



УНИВЕРЗИТЕТ У КРАГУЈЕВЦУ  
ФАКУЛТЕТ ИНЖЕЊЕРСКИХ НАУКА  
УНИВЕРЗИТЕТА У КРАГУЈЕВЦУ

Душан М. Арсић

**ОТПОРНОСТ НА ПОЈАВУ И ШИРЕЊЕ  
ПРСЛИНА У НАВАРЕНИМ СЛОЈЕВИМА  
ТЕРМОПОСТОЈАНИХ ЧЕЛИКА**

докторска дисертација

Крагујевац, 2020.



UNIVERSITY OF KRAGUJEVAC  
FACULTY OF ENGINEERING  
UNIVERSITY OF KRAGUJEVAC

Dušan M. Arsić

**RESISTANCE TO APPEARANCE AND  
PROPAGATION OF CRACKS IN  
HARD-FACED LAYERS OF HOT WORK  
TOOL STEELS**

Doctoral Dissertation

Kragujevac, 2020

*Супрузи, деци,  
браћи и родитељима*

<b>ИДЕНТИФИКАЦИОНА СТРАНИЦА ДОКТОРСКЕ ДИСЕРТАЦИЈЕ</b>
<b>Аутор</b>
Име и презиме: Душан Арсић
Датум и место рођења: 06.03.1990., Крагујевац
Садашње запослење: Асистент на Факултету инжењерских наука у Крагујевцу
<b>Докторска дисертација</b>
Наслов: ОТПОРНОСТ НА ПОЈАВУ И ШИРЕЊЕ ПРСЛИНА У НАВАРЕНИМ СЛОЈЕВИМА ТЕРМОПОСТОЈАНИХ ЧЕЛИКА
Број страница: 238
Број слика: 226
Број табела: 33
Број библиографских јединица: 174
Установа и место где је рад израђен: Факултет инжењерских наука Универзитета у Крагујевцу
Научна област/и (УДК): 669.14:621.791.92:539.42 – Челик: наваривање: механика лома и замора и 669.14:620.1 – Челик: Испитивање материјала.
<b>Ментор:</b> др Вукић Лазић, ред. проф. Факултета инжењерских наука у Крагујевцу
<b>Оцена и одбрана</b>
Датум пријаве теме: 08.04.2016.
Број одлуке и датум прихватања теме докторске дисертације: 01-1/116-13 од 24.01.2017.
Комисија за оцену научне заснованости теме и испуњености услова кандидата: 1. Др Ружица Николић, ред. проф., Факултет инжењерских наука Универзитета у Крагујевцу, ужа научна област: Машинске конструкције и механизација. 2. Др Србислав Александровић, ред. проф., Факултет инжењерских наука Универзитета у Крагујевцу, уже научне области: Производно машинство и Индустијски инжењеринг. 3. Др Радица Прокић Цветковић, ред. проф., Машински факултет, Универзитет у Београду, ужа научна област: Технологија материјала - Машински материјали и заваривање. 4. Др Бојан Међо, научни сарадник, Технолошко-металуршки факултет, Универзитет у Београду, ужа научна област: Инжењерство материјала. 5. Др Вукић Лазић, ред. проф., Факултет инжењерских наука Универзитета у Крагујевцу, уже научне области: Производно машинство и Индустијски инжењеринг. 6. Др Нада Ратковић, доцент, Факултет инжењерских наука Универзитета у Крагујевцу, уже научне области: Производно машинство и Индустијско инжењерство и инжењерски менаџмент.
Комисија за оцену и одбрану докторске дисертације: 1. Др Александар Седмак, ред. проф., Машински факултет Универзитета у Београду, ужа научна област: Технологија материјала и машински материјали. 2. Др Србислав Александровић, ред. проф., Факултет инжењерских наука Универзитета у Крагујевцу, уже научне области: Производно машинство и Индустијски инжењеринг. 3. Др Радица Прокић Цветковић, ред. проф., Машински факултет Универзитета у Београду, ужа научна област: Технологија материјала - Машински материјали и заваривање. 4. Др Нада Ратковић, доцент, Факултет инжењерских наука Универзитета у Крагујевцу, ужа научна област: Производно машинство и Индустијско инжењерство и инжењерски менаџмент. 5. Др Владимир П. Миловановић, доцент, Факултет инжењерских наука Универзитета у Крагујевцу, ужа научна област: Експериментална механика.
Датум одбране докторске дисертације:

## ПРЕДГОВОР

Ова докторска дисертација је настала као резултат вишегодишњег истраживачког рада у области материјала, технологије заваривања и механике лома и замора материјала у оквиру пројекта ТР 35024 финансираног од стране Министарства просвете, науке и технолошког развоја Републике Србије.

Заваривање и развој технологија репаратуре машинских делова и система последњих година све више заокупљују пажњу светске и домаће истраживачке јавности. Технологија заваривања је последњих година доживела велики развој чему је допринео и стални развој уређаја за заваривање и материјала, пре свега челика, погодних за заваривање. У целокупном уделу примене заваривања као једне од водећих технологија израде делова и конструкција, добар део одлази на репаратурно заваривање и наваривање оштећених радних делова техничких система. Предности заваривања у том погледу су вишеструке, а огледају се пре свега у могућности за брзим враћањем функције дела, повећања његове постојаности и остваривања бројних уштеда. Поред остваривања бројних погодности, незаобилазно питање јесте: какве су остварене механичке карактеристике и радни век репарираниог дела?

У овој докторској дисертацији приказана су опсежна истраживања примене технологије репаратурног заваривања при регенерацији оштећених ковачких алата израђених од термопостојаних челика. У циљу што успешније израде делова и повећања постојаности алата и стабилности процеса производње, чине се велики напори за потпуно овладавање процесом производње и експлоатационим могућностима материјала радних делова/алата. У том смислу развијен је низ система управљања процесом ковања и параметара везаних за материјале који се могу пратити и бити индикатор стања материјала алата за време самог процеса. Упркос томе, код ковачких алата за топло ковање, будући да раде у екстремно ригорозним радним условима, услед хабања, термичког замора и низа других неповољних утицаја неизбежно долази до појаве прслине и њеног ширења до критичних вредности, тј. лома алата.

Дисертација је замишљена као експериментално-нумеричко истраживање понашања основног материјала, навара и зоне утицаја топлоте на моделима наварених ковачких алата кроз низ механичких својстава одређених на одговарајућим узорцима. Рад има за циљ да укаже на могућности примене технологије заваривања/наваривања за репаратуру оштећених ковачких алата, као и да укаже на својства и очекивани радни век тако наварених радних делова при појави заморних прслина.

Посебну захвалност дугујем ментору др Вукићу Лазићу, редовном професору, што ми је омогућио да се бавим проблемима који заокупљују моју пажњу, али и за сву помоћ, идеје и подршку за истрајност у временима када је ово обимно истраживање спровођено.

Захвалност за обезбеђивање потребних материјала и помоћ при припреми дела узорака дугујем фирми Застава Ковачница, а.д., Крагујевац, а посебно колеги Душану Петронијевићу, дипл. маш. инж. за све корисне савете и сугестије и непосредно праћење процеса израде дела узорака. Захвалност дугујем и колеги Ненаду Симовићу и фирми Симовић Милија, д.о.о Чачак, Марку Живковићу оператеру фирме Waterjet Србија из Велике Крсне, Радославу Тадићу, власнику фирме Тадић алати из Крагујевца и др Горану Младеновићу, доценту Машинског факултета Универзитета у Београду.

Експериментална истраживања приказана у дисертацији су изведена у Лабораторијама на Факултету инжењерских наука у Крагујевцу, Војнотехничком институту у Београду и на Машинском факултету Универзитета у Жилини, Словачка. Велику захвалност дугујем професорима, колегама и водећим стручњацима у својим областима: др Србиславу Александровићу, редовном професору Факултета инжењерских наука Универзитета у Крагујевцу и др Владимиру Миловановићу, доценту истог факултета, др Зијаху Бурзићу, научном саветнику Војнотехничког института у Београду, др Љубици Радовић, дипл. маш. инж. и Нади Илић, дипл. маш. инж. из Сектора за материјале и заштиту Војнотехничког института у Београду, др Александру Дишићу, научном сараднику Института за информационе технологије Универзитета у Крагујевцу као и др Петеру Палчеку, редовном професору Машинског факултета Универзитета у Жилини, Словачка.

Трајну захвалност дугујем и професорима др Александру Седмаку, редовном професору Машинског факултета Универзитета у Београду и др Радици Прокић Цветковић, редовном професору за свестрану и несебичну стручну помоћ за подршку при изради ове дисертације. Такође, изражавам и велику захвалност редовним професорима Факултета инжењерских наука Универзитета у Крагујевцу у пензији др Милораду Јовановићу и др Ружици Николић на помоћи при писању теоријских основа рада, као и коначном обликовању текста у целини.

На пруженој помоћи при конципирању, изради и тумачењу резултата нумеричког дела докторске дисертације велику захвалност дугујем др Александру Грбовићу, ванр. проф. Машинског факултета Универзитета у Београду и колеги др Симону Седмаку, мастер инж. маш. и научном сараднику истог факултета.

На крају, желим да изразим своју најискренију захвалност за несебичну помоћ и бескрајну подршку и разумевање супрузи Марији која ми је својим ентузијазмом помагала од самог почетка докторских студија. Велику захвалност дугујем и својим родитељима и браћи, као и члановима шире фамилије, колегама и пријатељима који су све време били уз мене. Њихов допринос изради овог рада је немерљив.

