh: Iron and Steel Society; 1991;113–33
- [48] Gilman T. The Physical Metallurgy of Microalloyed Steel. Cambridge: Cambridge; 1957
- [49] Baker TN. Microalloyed steels. In: Charles JA, ed. Futur. Dev. Met. Ceram. London: Institute of Materials; 1992;75–119
- [50] Garcia-Mateo C, Cornide J, Capdevila C, Caballero FG, Garcia de Andres C. Influence of V Precipitates on Acicular Ferrite Transformation Part 2: Transformation Kinetics. *ISIJ Int* 2008;48(9):1276–9. <https://doi.org/https://doi.org/10.2355/isijinternational.48.1276>
- [51] Jin HH, Shim JH, Cho YW, Lee HC. Formation of Intragranular Acicular Ferrite Grains in a Ti-containing Low Carbon Steel. *ISIJ Int* 2003;43(7):1111–3. <https://doi.org/https://doi.org/10.2355/isijinternational.43.1111>
- [52] Callister WD, Callister WD. Fundamentals of materials science and engineering : an interactive etext. Wiley; 2001
- [53] Porter DA, Easterling KE, Sherif MY. Phase Transformations in Metals and Alloys. London: 2009
- [54] Bhadeshia HKDH, Christian JW. Bainite in Steels. *Metall Trans A* 1990;21A:767–97. <https://doi.org/https://doi.org/10.1007/BF02656561>
- [55] Bhadeshia HKDH. Thermodynamic analysis of isothermal transformation diagrams. vol. 16. 1982

- [56] Bhadeshia HKDH. The Bainite Reaction. POSCO Lect. Pohang: Pohang University of Science and Technology (POSTECH); 2007;
- [57] M.Diaz-Fuentes, Gutiérrez I. Analysis of different acicular ferrite microstructures generated in a medium-carbon molybdenum steel. *Mater Sci Eng A* 2003;A363:316–24. [https://doi.org/10.1016/S0921-5093\(03\)00665-8](https://doi.org/10.1016/S0921-5093(03)00665-8)
- [58] Gladman T. The Physical Metallurgy of Microalloyed Steels. London: The Institute of Materials; 1997
- [59] Wu H, Liu C, Zhao Z, Zhao Y, Zhu S, Liu Y, Bhole S. Design of air-cooled bainitic microalloyed steel for a heavy truck front axle beam. *Mater Des* 2006;27(8):651–6. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2004.12.014>
- [60] Garcia-Mateo C, Caballero FG, Sourmail T, Smanio V, De Andres CG. Industrialised nanocrystalline bainitic steels. Design approach. *Int J Mater Res* 2014;105(8):725–34. <https://doi.org/10.3139/146.111090>
- [61] Mehl RF, Hagel WC. The austenite: Pearlite reaction. *Prog Met Phys* 1956;6:74–134
- [62] Takahashi M, Bhadeshia HKDH. Model for transition from upper to lower bainite. *Mater Sci Technol* 1990; 6: 592-603
- [63] Bhadeshia HKDH. Some phase transformations in steels. *Mater Sci Technol* 1999;15:22–9
- [64] Dube CA, Aaronson HI, Mehl RF. . *Rev Metall* 1958;55:201–10
- [65] Aaronson HI. . Decompos. Austenite by Diffus. Process. New York: Interscience; 1962;387–546
- [66] Spanos G, Kral M V. The proeutectoid cementite transformation in steels. *Int Mater Rev* 2009;54(1):19–47. <https://doi.org/10.1179/174328009X392949>
- [67] Kral MV. . In: Pereloma E, Edmonds DV, eds. Phase Transform. Steels. Oxford: Woodhead Publishing; 2012;225–75
- [68] Speich GR, Cuddy J, Gordon CR, DeArdo AJ. Formation of Ferrite from Controlledrolled Austenite. In: Marder AR, Goldstein J., eds. Phase Transform. Ferr. Alloy. Warrendale: The Metallurgical Society; 1984;341–89
- [69] Yin J, Hillert M, Borgenstam A. Morphology of Proeutectoid Ferrite. *Metall Mater Trans A Phys Metall Mater Sci* 2017;48(3):1425–43. <https://doi.org/10.1007/s11661-016-3903-y>
- [70] Militzer M, Pandi R, Hawbolt EB. Ferrite Nucleation and Growth During Continuous Cooling. *Metall Trans A* 1996; 27A: 1547-1556.
- [71] Guo H, Gao X, Bai Y, Enomoto M, Yang S, He X. Variant selection of bainite on the surface of allotriomorphic ferrite in a low carbon steel. *Mater Charact* 2012;67:34–40. <https://doi.org/10.1016/j.matchar.2012.02.009>
- [72] Cao S, Wu S, Zhang C, Zhang Q. Three-Dimensional Morphology and Analysis of Widmanstätten Sideplates Ferrite. *Metals (Basel)* 2022;12(3). <https://doi.org/10.3390/met12030523>
- [73] Enomoto M. Proeutectoid Ferrite. In: Jürgen Buschow KH, Cahn RW, Flemings MC, Ilschner B, Kramer EJ, Mahajan S, Veyssi re P, eds. Encycl. Mater. Sci. Technol. Elsevier; 2001;7898–903. <https://doi.org/https://doi.org/10.1016/B0-08-043152-6/01421-2>.
- [74] Capdevila C, Caballero F., Garcia de Andres C. Modeling of Kinetics of Isothermal Idiomorphic Ferrite Formation in a Medium-Carbon Vanadium-Titanium Microalloyed Steel. *Metall Mater Trans A* 2001;32A:1591–7
- [75] Capdevila C, Caballero FG, García De Andr s C. Isothermal allotriomorphic ferrite