У Крагујевцу, јуна 2020.

Аутор

Душан Арсић, мастер инж. маш., IWE

**Апстракт:**

Успешно пројектовање алата у савременој индустрији захтева детаљно познавање карактеристика материјала и процеса у којима ће дати алат (или конструкција) бити експлоатисани. Када је реч о алатима за ковање у топлом стању, с обзиром на њихове радне услове и стално присутна ударна оптерећења и високе температуре, подразумева се да се они израђују од челика које одликује висока јачина и тврдоћа, које су постојане и на повишеним температурама. Поред тога, веома важна карактеристика јесте и отпорност материјала на појаву и раст прслина које доводе до отказа алата. То даље води ка застоју у производњи, повећању трошкова и времена израде производа, паду продуктивности и др. Међутим, будући да се алати неминовно оштећују, када до тога дође, поставља се питање да ли алат заменити новим или репарирати постојећи?

Данашња тежња индустрије је у великој мери заснована и на самоодрживости што подразумева тежњу ка способности компаније да проблеми који настану буду решени у оквиру постојећих капацитета. С обзиром на то, репаратура алата заваривањем или наваривањем се истиче као један од најефикаснијих начина. Наравно, подразумева се да наваривање није идеалан процес, јер се његовом применом умногоме утиче на својства појединих зона материјала који се регенерише, али низ предности тог процеса га намеће као незаобилазног у овој грани индустрије. Због тога је неопходно што боље познавати процес и понашање материјала при наваривању и бити у могућности да се предвиде карактеристике материјала у зони наваривања, тј. отпорност материјала у радним условима алата и, ако је то могуће, предвидети радни век регенерисаног алата.

Циљ ове докторске дисертације је да, на један систематичан начин, анализом низа карактеристика материјала добијених опсежним експерименталним испитивањем, укаже на успешност примене наваривања за репаратуру оштећених алата израђених од термпостојаних челика. У раду су анализирана два челика која се најчешће користе за израду алата за топло ковање и сходно њима, два додатна материјала. Радом је обухваћено и прописивање технологије наваривања плоча одређене дебљине из којих су припремани узорци за различита испитивања. Она су обухватила испитивање на затезање на собним и повишеним температурама, испитивање тврдоће и одређивање микроструктуре различитих зона навара, испитивање ударне жилавости и одређивање трајне динамичке издржљивости за основне материјале. Као најважнија испитивања, чији параметри се могу користити у процени радног века навареног алата, издвајају се испитивања раста заморне прслине ( $da/dN$ ) у различитим зонама наварених плоча. Та испитивања су праћена оптичком и SEM металографијом које су послужиле за потврду закључака донетих на основу експериментално добијених резултата. На крају је изведена и нумеричка анализа одговарајућих модела у софтверском пакету ANSYS а добијени резултати су упоређивани са експерименталним.

Предложена технологија наваривања, као и кораци спроведени при испитивању и на крају добијени резултати, могу веома корисно да послуже фирмама које се баве ковањем и у својим погонима имају алате израђене од ових и сличних челика.

**Кључне речи:** термпостојани челици, наваривање, затезање, енергија лома, заморна прслина, SEM металографија, механика лома, анализа лома, FEM анализа.

**Abstract:**

Successful design of tools in contemporary industry requires detailed knowledge of materials' characteristics and processes in which the given tool (or a structure) would be exploited. When the subject matter are forging tools for hot working, taking into account their operating conditions - constantly present impact loading and high temperatures, one assumes that they are being manufactured from steels characterized by high strength and hardness, which remain stable at elevated temperatures, as well. Besides that, their very important characteristics should be resistance to appearance and growth of cracks that might lead to tool failure, which would then lead to production down-times, an increase in costs and time of manufacturing, productivity decay etc. However, considering that tools are inevitably being damaged during the exploitation, the question arises whether to replace the damaged tool by the new one or to repair the existing.

Nowadays, aspiration in the industry is largely based on self-sustainability, which means striving for the company's ability to solve the emerging problems within existing capacity. Considering that, the tool reparation by welding or hard-facing becomes prominent as one of the most attractive ways for solving those problems. Hard-facing, of course, is not an ideal process, since its application strongly affects properties of certain zones of the material being repaired, but a whole series of this process' advantages are imposing it as unavoidable in the tool manufacturing industry. Due to those reasons, one must know, as best as possible, the hard-facing process, material behaviour during it and has to be able to predict the material properties in the hard-faced zone, i.e. material strength in the tool operating conditions and, if possible, to predict the repaired tool's service life.

The objective of this doctoral dissertation is to show, in a systematic way, by analyzing a number of material characteristics, obtained through extensive experimental testing, the success of application of hard-facing for repair of the damaged tools made of thermally stable steels. Two types of steels were analyzed, which are used for hot forging and, accordingly, the two filler metals. That also included prescribing the hard-facing technology of plates of a certain thickness, from which the samples for experiments were prepared. Investigations included the tensile test at room and elevated temperatures, hardness testing and determination of microstructure of different zones of the hard-faced layers, impact toughness tests, as well as determination of the permanent dynamic durability of the two base metals. As the most important tests, the parameters of which can be used for estimates of the hard-faced tool's service life, were recognized as the fatigue crack growth investigation ( $da/dN$ ) in different zones of the hard-faced layers. Those tests were accompanied by the optical and SEM metallography, which served for verification of experimentally obtained results. In the end, the numerical investigation was performed of the corresponding models in the software package ANSYS and obtained results were compared to the experimental ones.

The proposed hard-facing technology, the steps that were taken during the investigation, as well as obtained results, can be of great use to the forging companies that have, in their plants, tools made of these or similar steels.

**Key words:** hot-work tool steels, hard-facing, tension, fracture energy, fatigue crack, SEM metallography, fracture mechanics, fracture analysis, FEM analysis.



## САДРЖАЈ

Предговор.....	i
Апстракт.....	iii
Abstract.....	iv
Списак слика.....	v
Списак табела.....	xii
Списак ознака.....	xiv
<b>1. УВОД.....</b>	<b>1</b>
<b>2. ТЕРМОПОСТОЈАНИ ЧЕЛИЦИ, ДОБИЈАЊЕ, ПОДЕЛА, ПРИМЕНА, ТЕРМИЧКА ОБРАДА И ЗАВАРЉИВОСТ.....</b>	<b>9</b>
<b>2.1 Добијање и примена термопостојаних челика.....</b>	<b>9</b>
<b>2.2 Термичка обрада термопостојаних челика.....</b>	<b>13</b>
2.2.1 Стање испоруке челика.....	13
2.2.2 Термичка обрада.....	14
2.2.2.1 Аустенитизација.....	14
2.2.2.2 Каљење.....	14
2.2.2.3 Отпуштање.....	15
2.2.2.4 Легирање.....	15
<b>2.3 Подела челика за рад на топло.....</b>	<b>18</b>
2.3.1 Челици за каљење у води.....	18
2.3.2 Нисколегирани челици за специјалне намене.....	19
2.3.3 Челици за алате за бризгање пластике.....	19
2.3.4 Челици отпорни на ударе.....	19
2.3.5 Челици за рад на топло.....	19
2.3.5.1 Хромни челици за рад на топло.....	19
2.3.5.2 Волфрамски челици за рад на топло.....	20
2.3.5.3 Молибденски челици за рад на топло.....	20
2.3.6 Челици за рад на хладно.....	20
2.3.6.1 Група "А" челика за рад на хладно.....	20
2.3.6.2 Група "D" челика за рад на хладно.....	21
2.3.6.3 Група "О" челика за рад на хладно.....	21
2.3.7 Брзорезни челици.....	21
<b>2.4 Заварљивост термопостојаних челика.....</b>	<b>21</b>
2.4.1 Примена параметарских једначина за оцену склоности челика према појави прслина.....	23
2.4.2 Прорачун температуре предгревања по методи Сеферијана.....	24
<b>3. ОСНОВНИ УЗРОЦИ ОШТЕЋЕЊА КОВАЧКИХ АЛАТА И ОСНОВНИ ПРИНЦИПИ РЕПАРАТУРНОГ НАВАРИВАЊА.....</b>	<b>26</b>
<b>3.1 Врсте и узроци оштећења ковачких алата.....</b>	<b>27</b>
3.1.1 Оштећења настала услед триболошких утицаја.....	30
3.1.2 Оштећења настала услед термомеханичког замора.....	34