- formation kinetics in a medium carbon vanadium-titanium microalloyed steel. *Metall. Mater. Trans. A* 2001; 32A: 1591-1597
- [76] Furuhashi T, Shinyoshi T, Miyamoto G, Yamaguchi J, Sugita N, Kimura N, Takemura N, Maki T. Multiphase Crystallography in the Nucleation of Intragranular Ferrite on MnS(V, C, N) Complex Precipitate in Austenite. *ISIJ Int* 2003;43:2028–37
- [77] Nakajima K, Apel M, Steinbach I. The role of carbon diffusion in ferrite on the kinetics of cooperative growth of pearlite: A multi-phase field study. *Acta Mater* 2006;54(14):3665–72. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2006.03.050>
- [78] Bhadeshia HKDH, Edmonds DV. The Mechanism of Bainite Formation in Steels. *Acta Metall* 1980;28:1265–73
- [79] Zajac S. Extended use of vanadium in a new generation of flat rolled steels. *Int. Semin.* 2005;52
- [80] Bhadeshia HKDH. A Rationalisation of Shear Transformations in Steels. *Acta Metall* 1981;29:1117–30
- [81] Aaronson HI, Reynolds WT, Purdy GR. The Incomplete Transformation Phenomenon in Steel. *Metall Mater Trans A* 2006;37A:1731–45. <https://doi.org/doi:10.1007/s11661-006-0116-9>
- [82] Ali A, Bhadeshia HKD. Nucleation of Widmanstätten ferrite. *Mater Sci Technol* 1990;6:781–4
- [83] Swallow E, Bhadeshia HKDH. High resolution observations of displacements caused by bainitic transformation. *Mater. Sci. Technol.* 1996; 12: 121-125
- [84] Reynolds WTJ, Aaronson HI, Spanos G. A Summary of the Present Diffusion Views on Bainite. *Mater Trans JIM* 1991;32(8):737–46
- [85] Sandvik BPJ. The Bainite Reaction in Fe-Si-C Alloys: The Primary Stage. *Metall Trans A* 1982;13A:777–87
- [86] Hultgren A. Isothermal transformation of austenite. *Trans Am Soc Met* 1947;39:915–1005
- [87] Nakamura Y, Nagakura S. Decomposition of retained austenite during the tempering of martensitic high carbon steel studied by in situ electron microscopy. *Int. Conf. Martensitic Transform.* 1986;386–91
- [88] Honeycomb RWK, Mehl RF. Transformation from Austenite in Alloy Steels. *Metall Trans A* 1976;7A:915–36
- [89] Bhadeshia HKDH. Atomic Mechanism of the Bainite Transformation. *J Heat Treatm Mat* 2017;72:340–5
- [90] Spanos G, Fang HS, Sarma DS, Aaronson HI. Influence of Carbon Concentration and Reaction Temperature upon Bainite Morphology in Fe-C-2 Pct Mn Alloys. *Metall Trans A* 1990;21A:1391–411
- [91] American Society for Metals. Metals handbook. vol. Volume 8. 8th ed. 1973
- [92] ASM International HC. Mechanical Testing and Evaluation. 2000
- [93] Goldenstein H, Aaronson HI. Overall Reaction Kinetics and Morphology of Austenite Decomposition between the Upper Nose and the Ms of a Hypoeutectoid Fe-C-Cr Alloy. *Metall Trans A* 1990;21A:1465–78
- [94] Lee CG, Kim SJ, Oh CS, Lee S. Effects of Heat Treatment and Si Addition on the Mechanical Properties of 0.1 wt% C TRIP-aided Cold-rolled Steels. *ISIJ Int* 2002;42(10):1162–8