3.1.3	Оштећења настала услед дејства корозије.....	35
<b>3.2</b>	<b>Основни принципи при репаратури наваривањем .....</b>	<b>36</b>
3.2.1	Ручно-електролучно наваривање (REL).....	43
3.2.2	Материјали за наваривање.....	46
<b>4.</b>	<b>ТОПЛОТНИ БИЛАНС И ФАЗНЕ ПРОМЕНЕ У ЧВРСТОМ СТАЊУ ПРИ НАВАРИВАЊУ ТЕРМОПОСТОЈАНИХ ЧЕЛИКА.....</b>	<b>48</b>
<b>4.1</b>	<b>Топлотни биланс при наваривању.....</b>	<b>48</b>
4.1.1	Диференцијална једначина провођења топлоте.....	48
4.1.1.1	Температурско поље при наваривању танке плоче.....	49
4.1.1.2	Температурско поље при наваривању полубесконачног (масивног) тела.....	52
4.1.1.3	Почетни и гранични услови - општи случај.....	53
4.1.2	Методe за решавање диференцијалне једначине провођења топлоте.....	54
4.1.2.1	Аналитичке методe.....	54
4.1.2.1a	Расподела температура у случају тренутног извора топлоте.....	55
4.1.2.1б	Расподела температура у случају покретног извора топлоте.....	56
4.1.2.2	Аналогне методe.....	57
4.1.2.3	Нумеричке методe.....	57
4.1.2.3a	Метода коначних разлика (МКР).....	58
4.1.2.3б	Метода коначних елемената (МКЕ).....	58
4.1.2.4	Експерименталне методe.....	59
4.1.3	Прорачун елемената температурског циклуса при наваривању.....	59
4.1.3.1	Максимална температура.....	60
4.1.3.2	Брзина хлађења.....	60
4.1.3.3	Време задржавања.....	60
4.1.3.4	Време хлађења $t_{8/5}$ .....	61
4.1.3.4a	Прорачун времена хлађења $t_{8/5}$ .....	61
4.1.3.4б	Прорачун времена $t_{8/5}$ на бази граничне дебљине лима ( $t_{8/5} = f(s_{gr})$ ).....	61
4.1.3.4в	Прорачун времена хлађења $t_{8/5}$ на основу формуле јапанских аутора (формула <i>Ito-Bessyo</i> ).....	62
<b>4.2</b>	<b>Фазне промене код челика при наваривању.....</b>	<b>63</b>
<b>4.3</b>	<b>Трансформациони дијаграми.....</b>	<b>64</b>
4.3.1	Дијаграми изотермалног разлагања аустенита (IRA, ТТТ).....	65
4.3.2	Дијаграми континуалног разлагања аустенита (ARA, КН).....	66
<b>4.4</b>	<b>Трансформациони дијаграми термopостојаних челика.....</b>	<b>67</b>
4.4.1	Одређивање структуре и тврдоће на основу експериментално измерених температурских циклуса применом КН дијаграма.....	69
<b>5.</b>	<b>ОТПУШТАЊЕ ТЕРМОПОСТОЈАНИХ ЧЕЛИКА И ОТПУСНА КРТОСТ.....</b>	<b>73</b>
<b>5.1</b>	<b>Промене при отпуштању наварених челика.....</b>	<b>74</b>
5.1.1	Промена мартензита при отпуштању наварених угљеничних челика.....	75
5.1.2	Мартензитна промена при отпуштању наварених легираних челика.....	77
5.1.3	Утицај отпуштања на механичке особине.....	79
5.1.4	Отпусна кртост легираних челика.....	79
<b>6.</b>	<b>ПРИМЕНА МЕХАНИКЕ ЛОМА ЗА ПРОЦЕНУ ОТПОРНОСТИ МАТЕРИЈАЛА НА ПОЈАВУ ПРСЛИНА.....</b>	<b>82</b>

<b>6.1 Основни облици ширења прслине</b> .....	<b>83</b>
<b>6.2 Значај и подела механике лома</b> .....	<b>84</b>
6.2.1 Линеарно-еластична механика лома .....	87
6.2.1.1 Фактор интензитета напона - $K$ .....	89
6.2.1.2 Жилавост лома - $K_{IC}$ .....	91
6.2.1.3 Пластична зона испред врха прслине .....	93
6.2.2 Еласто-пластична механика лома .....	94
6.2.2.1 Отварање врха прслине (CTOD) .....	94
6.2.2.2 $J$ - интеграл .....	97
6.2.2.3 Параметри раста заморне прслине .....	105
6.2.2.4 Појава и ширење кратких заморних прслина .....	110
<b>7. ЕКСПЕРИМЕНТАЛНА ИСТРАЖИВАЊА</b> .....	<b>118</b>
<b>7.1 План експеримента и припрема узорака</b> .....	<b>118</b>
7.1.1 Основни материјали .....	119
7.1.2 Избор додатног материјала и технологије наваривања плоча .....	124
<b>7.2 Испитивање затезањем</b> .....	<b>127</b>
7.2.1 Експериментално испитивање затезањем и одређивање кривих ојачања .....	128
7.2.2 Нумеричка анализа затезања методом коначних елемената .....	139
<b>7.3 Испитивање ударом</b> .....	<b>150</b>
<b>7.4 Мерење тврдоће и металографска испитивања</b> .....	<b>165</b>
7.4.1 Мерење тврдоће .....	165
7.4.2 Оптичка металографска испитивања .....	168
7.4.3 SEM металографска испитивања .....	172
7.4.4 Фрактографска анализа преломљених површина .....	175
7.4.4.1 Анализа регистрованих укључака .....	180
7.4.4.2 Анализа хемијског састава на месту прелома .....	184
<b>7.5 Одређивање трајне динамичке (заморне) издржљивости основних материјала</b> .....	<b>186</b>
7.5.1 Експериментално одређивање динамичке издржљивости основних материјала .....	191
<b>7.6 Одређивање параметара раста заморне прслине</b> .....	<b>195</b>
7.6.1 Експериментални резултати испитивања раста заморне прслине .....	199
7.6.2 Фрактографска анализа замором преломљених површина .....	209
<b>8. НУМЕРИЧКА АНАЛИЗА РАСТА ЗАМОРНЕ ПРСЛИНЕ</b> .....	<b>213</b>
<b>8.1 Поставка нумеричке симулације</b> .....	<b>214</b>
<b>8.2 Израда 3D модела</b> .....	<b>215</b>
<b>8.3 Резултати нумеричке симулације</b> .....	<b>217</b>
<b>9. ЗАКЉУЧАК</b> .....	<b>225</b>
<b>10. ЛИТЕРАТУРА</b> .....	<b>229</b>

## Списак слика

Слика 2.1 Процес добијања челика за рад на топло у железари Böhler Edelstahl, Капфенберг, Аустрија.....	13
Слика 3.1 Фазе топлог ковања.....	27
Слика 3.2 Схематски приказ карактеристичних оштећења гравуре ковачког алата и њихов уобичајен распоред.....	29
Слика 3.3 Приказ карактеристичних оштећења гравуре ковачког алата.....	30
Слика 3.4 Фазе које се спроводе у процесу репаратуре оштећеног алата.....	37
Слика 3.5 Фотографски приказ наварених делова: чекићи дробилице (а) и зуби багера утоваривача (б).....	39
Слика 3.6 Схематски приказ наношења навара на подлогу и изглед реалног навареног слоја.....	40
Слика 3.7 Схематски приказ припреме површине за наваривање у зависности од намене дела и радних оптерећења.....	42
Слика 3.8 Схематски приказ наваривања REL поступком.....	44
Слика 3.9 Схематски приказ изгледа типичних попречних пресека електрода за REL наваривање.....	44
Слика 3.10 Метод наношења наварених слојева код кртих метала.....	45
Слика 3.11 Могућности за наношење навара на цилиндричним површинама делова.....	45
Слика 3.12 Промена тврдоћа навара у зависности од начина наваривања.....	46
Слика 4.1 Наваривање танке плоче неограничених димензија.....	50
Слика 4.2 Топлотни биланс елемента проузрокован променом температурског градијента.....	50
Слика 4.3 Конвективна количина топлоте.....	51
Слика 4.4 Покретни координатни систем везан за извор топлоте.....	52
Слика 4.5 Основни облици схема провођења топлоте.....	55
Слика 4.6 Основни геометријски облици за случај покретног извора топлоте.....	56
Слика 4.7 Елементи температурског циклуса.....	59
Слика 4.8 Области трансформације (разлагања) потхлађеног аустенита.....	64
Слика 4.9 Дијаграм изотермалног разлагања аустенита (IRA) еутектоидног челика.....	65
Слика 4.10 КН дијаграм угљеничног подеутектоидног челика.....	67
Слика 4.11 КН дијаграм алатног термпостојаног челика X37CrMoV5-1.....	68
Слика 4.12 КН дијаграм алатног термпостојаног челика 55NiCrMoV7.....	69
Слика 4.13 Температурски циклуси ЗУТ-а навара за плоче различите дебљине.....	71
Слика 4.14 КН дијаграм термпостојаног челика 55NiCrMoV7 са унетим временима хлађења.....	72
Слика 5.1 Зависност садржаја угљеника отпуштеном мартензиту од температуре.....	75
Слика 5.2 Промена тврдоће и структуре при отпуштању угљеничног еутектоидног челика.....	76
Слика 5.3 Промена степена тетрагоналности мартензирта у зависности од температуре и времена отпуштања.....	77
Слика 5.4 Утицај температуре отпуштања на промену тврдоће неких челика.....	78
Слика 5.5 Појава секундарне тврдоће после отпуштања за 4 различите класе челика.....	78
Слика 5.6 Зависност механичких особина од температуре отпуштања.....	79
Слика 5.7 Зависност ударне жилавости челика од температуре жарења и одговарајуће брзине хлађења.....	80
Слика 6.1 Троугао механике лома.....	83
Слика 6.2 Основни типови ширења прслине.....	84

Слика 6.3 Области примене механике лома.....	84
Слика 6.4 Зависност преостале отпорности од дужине прслине .....	85
Слика 6.5 Дијаграм затезања и области механике лома .....	86
Слика 6.6 Схема Грифитовог проблема.....	88
Слика 6.7 Ивична прслина у бесконачној затегнутој плочи .....	90
Слика 6.8 Промена жилавости лома и удела равног прелома са дебљином узорка - схематски приказ.....	92
Слика 6.9 Изглед површине прелома при прелазном облику лома.....	92
Слика 6.10 Жилавост лома $K_{IC}$ у функцији од температуре за различите материјале.....	93
Слика 6.11 Пластична зона испред врха прслине.....	94
Слика 6.12 Напонско стање око врха прслине, еласто-пластично понашање материјала.....	94
Слика 6.13 Дефиниције CTOD.....	95
Слика 6.14 Модели отварања прслине.....	95
Слика 6.15 Типичне зависности сила CMOD.....	96
Слика 6.16 Путања интеграције за $J$ - интеграл .....	98
Слика 6.17 HRR поље у околини врха прслине .....	99
Слика 6.18 Стабилан раст прслине .....	100
Слика 6.19 Упоредни приказ кривих раста прслине и криве $J - R$ .....	101
Слика 6.20 Пример $R$ -криве .....	102
Слика 6.21 Практична примена $R$ -криве.....	103
Слика 6.22 Фактори који утичу на облик $R$ -криве .....	103
Слика 6.23 Узорци за савијање у три тачке.....	104
Слика 6.24 Снимак прибора за савијање у три тачке на машини за време испитивања.....	104
Слика 6.25 Зависност дужине заморне прслине од броја циклуса оптерећења.....	106
Слика 6.26 Типичан изглед криве брзине раста заморне прслине у функцији од $\Delta K$ .....	107
Слика 6.27 Утицај односа напона $R$ на облик дијаграма раста заморне прслине.....	109
Слика 6.28 Прслине настале у алату услед термичког замора (челик X40CrMoV5-1) после 4000 циклуса ковања и у навару алата репарираног применом EPP поступка после 7500 циклуса.....	110
Слика 6.29 Дијаграми кратких и дугих прслина.....	111
Слика 6.30 Фазе пропације заморне прслине (а) и зацељена прслина унутар зрна после 108 циклуса оптерећења.....	112
Слика 6.31 Дијаграм заморног века делова у присуству кратких и дугих прслина.....	114
Слика 6.32 Дефиниција и одређивање заморне прслине која може утицати на интегритет материјала.....	114
Слика 6.33 Изглед дијаграма у зависности од врсте кратких прслина.....	115
Слика 6.34 Илустрација ефекта појаве пластичне зоне око прслине при константној вредности $\Delta K$ .....	116
Слика 6.35 Смакнуте површине материјала (а), несиметрични распоред дислокација у металним зрнима (б) и формирање зона пластичности у околини прслине на супротним странама прслине (в).....	117
Слика 7.1 План експериментално-нумеричких истраживања.....	119
Слика 7.2 Дијаграми прокаљивости (а) и зависности механичких особина од температуре испитивања (б) за челик X37CrMoV5-1.....	121
Слика 7.3 Промена тврдоће (а) и механичких особина (б) при отпуштању челика 55NiCrMoV7.....	123
Слика 7.4 Режим двостепеног отпуштања за челик X37CrMoV5-1.....	123
Слика 7.5 Режим двостепеног отпуштања за 55NiCrMoV7.....	124

Слика 7.6 Редослед полагања навара.....	126
Слика 7.7 Изглед плоче пре наваривања (лево) и наварених плоча (средина и десно).....	127
Слика 7.8 Универзална хидраулична машина за испитивање затезањем ZWICK/Roell Z 100.....	127
Слика 7.9 Узорци за испитивање затезањем: технички цртеж узорка (а); узорци од челика X37CrMoV5-1 (б) и узорци од челика 55NiCrMoV7 (в).....	128
Слика 7.10 Криве стварног и техничког напона при затезању.....	129
Слика 7.11 Збирни дијаграм кривих затезања за све температуре испитивања - челик X37CrMoV5-1.....	132
Слика 7.12 Збирни дијаграм кривих затезања за све температуре испитивања - челик 55NiCrMoV7.....	132
Слика 7.13 Збирни дијаграм кривих течења за: температуре испитивања 20-650°C (а) температуре испитивања 650-700°C (б) - челик X37CrMoV5-1.....	133
Слика 7.14 Збирни дијаграм кривих течења за: температуре испитивања 20-500°C (а) температуре испитивања 500-700°C (б) - челик 55NiCrMoV7.....	133
Слика 7.15 Дијаграми затезања за челик X37CrMoV5-1 на собној температури.....	134
Слика 7.16 Дијаграми затезања за челик 55NiCrMoV7 на собној температури.....	134
Слика 7.17 Дијаграми затезања за челик X37CrMoV5-1 на 300°C.....	134
Слика 7.18 Дијаграми затезања за челик 55NiCrMoV7 на 300°C.....	134
Слика 7.19 Дијаграми затезања за челик X37CrMoV5-1 на 400°C.....	134
Слика 7.20 Дијаграми затезања за челик 55NiCrMoV7 на 400°C.....	134
Слика 7.21 Дијаграми затезања за челик X37CrMoV5-1 на 500°C.....	135
Слика 7.22 Дијаграми затезања за челик 55NiCrMoV7 на 500°C.....	135
Слика 7.23 Дијаграми затезања за челик X37CrMoV5-1 на 600°C.....	135
Слика 7.24 Дијаграми затезања за челик 55NiCrMoV7 на 600°C.....	135
Слика 7.25 Дијаграми затезања за челик X37CrMoV5-1 на 650°C.....	136
Слика 7.26 Дијаграми затезања за челик 55NiCrMoV7 на 650°C.....	136
Слика 7.27 Дијаграми затезања за челик X37CrMoV5-1 на 700°C.....	136
Слика 7.28 Дијаграми затезања за челик 55NiCrMoV7 на 700°C.....	136
Слика 7.29 Изглед узорака од челика X37CrMoV5-1 после затезања.....	137
Слика 7.30 Изглед узорака од челика 55NiCrMoV7 после затезања.....	137
Слика 7.31 Упоредни приказ кривих добијених експериментално и нумерички на температурама 20-700°C за челик X37CrMoV5-1.....	143
Слика 7.32 Упоредни приказ кривих добијених експериментално и нумерички на температурама 20-700°C за челик 55NiCrMoV7.....	144
Слика 7.33 Приказ поља напона (а) и деформација (б) на моделу епрувете у тренутку кидања за челик X37CrMoV5-1 на собној температури.....	146
Слика 7.34 Приказ поља напона (а) и деформација (б) на моделу епрувете у тренутку кидања за челик X37CrMoV5-1 на 300°C.....	146
Слика 7.35 Приказ поља напона (а) и деформација (б) на моделу епрувете у тренутку кидања за челик X37CrMoV5-1 на 400°C.....	146
Слика. 7.36 Приказ поља напона (а) и деформација (б) на моделу епрувете у тренутку кидања за челик X37CrMoV5-1 на 500°C.....	147
Слика 7.37 Приказ поља напона (а) и деформација (б) на моделу епрувете у тренутку кидања за челик X37CrMoV5-1 на 600°C.....	147
Слика 7.38 Приказ поља напона (а) и деформација (б) на моделу епрувете у тренутку кидања за челик X37CrMoV5-1 на 650°C.....	147
Слика 7.39 Приказ поља напона (а) и деформација (б) на моделу епрувете у тренутку кидања за челик X37CrMoV5-1 на 700°C.....	148