- [95] Cabibbo M, Fabrizi A, Merlin M, Garagnani GL. Effect of thermo-mechanical treatments on the microstructure of micro-alloyed low-carbon steels. *J Mater Sci* 2008;43(21):6857–65. <https://doi.org/10.1007/s10853-008-3000-8>
- [96] Capdevila C, Ferrer JP, Garcia-Mateo C, Caballero FG, Lopez V, Garcia de Andres C. Influence of Deformation and Molybdenum Content on Acicular Ferrite Formation in Medium Carbon Steels Ferrite Formation in Medium Carbon Steels. *ISIJ Int* 2006;46(7):1093–100. <https://doi.org/10.2355/isijinternational.46.1093>
- [97] Linaza M, Romero J, Rodriguez-Ibabe JM, Urcola J. Influence of the Microstructure on the Fracture Toughness and Fracture Mechanisms of Forging Steels Microalloyed with Titanium with Ferrite-Pearlite Structures. *Scr Mater* 1993; 29(4) 451-456
- [98] Sugden AAB, Bhadeshia HKDH. Lower Acicular Ferrite. *Metall Trans A* 1989; 20A: 1811-1818
- [99] Wu K, Li Z, Guo AM, He XL, Zhang L, Fang A, Cheng L. Microstructure Evolution in a Low Carbon Nb-Ti Microalloyed Steel. *ISIJ Int* 2006;46(1):161–5
- [100] Khodabandeh AR, Jahazi M, Yue S, Bocher P. Impact Toughness and Tensile Properties Improvement through Microstructure Control in Hot Forged Nb-V Microalloyed Steel. *ISIJ Int* 2005;45(2):272–80. <https://doi.org/https://doi.org/10.2355/isijinternational.45.272>
- [101] Madariaga I, Gutierrez I, Bhadeshia HKDH. Acicular Ferrite Morphologies in a Medium-Carbon Microalloyed Steel. *Metall Mater Trans A* 2001;32(9):2187–97. <https://doi.org/https://doi.org/10.1007/s11661-001-0194-7>
- [102] Madariaga I, Gutierrez I. Nucleation of acicular ferrite enhanced by the precipitation of CuS on MnS particles. *Scr Mater* 1997;37(8):1185–92
- [103] Rees GI, Bhadeshia HKDH. Thermodynamics of acicular ferrite nucleation. *Mater Sci Technol* 1994;10:353–8
- [104] Madariaga I, Gutierrez I. Role of the Particle–Matrix Interface on the Nucleation of Acicular Ferrite in a Medium Carbon Microalloyed Steel. *Acta Mater* 1999;47(3):951–60. [https://doi.org/https://doi.org/10.1016/S1359-6454\(98\)00388-7](https://doi.org/https://doi.org/10.1016/S1359-6454(98)00388-7)
- [105] Garcia de Andres C, Bartolome MJ, Capdevila C, San Martin D, Caballero FG, Lopez FG. Metallographic techniques for the determination of the austenite grain size in medium-carbon microalloyed steels. *Mater Charact* 2001;46:389–98. [https://doi.org/https://doi.org/10.1016/S1044-5803\(01\)00142-5](https://doi.org/https://doi.org/10.1016/S1044-5803(01)00142-5)
- [106] Garcia de Andres C, Caballero FG, Capdevila C, San Martin D. Revealing austenite grain boundaries by thermal etching : advantages and disadvantages. *Mater Charact* 2003;49:121–7. [https://doi.org/10.1016/S1044-5803\(03\)00002-0](https://doi.org/10.1016/S1044-5803(03)00002-0)
- [107] Capdevila C, Caballero FG, Garcia de Andres C. Austenite Grain Size Effects on Isothermal Allotriomorphic Ferrite Formation. *Mater Trans* 2003;44(6):1087–95
- [108] Glišić D, Radović N, Koprivica A, Fadel A, Drobnjak D. Influence of Reheating Temperature and Vanadium Content on Transformation Behavior and Mechanical Properties of Medium Carbon Forging Steels. *ISIJ Int* 2010;50(4):601–6. <https://doi.org/https://doi.org/10.2355/isijinternational.50.601>
- [109] Barbaro FJ, Krauklis P, Easterling KE. Formation of acicular ferrite at oxide particles in steels. *Mater Sci Technol* 1989;5:1057–68
- [110] Wu KM, Enomoto M. Three-dimensional morphology of degenerate ferrite in an Fe-C-Mo alloy. *Scr Mater* 2002;46(8):569–74. [https://doi.org/DOI:10.1016/s1359-6462\(02\)00014-3](https://doi.org/DOI:10.1016/s1359-6462(02)00014-3)
- [111] Drobnjak D, Koprivica A. Microalloyed Bar and Forging Steels. In: Van Tyne CJ, Krauss G,

Matlock DK, eds. Miner. Soc. 1996;93–107

- [112] Ishikawa F, Takahashi T. The Formation of Intragranular Ferrite Steels for Hot-torging and Its Effect on Plates in Medium-carbon the Toughness. *ISIJ Int* 1995;35(9):1128–33.
<https://doi.org/https://doi.org/10.2355/isijinternational.35.1128>
- [113] Aaronson HI, Spanos G, Masamura RA, Vardiman RG, Moon DW, Menon ESK, Hall MG. Sympathetic nucleation: an overview. *Mater Sci Eng B* 1995;32(3):107–23.
[https://doi.org/https://doi.org/10.1016/0921-5107\(95\)80022-0](https://doi.org/https://doi.org/10.1016/0921-5107(95)80022-0)
- [114] Chen SR, Wang SC, Hsieh RL. The Development of High Strength Low Alloy Steel Plates Suitable For High Heat Input Welding. In: DeArdo AJ, ed. *Process. Microstruct. Prop. Microalloyed other Mod. High Strength Low Alloy Steel*. Pittsburgh: The Iron and Steel Society; 1991;435
- [115] Siwecki T, Hutchinson B, Zajac S. Recrystallization controlled rolling of HSLA steels. *Microalloying '95*. Pittsburgh: Iron and Steel Society; 1995;197–211
- [116] Drobňjak Đ. Morfologija i osobine beinita obrazovanih pri kontinuiranom hlađenju. *JSM6*. 1996;39–57
- [117] Fadel AH. Determination of Activation Energy For Static Re-Crystallization in Nb-Ti Low Carbon Micro Alloyed Steel. *Int J Eng Inf Technol* 2017;3(June):164–9
- [118] Wang J, van der Wolk PJ, van der Zwaag S. Determination of Martensite Start Temperature in Engineering Steels Part I. Empirical Relations Describing the Effect of Steel Chemistry. *Mater Transactions, JIM* 2000;41(7):761–8
- [119] Andrews KW. Empirical formulae for the calculation of some transformation temperatures. *J Iron Steel Inst* 1965;203(7):721–7
- [120] Krauss G. Principles of Heat Treatment and Processing of Steels. *ASM Int* 1990:43–87
- [121] Lee SJ, Lee YK. Effect of Austenite Grain Size on Martensitic Transformation of a Low Alloy Steel. *Mater Sci Forum* 2005;475–479:3169–72.
<https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/msf.475-479.3169>
- [122] Fadel A. Austenite Decomposition in Medium Carbon Microalloyed Steels: Meshanism, Structure and Properties, PhD. Thesis. University of Belgrade, 2013
- [123] ASM International. Metallography and Microstructures. vol. 6. 2004
- [124] Krauss G. Martensite in steel: strength and structure. *Mater Sci Eng A* 1999, 273:40-57
- [125] Ping DH, Guo SQ, Imura M, Liu X, Ohmura T, Ohnuma M, Lu X, Abe T, Onodera H. Lath formation mechanisms and twinning as lath martensite substructures in an ultra low-carbon iron alloy. *Sci Rep* 2018;8(1). <https://doi.org/10.1038/s41598-018-32679-6>
- [126] Marder AR, Benschoter AO, Krauss G. Microcracking Sensitivity in Fe-C Plate Martensite. *Metall Trans* 1970; I: 1545-1549
- [127] Drobňjak Đ. Fizička metalurgija. 4th ed. Tehnološko-metalurški fakultet; 2016
- [128] W.Roberts. ., In: McQueen HJ, ed. *ICSMA 7*. Oxford: Pergamon Press; 1986;1859–91
- [129] Petković RA, Luton MJ, Jonas JJ. Recovery and recrystallization of carbon steel between intervals of hot working. *Can Metall Q* 1975;14(2):137–45
- [130] Radović N. Deformaciono i rekristalizaciono ponašanje mikrolegiranih čelika na visokim temperaturama. Tehnološko-metalurški fakultet, 2000
- [131] Luton MJ, Sellars CM. Dynamic Recrystallization in Nickel and Nickel-Iron Alloys During High Temperature Deformation*. *Acta Metall* 1969;17:1033–43

- [132] Huang K. Towards the modelling of recrystallization phenomena in multi-pass conditions: application to 304L steel. Ecole Nationale Supérieure des Mines de Paris, 2011.
- [133] Jonas JJ, Sakai T. . In: Krauss G, ed. Deform. Process. Microstruct. ASM Metals Park; 1983;185–243
- [134] Sellars CM. . In: Hansen N, ed. 17. Annealing Process. – Recover. Recryst. Grain Growth. Roskilde: Risoe; 1986;167–87
- [135] Jonas JJ, Sellars CM, Tegart WJM. Strength and structure hot-working conditions under. *Metall Rev* 1969;11:1–24
- [136] Dutta B, Valdes E, Sellars CM. Mechanism and Kinetics of Strain Induced Precipitation of Nb(C,N) in Austenite. *Acta Met Mater* 1992;40(4):653–62
- [137] Cabrera JM, Mejia I, Prado JM. Effect of rare-earth metals on the hot strength of HSLA steels. *Z. Metallkd*, 2002; 93 (11): 1132-1139
- [138] Sellars CM. The physical metallurgy of hot working. In: Sellars CM, Davis GJ, eds. Hot Work. Form. Process. London: Metals Society; 1980;3–15
- [139] Radovic N, Drobnyak D. Effect of Interpass Time and Energy for Hot Working and of Nb-microalloyed Steel Cooling Rate on Apparent Activation Critical Recrystallization Temperature. *ISIJ Int* 1999;39(6):575–82
- [140] Hodgson PD. Models of the recrystallisation behaviour of c-mn and nb microalloyed steels during hot working processes. *Mater Forum* 1993;17(4):403–8
- [141] Medina SF, Mancilla JE. Static Recrystallization Modelling of Hot Deformed Steels Containing Several Alloying Elements. *ISIJ Int* 1996; 36(8):1070-1076
- [142] Hodgson B, Gibbs RK. A Mathematical Hot Rolled C-Mn Model to Predict and Microalloyed the Mechanical Properties of Steels. *ISIJ Int* 1992; 32(12): 1329-1338
- [143] Medina SF, Mancilla JE. Determination of Static Recrystallization Austenite in Microalloyed Steels Critical Temperature of. *ISIJ Int* 1993;33(12):1257–64
- [144] Medina SF, Mancilla JE. The influence of vanadium on static recrystallization of hot deformed austenite and on induced precipitation kinetics. *Scr Mater* 1994; 31(3): 315-320
- [145] Liu WJ, Akben MG. Softening behavior of two Ti bearing steels during torsional simulation of rolling. *Can Metall Q* 1987, 26(2): 145-153
- [146] Woodhead JH. . In: Krauss G, Banerji SK, eds. Fundam. Microalloying Forg. Steels. Warrendale: TMS; 1987;3–18
- [147] Dini G, Vaghefi MM, Shafyei A. The Influence of Reheating Temperature and Direct-cooling Rate after Forging on Microstructure and Mechanical Properties of V-microalloyed Steel 38MnSiVS5. *ISIJ Int* 2006;45(1):89–92
- [148] Kang K, Lee W, Park C. Effect of precipitation on the recrystallization behavior of a Nb containing steel. *Scr Mater* 1997; 36(11): 1303-1308
- [149] Andrade HL, Akben MG, Jonas JJ. Effect of Molybdenum, Niobium, and Vanadium on Static Recovery and Recrystallization and on Solute Strengthening in Microalloyed Steels. *Metall Trans A* 1983;14A:1967–77
- [150] Ballard TJ, Speer JG, Findley KO, De Moor E. Double twist torsion testing to determine the non recrystallization temperature. *Sci Rep* 2021;11(1). <https://doi.org/10.1038/s41598-021-81139-1>
- [151] González-Baquet I, Kaspar R, Richter J. Conditioning of Austenite by Hot Working of Microalloyed Forging Steels. *Steel Res* 1997;68(2):61–6.