Слика 7.40 Приказ поља напона (а) деформација (б) на моделу епрувете у тренутку кидања за челик 55NiCrMoV7 на собној температури.....	148
Слика 7.41 Приказ поља напона (а) деформација (б) на моделу епрувете у тренутку кидања за челик 55NiCrMoV7 на 300°C.....	148
Слика 7.42 Приказ поља напона (а) и деформација (б) на моделу епрувете у тренутку кидања за челик 55NiCrMoV7 на 400°C.....	148
Слика 7.43 Приказ поља напона (а) и деформација (б) на моделу епрувете у тренутку кидања за челик 55NiCrMoV7 на 500°C.....	149
Слика 7.44 Приказ поља напона (а) и деформација (б) на моделу епрувете у тренутку кидања за челик 55NiCrMoV7 на 600°C.....	149
Слика 7.45 Приказ поља напона (а) и деформација (б) на моделу епрувете у тренутку кидања за челик 55NiCrMoV7 на 650°C.....	149
Слика 7.46 Приказ поља напона (а) и деформација (б) на моделу епрувете у тренутку кидања за челик 55NiCrMoV7 на 700°C.....	149
Слика 7.47 Схематски приказ савременог инструментираног клатна.....	151
Слика 7.48 Карактеристичан дијаграм сила - време за веома пластичан материјал.....	151
Слика 7.49 Типови дијаграма добијени испитивањем различитих материјала на инструментираном клатну.....	152
Слика 7.50 Изглед инструментираног клатна Schenck.....	153
Слика 7.51 Изглед наварене плоче и места исецања епрувете из чистог навара (а) и стандардна епрувета за испитивање ударне жилавости са V – зарезом.....	154
Слика 7.52 Дијаграми добијени испитивањем на инструментираном клатну за ОМ Х37CrMoV5-1 – узорак 1: а) дијаграм сила-време и б) дијаграм енергија-време.....	156
Слика 7.53 Дијаграми добијени испитивањем на инструментираном клатну за ОМ Х37CrMoV5-1 – узорак 2: а) дијаграм сила-време и б) дијаграм енергија-време.....	156
Слика 7.54 Дијаграми добијени испитивањем на инструментираном клатну за ОМ Х37CrMoV5-1 – узорак 3: а) дијаграм сила-време и б) дијаграм енергија-време.....	156
Слика 7.55 Дијаграми добијени испитивањем на инструментираном клатну за ОМ 55NiCrMoV7 – узорак 1: а) дијаграм сила-време и б) дијаграм енергија-време.....	157
Слика 7.56 Дијаграми добијени испитивањем на инструментираном клатну за ОМ 55NiCrMoV7 – узорак 2: а) дијаграм сила-време и б) дијаграм енергија-време.....	157
Слика 7.57 Дијаграми добијени испитивањем на инструментираном клатну за ОМ 55NiCrMoV7 – узорак 3: а) дијаграм сила-време и б) дијаграм енергија-време.....	157
Слика 7.58 Дијаграми добијени испитивањем на инструментираном клатну за навар УТОР 38 – узорак 1: а) дијаграм сила-време и б) дијаграм енергија-време.....	158
Слика 7.59 Дијаграми добијени испитивањем на инструментираном клатну за навар УТОР 38 – узорак 2: а) дијаграм сила-време и б) дијаграм енергија-време.....	158
Слика 7.60 Дијаграми добијени испитивањем на инструментираном клатну за навар УТОР 38 – узорак 3: а) дијаграм сила-време и б) дијаграм енергија-време.....	158
Слика 7.61 Дијаграми добијени испитивањем на инструментираном клатну за навар УТОР 55 – узорак 1: а) дијаграм сила-време и б) дијаграм енергија-време.....	159
Слика 7.62 Дијаграми добијени испитивањем на инструментираном клатну за навар УТОР 55 – узорак 2: а) дијаграм сила-време и б) дијаграм енергија-време.....	159
Слика 7.63 Дијаграми добијени испитивањем на инструментираном клатну за навар УТОР 55 – узорак 3: а) дијаграм сила-време и б) дијаграм енергија-време.....	159
Слика 7.64 Дијаграми добијени испитивањем на инструментираном клатну за ЗУТ 1 – узорак 1: а) дијаграм сила-време и б) дијаграм енергија-време.....	160
Слика 7.65 Дијаграми добијени испитивањем на инструментираном клатну за ЗУТ 1 – узорак 2: а) дијаграм сила-време и б) дијаграм енергија-време.....	160
Слика 7.66 Дијаграми добијени испитивањем на инструментираном клатну за	

ЗУТ 1 – узорак 3: а) дијаграм сила-време и б) дијаграм енергија-време .....	160
Слика 7.67 Дијаграми добијени испитивањем на инструментираном клатну за	
ЗУТ 2 – узорак 1: а) дијаграм сила-време и б) дијаграм енергија-време .....	161
Слика 7.68 Дијаграми добијени испитивањем на инструментираном клатну за	
ЗУТ 2 – узорак 2: а) дијаграм сила-време и б) дијаграм енергија-време .....	161
Слика 7.69 Дијаграми добијени испитивањем на инструментираном клатну за	
ЗУТ 2 – узорак 3: а) дијаграм сила-време и б) дијаграм енергија-време .....	161
Слика 7.70 Дијаграми добијени испитивањем на инструментираном клатну за	
ЗУТ 3 – узорак 1: а) дијаграм сила-време и б) дијаграм енергија-време .....	162
Слика 7.71 Дијаграми добијени испитивањем на инструментираном клатну за	
ЗУТ 3 – узорак 2: а) дијаграм сила-време и б) дијаграм енергија-време .....	162
Слика 7.72 Дијаграми добијени испитивањем на инструментираном клатну за	
ЗУТ 3 – узорак 3: а) дијаграм сила-време и б) дијаграм енергија-време .....	162
Слика 7.73 Дијаграми добијени испитивањем на инструментираном клатну за	
ЗУТ 4 – узорак 1: а) дијаграм сила-време и б) дијаграм енергија-време .....	163
Слика 7.74 Дијаграми добијени испитивањем на инструментираном клатну за	
ЗУТ 4 – узорак 2: а) дијаграм сила-време и б) дијаграм енергија-време .....	163
Слика 7.75 Дијаграми добијени испитивањем на инструментираном клатну за	
ЗУТ 4 – узорак 3: а) дијаграм сила-време и б) дијаграм енергија-време .....	163
Слика 7.76 Хистограмски приказ вредности енергије лома за све испитане узорке .....	164
Слика 7.77 Схема припреме металографског шлица .....	166
Слика 7.78 Дијаграм расподеле тврдоће по висини – Узорак 1 (X37CrMoV5-1 + УТОР 38) .....	166
Слика 7.79 Дијаграм расподеле тврдоће по висини – Узорак 2 (X37CrMoV5-1 + УТОР 55) .....	167
Слика 7.80 Дијаграм расподеле тврдоће по висини – Узорак 3 (55NiCrMoV7 + УТОР 38) .....	167
Слика 7.81 Дијаграм расподеле тврдоће по висини – Узорак 4 (55NiCrMoV7 + УТОР 55) .....	167
Слика 7.82 Макрографски снимци узорка: а) X37CrMoV5-1 + УТОР 38, б) X37CrMoV5-1 + УТОР 55, в) 55NiCrMoV7 + УТОР 38 и г) 55NiCrMoV7 + УТОР 55 .....	169
Слика 7.83 Микроструктура основног материјала X37CrMoV5-1 .....	170
Слика 7.84 Микроструктура основног материјала 55NiCrMoV7 .....	170
Слика 7.85 Микроструктура метала шава УТОР 38 .....	171
Слика 7.86 Микроструктура метала шава УТОР 55 .....	171
Слика 7.87 Микроструктура ЗУТ-а челика X37CrMoV5-1 .....	171
Слика 7.88 Микроструктура ЗУТ-а челика 55NiCrMoV7 .....	172
Слика 7.89 SEM микроструктура челика X37CrMoV5-1 .....	173
Слика 7.90 SEM микроструктура челика 55NiCrMoV7 .....	173
Слика 7.91 SEM микроструктура метала шава УТОР 38 .....	173
Слика 7.92 SEM микроструктура метала шава УТОР 55 .....	174
Слика 7.93 SEM микроструктура ЗУТ-а челика X37CrMoV5-1 .....	174
Слика 7.94 SEM микроструктура ЗУТ-а челика 55NiCrMoV7 .....	174
Слика 7.95 SEM снимци преломљених површина - ОМ X37CrMoV5-1 .....	176
Слика 7.96 SEM снимци преломљених површина - ОМ 55NiCrMoV7 .....	177
Слика 7.97 SEM снимци преломљених површина - УТОР 38 .....	178
Слика 7.98 SEM снимци преломљених површина - УТОР 55 .....	179
Слика 7.99 SEM снимци укључака у челику X37CrMoV5-1 .....	180
Слика 7.100 SEM снимак укључака у челику X37CrMoV5-1 са EDS анализом .....	181
Слика 7.101 SEM снимак великог укључака у челику 55NiCrMoV7 .....	182



Слика 7.102 SEM снимак укључака у челику 55NiCrMoV7	182
Слика 7.103 SEM снимци укључака у навару УТОР 55	183
Слика 7.104 Општи приказ S-N криве	186
Слика 7.105 Дијаграм стохастичких динамичких оптерећења	187
Слика 7.106 Дијаграм једносмерних и наизменичних динамичких оптерећења	187
Слика 7.107 Узорци за испитивање замора	189
Слика 7.108 Велерова крива и њена могућа модификација за велики број циклуса оптерећења	189
Слика 7.109 Схематски приказ појаве иницијалне прслине и њеног развоја у цилиндричном узорку	191
Слика 7.110 Схематски и фотографски приказ стандардне кружне епрувете за одређивање трајне динамичке издржљивости	192
Слика 7.111 Изглед серво-хидрауличног пулзатора SHIMADZU	192
Слика 7.112 S-N крива за челик X37CrMoV5-1	194
Слика 7.113 S-N крива за челик 55NiCrMoV7	194
Слика 7.114 Схематски приказ теста савијања (а) и опрема за испитивање (б)	196
Слика 7.115 Схематски приказ мерне траке и физички изглед узорка са мерном траком	196
Слика 7.116 Принцип рада мерне траке и система за мерење прираштаја прслине	197
Слика 7.117 Изглед узорка постављеног на уређај RUMUL CRACTRONIC	197
Слика 7.118 Дијаграм раста заморне прслине: основни материјал X37CrMoV5-1	199
Слика 7.119 Дијаграм раста заморне прслине челика X37CrMoV5-1	200
Слика 7.120 Дијаграм $a-N$ за челик X37CrMoV5-1	201
Слика 7.121 Дијаграм раста заморне прслине: основни материјал 55NiCrMoV7	201
Слика 7.122 Дијаграм раста заморне прслине челика 55NiCrMoV7	202
Слика 7.123 Дијаграм $a-N$ за челик 55NiCrMoV7	203
Слика 7.124 Дијаграм раста заморне прслине за навар УТОР 38	203
Слика 7.125 Дијаграм $a-N$ за навар од УТОР 38	204
Слика 7.126 Дијаграм раста заморне прслине за навар УТОР 55	204
Слика 7.127 Дијаграм $a-N$ за навар од УТОР 55	205
Слика 7.128 Дијаграм раста заморне прслине за ЗУТ челика X37CrMoV5-1	205
Слика 7.129 Дијаграм $a-N$ за ЗУТ челика X37CrMoV5-1	206
Слика 7.130 Дијаграм раста заморне прслине за ЗУТ челика 55NiCrMoV7	206
Слика 7.131 Дијаграм $a-N$ за ЗУТ челика 55NiCrMoV7	207
Слика 7.132 Дијаграм раста заморне прслине за све испитане узорке	207
Слика 7.133 Макроснимак и микроснимак преломљене површине узорка челика X37CrMoV5-1	209
Слика 7.134 Макроснимак и микроснимак снимак преломљене површине узорка челика 55NiCrMoV7	210
Слика 7.135 Макроснимак и микроснимак преломљене површине узорка наvara УТОР 38	211
Слика 7.136 Макроснимак и микроснимак преломљене површине узорка ЗУТ-а челика 55NiCrMoV7	211
Слика 8.1 3D модел епрувете са постављеним граничним условима (плава зона)	216
Слика 8.2 3D модел епрувете са задатим моментним оптерећењем (црвена зона)	216
Слика 8.3 3D модел епрувете са дефинисаном мрежом коначних елемената	216
Слика 8.4 Расподела напона у деформисаном моделу – челик X37CrMoV5-1	218
Слика 8.5 Фактори интензитета напона $K_I$ – челик X37CrMoV5-1	218
Слика 8.6 Дијаграм $a-N$ – челик X37CrMoV5-1	218
Слика 8.7 Расподела напона у деформисаном моделу – челик 55NiCrMoV7	219