<https://doi.org/10.1002/srin.199700543>

- [152] Akben I Weiss MG, Jonas JJ. Dynamic in a precipitation and solute hardening V microalloyed steel and two Nb steels containing high levels of Mn. *Acta Metall* 1981;29:111–21
- [153] Fernández AI, López B, Rodríguez-Ibabe JM. Relationship between the austenite recrystallized fraction and the softening measured from interrupted torsion test technique. *Scr Mater* 1999; 40(5): 543-549
- [154] Bengochea R, Lopez B, Gutierrez I. Microstructural Evolution during the Austenite-to-Ferrite Transformation from Deformed Austenite. *Metall Mater Trans A* 1998, 29A: 417-426
- [155] Boratto F. . In: Tamura I, ed. Phys. Metall. Thermomechanical Process. Steels Other Met. Tokyo: ISIJ; 1988;383–91
- [156] I. Weiss et al. . In: DeArdo AJ, Ratz GA, Wray PJ, eds. Thermomechanical Process. Microalloyed Austenite. Warrendale: TMS; 1982;33–57
- [157] Djaic RAP, Jonas JJ. Recrystallization of High Carbon Steel Between Intervals of High Temperature Deformation. *Metall Trans* 1973;4:621–4
- [158] Li G, Maccagno D O Bai TM, Jonas JJ. Effect of Nb of Initial Grain Size on the Microalloyed Steels Static Recrystallization Kinetics. *ISIJ Int* 1996;36(1):1479–85
- [159] Perttula JS, Karjalainen LP. Recrystallisation rates in austenite measured by double compression and stress relaxation methods. *Mater Sci Technol* 1998;14:626–30
- [160] Barraclough DR, Sellars CM. Static recrystallization and restoration after hot deformation of Type 304 stainless steel. *Metal Sci* 1979; 257-267
- [161] Kwont O, Deardo AJ. Interactions between recrystallization and precipitation in hot-deformed microalloyed steels. *Acta Metall Mater* 1991; 39(4): 529-538
- [162] Dutta B, Sellars CM. Predictions from nucleation theory. *Mater Sci Technol* 1987;3:197–206
- [163] Medina J E Mancilla SF, Hernandez CA. Static Recrystallization of Hot Deformed Austenite and Induced Precipitation Kinetics in Vanadium Microalloyed Steels. *ISIJ Int* 1994; 34(80): 689-696
- [164] Fernández AI, López B, Rodríguez-Ibabe JM. Relationship between the austenite recrystallized fraction and the softening measured from the interrupted torsion test technique. *Scr Mater* 1999;40(5):543–9. [https://doi.org/10.1016/S1359-6462\(98\)00452-7](https://doi.org/10.1016/S1359-6462(98)00452-7)
- [165] Tanaka T. Science and technology of hot rolling process of steel. Microalloying '95. Pittsburgh: Iron and Steel Society; 1995;165–81
- [166] Umemoto M, Horiuchi K, Tamura I. Transformation Kinetics of Bainite during Isothermal Holding and Continuous Cooling. *ISIJ* 1982:461–70
- [167] Yue S, Jonas JJ. The three critical temperatures of steel rolling and their experimental determination. *Mater Forum* 1990;14(4):245
- [168] Boratto F. . Sci. Technol. Flat Roll. Deauville: 1987;F20.1-F20.6
- [169] Drobnjak D, Radovic N, Djuric B. Effect of Test Variables on QHW and Tnr. 37th Mech. Work. STEEL Process. Conf. . WARRENDALE: Iron and Steel Society; 1995;759–68
- [170] Drobnjak D, Radovi N, Andjeli M, Koprivica A. Effect of test variables on apparent activation energy for hot working and critical recrystallization temperatures of V-microalloyed steel. *Steel Res* 1997;68(7):306–12. <https://doi.org/10.1002/srin.199701794>
- [171] Vukićević GD. Simulacija procesa završnog valjanja traka mikrolegiranih čelika.