Слика 8.8 Фактори интензитета напона $K_I$ – челик 55NiCrMoV7.....	219
Слика 8.9 Дијаграм $a-N$ – челик 55NiCrMoV7.....	219
Слика 8.10 Расподела напона у деформисаном моделу – навар УТОР 38.....	220
Слика 8.11 Фактори интензитета напона $K_I$ - навар УТОР 38.....	220
Слика 8.12 Дијаграм $a-N$ – навар УТОР 38.....	220
Слика 8.13 Расподела напона у деформисаном моделу – навар УТОР 55.....	221
Слика 8.14 Фактори интензитета напона $K_I$ - навар УТОР 55.....	221
Слика 8.15 Дијаграм $a-N$ – навар УТОР 55.....	221
Слика 8.16 Расподела напона у деформисаном моделу – ЗУТ челика X37CrMoV5-1.....	222
Слика 8.17 Фактори интензитета напона $K_I$ - ЗУТ челика X37CrMoV5-1.....	222
Слика 8.18 Дијаграм $a-N$ – ЗУТ челика X37CrMoV5-1.....	222
Слика 8.19 Расподела напона у деформисаном моделу – ЗУТ челика 55NiCrMoV7.....	223
Слика 8.20 Фактори интензитета напона $K_I$ - ЗУТ челика 55NiCrMoV7.....	223
Слика 8.21 Дијаграм $a-N$ – ЗУТ челика 55NiCrMoV7.....	223

## Списак табела

Табела 2.1 Утицај различитих легирајућих елемената на механичке карактеристике термопостојаних челика.....	13
Табела 2.2 Граничне вредности садржаја легирајућих елемената у челику.....	16
Табела 3.1 Својства различитих метода наваривања и препоручени додатни материјали.....	47
Табела 4.1 Упоредне вредности времена хлађења $t_{8/5}$ за дебљину $s = 7.4 \text{ mm}$ .....	70
Табела 4.2 Упоредне вредности времена хлађења $t_{8/5}$ за дебљину $s = 29 \text{ mm}$ .....	70
Табела 4.3 Услови аустенитизације, преображајне температуре и времена и максимална тврдоћа челика 55NiCrMoV7.....	72
Табела 6.1 Типови лома карактеристични за неке материјале.....	87
Табела 7.1 Ознаке коришћених челика у различитим стандардима.....	120
Табела 7.2 Хемијски састав коришћених челика.....	120
Табела 7.3 Физичке и механичке особине челика X37CrMoV5-1 у зависности од температуре.....	120
Табела 7.4 Препоручени режими отпуштања и очекиване механичке особине за челик X37CrMoV5-1 после каљења у уљу са 860°C.....	121
Табела 7.5 Препоручени режими термичке обраде и критичне температуре за челик X37CrMoV5-1.....	121
Табела 7.6 Физичке и механичке особине челика 55NiCrMoV7 у зависности од температуре.....	122
Табела 7.7 Препоручени режими отпуштања и очекиване механичке особине за челик 55NiCrMoV7.....	122
Табела 7.8 Препоручени режими термичке обраде и критичне температуре за челик 55NiCrMoV7.....	122
Табела 7.9 Параметри наваривања REL поступком.....	126
Табела 7.10 Опис додатног материјала.....	126
Табела 7.11 Комбинације основних и додатних материјала за израду узорка.....	126
Табела 7.12 Резултати испитивања затезањем на собним и повишеним температурама за челик X37CrMoV5-1.....	131
Табела 7.13 Резултати испитивања затезањем на собним и повишеним температурама за челик 55NiCrMoV7.....	131
Табела 7.14 Оријентационе вредности чврстоће челика отковка у зависности од чврстоће на хладно и температуре ковања.....	139
Табела 7.15 Експериментално и нумерички резултати затезања и Рамберг-Осгудове криве ојачања за челике X37CrMoV5-1 и 55NiCrMoV7.....	142
Табела 7.16 Процентуално одступање нумеричких од експерименталних резултата механичких карактеристика два испитивана челика.....	145
Табела 7.17 Вредности енергије лома за све зоне наварених плоча на собној температури.....	155
Табела 7.18 Хемијски састав преломљене површине узорка – челик X37CrMoV5-1.....	185
Табела 7.19 Хемијски састав преломљене површине узорка – челик 55NiCrMoV7.....	185
Табела 7.20 Хемијски састав преломљене површине узорка – навар UTOP 38.....	185
Табела 7.21 Хемијски састав преломљене површине узорка – навар UTOP 55.....	185
Табела 7.22 Резултати одређивања динамичке издржљивости на цилиндричним узорцима за челик X37CrMoV5-1.....	193
Табела 7.23 Резултати одређивања динамичке издржљивости на цилиндричним узорцима за челик 55NiCrMoV7.....	193

Табела 7.24 Остварен број циклуса оптерећења до лома и експериментално добијени параметри Парисове једначине при испитивању различитих зона наварених слојева.....	199
Табела 8.1 Механичке особине различитих зона навареног споја коришћене у симулацијама .....	217
Табела 8.2 Упоредне вредности коефицијената $S$ и $m$ и броја остварених циклуса до лома добијених експериментално и нумерички.....	224

## Списак ознака

<b>Ознака</b>	<b>Назив</b>
A	Издужење
$A_m$	Издужење при максималној сили
$a$	Дужина прслине
$a_0$	Почетна дужина прслине
$a_c$	Критична дужина прслине
ARA	Дијаграми анизотермалног распада аустенита
B	Дебљина узорка
$b_0$	Растојање атома у кристалној решетки
b	Ширина пролаза навареног електродом
${}^{t+\Delta t} \bar{\mathbf{b}}^{E*}$	Тензор напона
${}^{t+\Delta t} \bar{\mathbf{b}}^{E*} = {}^{t+\Delta t} \bar{\mathbf{F}}^t \bar{\mathbf{b}}^E {}^{t+\Delta t} \bar{\mathbf{F}}^T$	Нормална деформација ( <i>Cauchy-Green</i> еластични тензор)
$c$	Специфична топлота
C	Константа материјала (Парисов коефицијент)
$C_p$	Специфична топлота
CE	Еквивалент угљеника
$CE_m$	Модификовани еквивалент угљеника
$CE_h$	Хемијски еквивалентни угљеник
$CE_s$	Еквивалентни угљеник који зависи од дебљине
$d_0$	Мерни пречник узорка
$dQ_x$	Количина топлоте
$E$	<i>Young</i> -ов модул еластичности
ERML	Еласто-пластична механика лома
ERP	Електролучно заваривање под прахом
ERT	Електролучно заваривање под троском
${}^{t+\Delta t} \bar{\mathbf{e}}^{E*}$	Тензор деформације
${}^t \bar{e}^P$	Ефективна пластична деформација
F	Сила затезања
$ \bar{\mathbf{F}}_P $	Детерминанта градијента пластичне деформације
G	Модул смицања/клизања
G	Брзина ослобађања енергије
$\Delta G$	Показатељ склоности ка прслинама жарења

GPZ	Гасно-пламено заваривање
h	Висина навара
HB	Тврдоћа по Бринелу
HV	Тврдоћа по Викерсу
HRC	Тврдоћа по Роквелу
H.C.S.	Параметар за оцену склоности челика ка појави топлих прслина
LEML	Линеарно-еластична механика лома
$I$	Јачина струје заваривања
IRA	Дијаграми изотермалног распада аустенита
J	Watanabe-ов J фактор
$J$	Рајсов интеграл
${}^{t+\Delta t} \mathbf{J}$	Џејкобова матрица за време $t + \Delta t$
K	Крива ојачања (течења) и деформациони отпор
$K$	Фактор интензитета напона
$K_{IC}$	Жилавост лома
KV (KU)	Енергија лома при удару
$\Delta K$	Опсег фактора интензитета напона
$\Delta K_{th}$	Праг замора
$\Delta K_{eff}$	Разлика максималног напона и напона на врху прслине
$K_t$	Фактор концентрације напона
$l_0$	Мерна дужина узорка
m	Парисов коефицијент
MAG	Метал активан гас
MIG	Метал инертан гас
$M_s$	Мартензит старт
$M_f$	Мартензит финиш
N	Фактор облика споја
$N$	Број циклуса оптерећења
$N_u$	Укупан број циклуса динамичког оптерећења
$N_i$	Број циклуса потребних да настане заморна прслина
$N_p$	Број циклуса да заморна прслина порасте до критичне величине за лом
$n$	Коефицијент деформационог ојачања
$q_l$	Погонска енергија заваривања (унета топлота)
$P_{hp}$	Параметарска једначина склоности према хладним прслинама