Tehnološko-metalurški fakultet, Univerzitet u Beogradu, 2001

- [172] Siciliano F, Rodrigues SF, Aranas C, Jonas JJ. The dynamic transformation of ferrite above A_{e3} and the consequences on hot rolling of steels. *Tecnol Em Metal Mater e Mineração* 2020;17(2):90–5. <https://doi.org/10.4322/2176-1523.20202230>
- [173] Kaspar R, Peters A. Efficient steel processing by disciplined hot forming and microalloying. *Steel Res* 1998;69(4–5):128–35. <https://doi.org/10.1002/srin.199801461>
- [174] Kaspar R. Microstructural Aspects and Optimization of Thin Slab Direct Rolling of Steels. *Steel Res Int* 2003;74(5):318–26. <https://doi.org/10.1002/srin.200300193>
- [175] Kaspar R, Distl JS, Braag K, Klaar H-J, Zeislmaier U. Changes in the austenite grain structure of microalloyed plate steels due to multiple hot deformation. *Steel Res* 1987;58(6):271–7. <https://doi.org/10.1002/srin.198700878>
- [176] Pussegoda LN, Jonas JJ. Comparison of Dynamic Recrystallization and Rolling Schedules by Laboratory Simulation Conventional Controlled. *ISIJ Int* 1991;31(3):278–88
- [177] Fields DS, Backofen WA. Determination of strain hardening characteristics by torsion testing. ASTM. ASTM; 1957;1259–72
- [178] Semiatin SL, Lahoti GD, Jonas I. . . Metals Handbook. vol. 5. 9th ed. ASM Metals Park; 1978
- [179] IRSID. High Temperature Torsion Machine IRSID Licence, prospect n.d.
- [180] Caballero FG, Bhadeshia HKDH, Mawella KJA, Jones DG, Brown P. Very strong low temperature bainite. *Mater Sci Technol* 2002;18(3):279–84. <https://doi.org/10.1179/026708301225000725>
- [181] Dikić S, Glišić D, Fadel A, Jovanović G, Radović N. Structure and strength of isothermally heat-treated medium carbon ti-v microalloyed steel. *Metals (Basel)* 2021;11(7). <https://doi.org/10.3390/met11071011>
- [182] Kwon O, DeArdo AJ. Niobium carbonitride precipitation and static softening in hot-deformed niobium microalloyed steels. In: Gray JM, KO T, Shouhua Z, Baorong W, Xishan X, eds. HSLA STEELS Metall. Appl. Beijing: ASM International; 1985;287–98
- [183] Fernández AI, López B, Rodríguez-Ibabe JM. Relationship between the austenite recrystallized fraction and the softening measured from the interrupted torsion test technique. *Scr Mater* 1999;40(5):543–9
- [184] Okaguchi S, Ohtani H, Ohmori Y. Morphology of Widmanstätten Bainitic Ferrites. *Mater Trans* 1991;32(8):697–704. <https://doi.org/https://doi.org/10.2320/matertrans1989.32.697>
- [185] Yun CJ, Nakai K, Ohtsubo H, Ohimori Y. Isothermal Transformation Behaviour of Extremely Low Carbon 3%Mn-YUN Chul Jung. Kiyomichi %Cr Steels. *ISIJ Int* 1994;34(1):43–50
- [186] Krauss GA, Thompson SW. Review Ferritic carbon Microstructures in Steels Continuously Cooled Low-and Ultralow. n.d.
- [187] Bhadeshia HKDH, Edmonds DV. The Bainite Transformation in a Silicon Steel. *Metall Mater Trans A Phys Metall Mater Sci* 1979;10:895–907. <https://doi.org/https://doi.org/10.1007/BF02658309>
- [188] Hu J, Du LX, Xie H, Gao XH, Misra RDK. Microstructure and Mechanical Properties of TMCP Heavy Plate Microalloyed Steel. *Mater Sci Eng A* 2014;607:122–31. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2014.03.133>
- [189] Spanos G, Hall MG. The Formation Mechanism(s), Morphology and Crystallography of

Ferrite Sideplates. *Metall Mater Trans A* 1996; 27A: 1519-1534

- [190] Singh SB. Mechanisms of bainite transformation in steels. *Phase Transform. Steels*, vol. 1. Elsevier Ltd; 2012;385–416. <https://doi.org/10.1533/9780857096104.3.385>
- [191] Yang ZG, Fang HS. An overview on bainite formation in steels. *Curr Opin Solid State Mater Sci* 2005;9(6):277–86. <https://doi.org/10.1016/j.cossms.2006.06.005>
- [192] Capdevila C, Ferrer JP, Garcia-Mateo C, Caballero FG, Lopez V, Garcia de Andres C. Influence of Deformation and Molybdenum Content on Acicular Ferrite Formation in Medium Carbon Steels Ferrite Formation in Medium Carbon Steels Materialia Research Group , Department of Physical Metallurgy , Centro Nacional de Investigaciones Metalúrgicas. *ISIJ* 2006;46(7):1093–100. <https://doi.org/10.2355/isijinternational.46.1093>
- [193] Madariaga I, Romero JL, Gutie I. Upper Acicular Ferrite Formation in a Medium-Carbon Microalloyed Steel by Isothermal Transformation : Nucleation Enhancement by CuS. *Metall Mater Trans A* 1998;29A:1003–15. <https://doi.org/https://doi.org/10.1007/s11661-998-1009-x>
- [194] Shim J, Oh Y, Suh J, Cho YW, Shim J, Byun J. Ferrite Nucleation Potency of Non-Metallic Inclusions in Medium Carbon Steels. *Acta Mater* 2001;49:2115–22. [https://doi.org/https://doi.org/10.1016/S1359-6454\(01\)00134-3](https://doi.org/https://doi.org/10.1016/S1359-6454(01)00134-3)
- [195] Zhang S, Hattori N, Enomot M, Taru T. Ferrite Nucleation at Ceramic/Austenite Interface. *ISIJ Int* 1996;36(10):1301–9. <https://doi.org/https://doi.org/10.2355/isijinternational.36.1301>
- [196] Sarma DS, Karasev A V, Jönsson PG. On the Role of Non-metallic Inclusions in the Nucleation of Acicular Ferrite in Steels. *ISIJ Int* 2009;49(7):1063–74. <https://doi.org/https://doi.org/10.2355/isijinternational.49.1063>
- [197] Jovanović G, Glišić D, Dikić S, Radović N, Patarić A. Cleavage Fracture of the Air Cooled Medium Carbon Microalloyed Forging Steels with Heterogeneous Microstructures. *Materials (Basel)* 2022;15(5). <https://doi.org/10.3390/ma15051760>
- [198] Kirkaldy JS et al. Prediction of Microstructure and Hardenability in Low Alloy Steels. In: *Phase Transformations in Ferrous Alloys. Predict. Microstruct. Hardenability Low Alloy Steels. Phase Transform. Ferr. Alloy. Warrendale: AIME; 1983;125–48*
- [199] Pereloma E, Edmonds D V. *Phase transformations in steels. vol. 1. 1st ed. Woodhead Publishing; 2012*
- [200] Miyamoto G, Hori R, Poorganji B, Furuhashi T. Interphase Precipitation of VC and Resultant Hardening in V-added Medium Carbon Steels. *ISIJ Int* 2011;51(10):1733–9. <https://doi.org/https://doi.org/10.2355/isijinternational.51.1733>
- [201] Zhang J, Wang F, Yang Z, Li C. Microstructure , Precipitation , and Mechanical Properties of V-N-Alloyed Steel After Different Cooling Processes. *Metall Mater Trans A* 2016;47(12):6621–31. <https://doi.org/10.1007/s11661-016-3763-5>
- [202] Kestenbach H, Gallego J. On Dispersion Hardening of Microalloyed Hot Strip Steels by Carbonitride Precipitation in Austenite. *Scr Mater* 2001;44:791–6. [https://doi.org/doi:10.1016/s1359-6462\(00\)00660-6](https://doi.org/doi:10.1016/s1359-6462(00)00660-6)
- [203] Kestenbach H, Campos SS, Morales E V. Role of interphase precipitation in microalloyed hot strip steels. *Mater Sci Technol* 2006;22(6):615–26. <https://doi.org/10.1179/026708306X81487>
- [204] Chen J, Lv M, Tang S, Liu Z, Wang G. Influence of cooling paths on microstructural characteristics and precipitation behaviors in a low carbon V – Ti microalloyed steel. *Mater Sci Eng A* 2014;594:389–93. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2013.09.086>

- [205] Funakawa Y, Shiozaki T, Tomita K, Yamamoto T, Maeda E. Development of High Strength Hot-rolled Sheet Steel Consisting of Ferrite and Nanometer-sized Carbides. *ISIJ Int* 2004;44(11):1945–51. <https://doi.org/https://doi.org/10.2355/isijinternational.44.1945>
- [206] Ferreira JC, de Sousa Machado FR, Aranas C, Siciliano F, Pasco J, Reis GS, Pedrosa de Miranda EJ, Macêdo Paiva AE, Rodrigues SF. Physical Simulation Based on Dynamic Transformation Under Hot Plate Rolling of a Nb-Microalloyed Steel. *Front Mater* 2021;8. <https://doi.org/10.3389/fmats.2021.716967>
- [207] Rodrigues SF, Siciliano F, Aranas C, Silva ES, Reis GS, Jonas JJ. High-Temperature Deformation Behaviour of High-Nb Microalloyed Steel During Plate Rolling Simulation. *Tecnol Em Metal Mater e Mineração* 2020;17(2):105–11. <https://doi.org/10.4322/2176-1523.20202231>
- [208] Dikić S, Glišić D, Fadel AH, Jovanović G, Radović N. Physical simulation of finish rolling of microalloyed steels in isothermal conditions. *Chem Ind* 2022; 76(4). <https://doi.org/https://doi.org/10.2298/HEMIND220816018D>
- [209] Chilton JM, Roberts MJ. Microalloying Effects in Hot-Rolled Low-Carbon Steels Finished at High Temperatures. *Metall Trans A* 1980;11A:1711–21
- [210] Drobnjak D, Radović N. A Contribution to the Study of Dynamic Recrystallization in a Nb/Ti Microalloyed Steel. *Mater Sci Forum* 1993;113–115:411–6. <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/msf.113-115.411>
- [211] Jonas JJ, Ghosh C, Basabe V V. Effect of dynamic transformation on the mean flow stress. *Steel Res Int* 2013;84(3):253–8. <https://doi.org/10.1002/srin.201200166>