$R_L$	Показатељ склоности ка ламеларним прслинама
$R$	Однос оптерећења $\sigma_{\min}/\sigma_{\max}$
$R_{eH}$	Горња граница течења
$R_D$	Трајна динамичка издржљивост
$R_m$	Затезна јачина (чврстоћа)
$R_{m \text{ exp}}$	Експериментална вредност затезне јачине
$R_{m \text{ num}}$	Нумеричка вредност затезне јачине
$R_{p0.2}$	Технички напон течења
$R_t$	Концентратор напона
REL	Ручно-електролучно заваривање
$s$	Дебљина
$S_0$	Површина попречног пресека узорка
$S_g$	Горњи напон динамичког оптерећења
$S_d$	Доњи напон динамичког оптерећења
${}^{t+\Delta t}\mathbf{S}$	Девиијатор тензора напона
$r$	Радијус посматране тачке
$r_p$	Радијус пластичне зоне испред врха прслине
$T$	Температура
$\Delta T$	Прираштај температуре (температурски интервал)
TIG	Тунгстен инертан гас
$T_r$	Референтна температура
$T_m$	Температура топљења
$T_p$	Температура предгревања
$T_{pr}$	Прелазна температура кртости
$t$	Време
$t_{pr}$	Време прогревања узорка
$U$	Напон заваривања
$v$	Брзина
$v_{hmin}$	Минимална брзина хлађења
$v_{kr}$	Критична брзина хлађења
$v_{krd}$	Критична брзина деформације
$V_f$	Фактор геометријског облика
$v_z$	Брзина заваривања
$W$	Ширина плоче

X	Bruscatо X фактор
Y	Коефицијент који зависи од односа дужине прслине и ширине плоче
$\alpha$	Коефицијент термичког линеарног ширења
$\alpha$	Константа деформационог ојачавања
$\Delta L$	Апсолутно издужење
$\varepsilon$	Релативна деформација
$\varepsilon_{st}$	Стварна деформација
$\varepsilon_{exp}$	Експериментална релативне вредност деформације
$\varepsilon_{num}$	Нумеричка вредност релативне деформације
$\xi$	Удаљеност од топлотног извора у правцу осе $x$ у покретном координатном систему
$\eta$	Коефицијент скалирања масе
$\lambda_A^{E*}$	Еластични члан при затезању
$\nu$	<i>Poisson</i> -ов коефицијент
$\rho$	Густина (запреминска маса)
$\sigma$	Стварни напон
$\sigma_{max}$	Максимални напон
$\sigma_{eH}$	Напон на горњој граници течења
$\sigma_{YS}$	Напон течења
$\sigma_{yv}$	Иницијални напон течења
$\sigma_w$	Предвиђена заморна јачина (чврстоћа)
$\tilde{\sigma}_{eq}$	Еквивалентни напон оштећења
$\partial T/\partial x$	Температурски градијент
$\delta_t$	СТОД
$\varphi$	Природна (логаритамска) деформација



## 1. УВОД

Термопостојани челици или челици за рад на топло спадају у групу широко коришћених материјала, пре свега у области пластичног обликовања, где се употребљавају за израду ковачких алата, калупа за ливење под притиском, ваљака за топло ваљање и др., али и у осталим гранама индустрије где се од материјала захтева да задрже добре механичке особине и на повишеним температурама. При изради отковака на алате делују вишеструко понављана ударна оптерећења која доводе до термичког замора материјала и појаве прслина чије ширење може довести до оштећења и лома алата. Оштећени алати се могу заменити новим или репарирати наваривањем, што је економски оправданије и што у последње време постаје индустријска пракса. Између осталог, циљ овог рада је да се одреди физички модел репаратурног наваривања ковачких алата, да се процене последице наваривања на структурне и механичке карактеристике основног материјала и зоне утицаја топлоте (ЗУТ) и да се испита отпорност наварених слојева на настанак и ширење заморних прслина, поготово у самом навару и подслојевима испод навара. На тај начин се могу остварити бројне уштеде (у материјалу, времену, роковима испоруке и др.) и продужити радни век алата. Такође, у раду ће бити одређени и критични напони за настанак и ширење прслина као и број циклуса до лома што је основа за контролисање и оптимизацију производног процеса. Решавање ових сложених проблема ће бити засновано на коришћењу теоријских, експерименталних и нумеричких метода истраживања, посебно механике лома, која омогућава предвиђање радног века.

Када је реч о челику као највише коришћеном материјалу у машинству, према подацима *World Steel Association* (Brussels, Belgium) [1] и других међународних извора, светска производња примарно прерађеног челика у 1900. години (прва година статистичког праћења) износила је свега 28.3 милиона тона. За нешто више од једног века, 2004. године, продукција је достигла тада рекордних 1.005 милијарди тона, да би 2019. године достигла 1.87 милијарди тона. Од тога се у Кини производи 996.3 милион тона, што је 53.3% укупне светске производње. Када је реч о легираним алатним челицима који су у овој дисертацији разматрани, 2013. године њихова производња је достигла 1.88 милиона тона, а данас је надмашила 2 милиона тона. Процене су да ће услед растуће потражње, нарочито у земљама са израженим индустријским замахом (пре свега Кина и Индија), до 2023. године та количина бити 2.5 милиона тона.

Неизбежно је споменути и то да светска индустрија алата (ковачких и ливачких) вреди више од 100 милијарди америчких долара. Према проценама аналитичара, продаја нових алата и обим њихове трговине опада са годинама управо из разлога развоја нових технологија репаратуре које омогућавају поправке и поновно коришћење похабаних и оштећених алата. Тако је обим трговине алатима у Сједињеним Америчким Државама у 2006. години износио 13.35 милијарди долара, док је 2010. тај износ био 11.7 милијарди долара. Пад трговине је последица примене различитих технологија репаратуре и тако остварених уштеда. Међутим, тренд тако израженог смањивања удела нових алата није актуелан свуда у свету. Нпр. Кина као једна од водећих светских економских сила, је предвидела пораст обима трговине алатима са 17 милијарди долара из 2010. године на 26 милијарди у 2015. години [2], а тренутни глобални економски раст намеће закључак да ће се тај тренд наставити и у предстојећим годинама. Сличан тренд се очекује и у Индији. Све наведено указује на висок ниво употребе споменутих технологија у свету.

Све напред изнето указује на велико интересовање истраживача и инжењера из различитих грана индустрије за разматрање проблема уочених при репаратури како би се на што лакши и ефикаснији начин изборили са потенцијалним проблемима. Свакако, пре почетка анализе проблема и планирања експерименталних и нумеричких истраживања, неопходно је упознати се са истраживањем у овој области објављеним у свету и код нас. Тако су поједина актуелна научна истраживања обухватила експериментално-нумеричке процедуре за процену фактора који утичу на отказ ковачких алата израђених од висококвалитетних термпостојаних челика.

У радовима [3-16] разматрана је проблематика настанка термичког замора материјала на повишеним температурама код челика за рад на топло и ковачких алата за израду различитих машинских делова, док је у радовима [17-23] изложена процедура за испитивање заварених и наварених спојева применом механике лома и одређивање параметара механике лома експерименталним и нумеричким путем, као и утицај одређених параметара на термички замор и отпорност на појаву и ширење прлина у завареним спојевима код различитих врста челика и конструкција. Такође, монографија [24] даје основне принципе примене механике лома за оцену интегритета различитих врста конструкција из аспекта лома материјала. На крају, у радовима [25-27] је обрађена и проблематика избора технологије наваривања термпостојаних челика укључујући и проучавање утицаја времена хлађења на карактеристике наварених спојева различитим методама и утврђивање тачности различитих начина одређивања времена хлађења између 800 и 500°C -  $t_{8/5}$  [28, 29].

У раду [3] је приказана анализа утицаја повишених температура на механичке карактеристике материјала и његову отпорност на термички замор и хабање код алатног челика за рад на топло са различитим врстама тврдих превлака. Експеримент је подразумевао загревање и водено хлађење узорака за 7 и 3 секунде. Као критеријум за оцену отпорности на термички замор узет је пораст дужине прлине при различитим режимима загревања и хлађења. Експериментално је доказано да наношење тврдих превлака повећава отпорност на термички замор.

Иницијалне прлине у површинским слојевима алата, настају најчешће на местима геометријских и металуршких дисконтинуитета који делују као концентратори напона при чему загревање и хлађење при експлоатацији додатно утиче на појаву термичког замора. Термички замор и појава прлина се може одложити повећањем тврдоће површинских слојева. Управо је то био циљ истраживања у раду [4] које је показало да почетна тврдоћа површинских слојева материјала алата има кључни утицај на отпорност на појаву и ширење прлина у материјалу. Такође, утврђено је и да термичка обрада тих слојева нема значајнији утицај на отпорност на настајак прлина.