БИОГРАФИЈА АУТОРА

Стефан Дикић је рођен 18.8.1992. у Београду. Технолошко-металуршки факултет (смер Металуршко инжењерство), Универзитета у Београду уписао је 2011. године као редовни студент. Дипломирао је 2015. године одбранивши завршни рад под називом „Утицај хомогенизационог жарења на микроструктуру хипоеутектичке Al-Cu легуре ливене DC поступком“ са оценом 10. Основне академске студије је завршио са просечном оценом 9,43. Мастер академске студије на Технолошко-металуршком факултету, студијски програм Металуршко инжењерство, уписао је школске 2015/16. Мастер рад под називом “Испитивање отпорности на дејство кавитације зоне утицаја топлоте завареног споја нерђајућег челика X10CrMoV9-1” је одбранио са оценом 10. Мастер студије је завршио са просечном оценом 9,75. Школске 2016/17 године уписао је докторске академске студије на Технолошко- металуршком факултету Универзитета у Београду, студијски програм Металуршко инжењерство.

Од 2015. године био је запослен у “Контрол инспект д.о.о Београд“ на пословима металографских испитивања и процене преосталог века трајања металних конструкција, испитивања металних материјала и заварених спојева методама без разарања. Априла 2017. године преузима позицију технолога прераде у пресаоници “Ваљаоница бакра Севојно АД“, где се бави израдом технологија процеса пресовања и извлачења, међуфазним контролама, оптимизацијом производних поступака као и контролом и праћењем производних процеса. Од 2017. године запослен је на Технолошко-металуршком факултету, катедри за Металуршко инжењерство на позицији асистента. Учествовао је у извођењу лабораторијских и рачунских вежби на студијским програмима Металуршко инжењерство и Инжењерство материјала. Учествовао је у реализацији научно-истраживачког пројекта који је финансирао Министарство науке Републике Србије.

Прилог 1.

Изјава о ауторству

Име и презиме аутора Стефан Дикић

број индекса 4021/2016

Изјављујем

да је докторска дисертација под насловом

**ТЕРМОМЕХАНИЧКА ПРЕРАДА И ТРАНСФОРМАЦИОНО ПОНАШАЊЕ
МИКРОЛЕГИРАНИХ ЧЕЛИКА**

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

Потпис аутора

У Београду, 15.11.2022.



Прилог 2.

Изјава о истоветности штампане и електронске верзије докторског рада

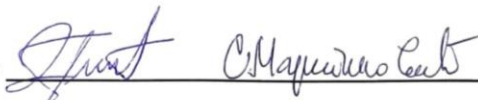
Име и презиме аутора _____ Стефан Дикић _____

Број индекса _____ 4021/2016 _____

Студијски програм _____ Металуршко инжењерство _____

Наслов рада _____ ТЕРМОМЕХАНИЧКА ПРЕРАДА И ТРАНСФОРМАЦИОНО
ПОНАШАЊЕ МИКРОЛЕГИРАНИХ ЧЕЛИКА _____

Ментор _____ др Драгомир Глишић и др Сања Мартиновић _____

Потписани/а  _____

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

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

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

Потпис аутора

У Београду, 15.11.2022.



Прилог 3.

Изјава о коришћењу

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

ТЕРМОМЕХАНИЧКА ПРЕРАДА И ТРАНСФОРМАЦИОНО ПОНАШАЊЕ МИКРОЛЕГИРАНИХ ЧЕЛИКА

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 и доступну у отвореном приступу могу да користе сви који поштују одредбе садржане у одабраном типу лиценце Креативне заједнице (Creative Commons) за коју сам се одлучио/ла.

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

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

Потпис аутора

У Београду, 15.11.2022.



ОЦЕНА ИЗВЕШТАЈА О ПРОВЕРИ ОРИГИНАЛНОСТИ ДОКТОРСКЕ ДИСЕРТАЦИЈЕ

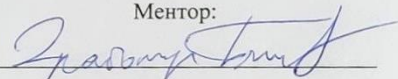
На основу Правилника о поступку провере оригиналности докторских дисертација које се бране на Универзитету у Београду, према извештају специјализованог софтвера за проверу подударања текста *iThenticate*, у докторској дисертацији „**Термомеханичка прерада и трансформационо понашање микролегираних челика**“, аутора Стефана Дикића, бр.инд. 2016/4021, утврђен је обим подударања текста од 2%.

Овај обим подударања текста је нужна последица коришћења уобичајених стручних израза, цитата и података, као и претходно публикованих резултата истраживања докторанда, који су проистекли из његове дисертације.

На основу резултата извештаја, у складу са чланом 8. став 2. и чланом 9. Правилника о поступку провере оригиналности докторских дисертација које се бране на Универзитету у Београду, оценили смо да је докторска дисертација Стефана Дикића „**Термомеханичка прерада и трансформационо понашање микролегираних челика**“ оригинална, те да се прописани поступак припреме за њену одбрану може наставити.

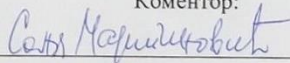
У Београду, 12.12.2022. године

Ментор:



др Драгомир Глишић, доцент
ТМФ

Коментор:



др Сања Мартиновић, научни саветник,
ИТНМС