У радовима [5, 6] је такође изведена анализа отпорности на термички замор две врсте челика AISI H11 (X38CrMoV5-1-EN) и AISI H13 (X40CrMoV5-1-EN) од којих се израђују кокиле за ливење силимина. Моделски узорци од ова два челика су најпре наварени а затим је анализиран утицај микроструктуре и механичких карактеристика на термички замор. Узорци су циклично загревани и хлађени водом при чему је праћен тренутак настанка прлине и критично оптерећење. Микроструктура је анализирана применом SEM микроскопије. Утврђено је да бољу отпорност на термички замор има специјални алатни челик AISI H11 (X38CrMoV5-1-EN). Слично томе, аутори рада [7] су анализирали настајак и ширење заморне прлине у челику X38CrMoV5-1 и показали да прлина у почетној фази расте веома споро до постизања прага замора када се релативно брзо шири до критичних вредности.

Сличан експеримент је приказан у раду [8] где је анализиран утицај заморних карактеристика материјала термпостојаног челика X35CrWMoV5 (AISI H12) на

настанак и ширење заморне прслине. Испитивање је изведено при нискоцикличном замору а добијени резултати показују и утицај тврдоће, температуре, геометријских и металуршких фактора концентрације напона и стање површине узорака.

У раду [9] је указано на велику примену термопостојаних челика за израду алата и на њихов значај, а затим је приказан експеримент који се састоји у загревању и хлађењу шупљих цилиндричних узорака на температурама од 170 до 850°C при чему се прати раст прслине. Анализиране су две врсте челика за рад на топло који су били подвргнути различитим врстама термичке обраде. Резултати су показали да термички замор материјала започиње на температурама од око 600°C и то при оптерећењу испод напона течења. Као највероватнији узрок наводи се пад тврдоће термопостојаних челика услед термичког замора. Такође, наглашава се да велики утицај на пад карактеристика има концентрација напона.

С друге стране, аутори рада [10] су анализирали отказе ливачких кокила израђених од термопостојаних челика услед појаве прслина мрежастог облика које су утицале како на постојаност алата тако и на квалитет производа. На испитиване узорке су нанете тврде превлаке (од карбида, нитрида, борида и др.), а затим је експериментално одређивана отпорност на термички замор. Добијени резултати су упоређивани са резултатима добијеним испитивањем узорака без тврде превлаке. Резултати су показали да оне знатно утичу на повећање отпорности на термички замор тако што су најбоље резултате имали узорци са превлаком нанетом на нитрирану основу (дуплекс превлака). Такође, утврђено је и да на раст прслине у највећој мери утичу тврдоћа и жилавост основног материјала.

У радовима [11-13] су приказани резултати истраживања узрока отказа алата за топло ковање аутомобилских компоненти. Истраживања су пратила утицај материјала алата, облика и конструкције делова, производних фаза и операција. Нитрирани ковачки алати били су оштећени после релативно кратког времена рада. Мерење тврдоће и испитивање микроструктуре површинских слојева је показало да није дошло до појаве непожељних структура у материјалу већ су разлози отказа били конструкционе природе, тј. концентратори напона. Утврђено је да су се прве прслине појавиле после приближно 2000 циклуса, а да је затим наступило њихово даље ширење.

У раду [14] приказано је истраживање отпорности на термички замор различитих додатних материјала за ласерско наваривање. Испитивана су три додатна материјала различитих садржаја силицијума (од 0.10 до 1%). Резултати добијени испитивањем наварених узорака су упоређивани са резултатима за термопостојани челик AISI H13 (X40CrMoV5-1-EN). Утврђено је да је утицај силицијума у додатном материјалу веома велики и да узорци наварени са додатним материјалом са мање силицијума имају 27 пута већу отпорност на термички замор од основног материјала који има 1% Si.

Отпорност на термомеханички замор се успешно може испитати и нумеричким путем, применом методе коначних елемената (МКЕ) што је показано у раду [15]. Заморне прслине код ковачких алата настају услед локалног прекорачења напона течења материјала изложеног цикличним термомеханичким оптерећењима. Циљ рада је био да се одреди заморна издржљивост материјала ковачког алата изложеног цикличном термомеханичком замору применом симулације методом коначних елемената. Када су нумерички добијени резултати упоређени са експерименталним, закључено је да постоји велика корелација, те произлази да нумеричке методе могу бити веома поуздане за ову врсту испитивања.

Даље се у референци [16] приказује анализа утицаја локалних напона при експлоатацији компоненте од челика за рад на топло на повишеној температури. Практично је испитивана отпорност на пузање и појаву иницијалних прслина на

повишеним температурама. На основу добијених резултата развијен је модел који може помоћи у предвиђању отказа сличних компоненти.

У раду [17] је приказана процедура за одређивање преосталог радног века делова израђених од челика за рад на повишеним температурама. Анализирани су челици код којих повишена температура доводи до пузања и пада механичких карактеристика и појаве прслина, нарочито у ЗУТ-у заварених спојева. На основу приказане процедуре могуће је предвидети преостали радни век делова.

У раду [18] су приказани резултати експерименталних истраживања отпорности према прслинама основног материјала и завареног споја при статичком и динамичком оптерећењу термостожаног челика А-387 (EN 13CrMo4-5). Испитивањем је праћен утицај хетерогености микроструктуре и механичких особина на жилавост лома и појаву и раст заморне прслине на собној и повишеној температури од 540°C.

Предвиђање појаве и ширења површинских заморних прслина било је предмет истраживања и у раду [19] који указује на неопходне услове за раст прслине, као и на утицај почетног облика и положаја прслине на њено даље ширење.

Међутим, квалитет и поузданост изведених заварених спојева у великој мери зависи и од додатног материјала и начина заваривања [20]. Одређивањем укупне енергије лома, енергије потребне за настанак и раст прслина и жилавости лома заварених спојева, може се установити квалитет завареног споја и његова поузданост у експлоатацији, нарочито при динамичким оптерећењима где жилавост лома има највећи утицај.

Испитивања заварених спојева применом механике лома се могу извести према процедурама датим у раду [21]. Споменути параметри обухватају одређивање жилавости лома  $K_{IC}$ , отварања прслине CTOD и  $J$  - интеграла. Конкретно, у наведеном раду је анализирана жилавости лома завареног споја код челика 25CrMo425 (EN).

Заморна издржљивост је била и предмет истраживања у раду [22] где је показано да она директно зависи од тврдоће и величине уочених грешака, а индиректно и од величине металног зрна, делујућег средњег напона и заосталих напона. Спроведена експериментална истраживања су се састојала од испитивања термичких циклуса на заваривачком симулатору и каљењу узорака у води, а затим одређивања отпорности на прслине у корену шави. Резултати су показали да са повећањем величине зрна опада заморна издржљивост.

У раду [23] је приказана детаљна анализа понашања прслине у микролегираном челику и завареном споју при дејству затежућих напона. Експериментална и нумеричка анализа је обухватила испитивање отпорности материјала и завареног споја са прслином у различитим зонама споја. Компарација добијених резултата је показала да се нумеричком анализом могу добити поуздани резултати и чак да се на основу расподеле напона може претпоставити правац ширења прслине. Тако се може скратити време и смањити трошкови скупих експерименталних истраживања.

У поглављу монографије [24] је дат преглед могуће примене наваривања као технологије за репаратуру оштећених ковачких алата. Аутори рада су предложили технологију наваривања и експериментална истраживања на слојевима навареним на геометријски сличним узорцима. Експериментална истраживања су обухватила мерење тврдоће, одређивање микроструктуре и отпорности на хабање према критеријуму квалитета одабраном за оцену технологије наваривања.

По сличној процедури, у радовима [25, 26] је показано како се бира најповољнија технологија наваривања ковачких алата на основу критичног времена хлађења између 800 и 500°C; такође је дата веза између времена хлађења  $t_{8/5}$  и излазних карактеристика

навара и указано је на могућност процене механичких својстава слојева испод навара у зависности од тог времена.

У раду [27] је анализиран утицај брзине хлађења на узорку од микролегираног челика. Испитивање се састојало из загревања узорака до аустенитног подручја (од 1150°C и 925°C), а затим хлађења различитим брзинама на ваздуху. Резултати испитивања микроструктуре су показали да са порастом брзине хлађења расте опасност од настанка неповољног ацикуларног ферита, мартензита и горњег бејнита и смањења жилавости и пластичности материјала што је неповољно из аспекта отпорности на замор и динамичка оптерећења.

Сходно горенаведеном ставу намеће се закључак да је неопходно што прецизније одредити температурски циклус у навареним слојевима како би се излазне карактеристике навара успешније предвиделе. То је и показано у радовима [28, 29], где је циљ експерименталног истраживања био да се дође до што поузданијег начина за одређивање температурских циклуса и времена хлађења ( $t_{8/5}$ ). Утврђено је да су резултати добијени применом термопарова најтачнији али да су и нумерички, а нарочито рачунски начини израчунавања по формули јапанских аутора (*Ito-Bessyo*) [47] веома поуздани па се могу користити у даљим истраживањима, јер је снимање циклуса термопаровима могуће углавном у лабораторијским условима.

У раду [30] анализиран је термички замор на два термпостојана челика 4Cr5MoSiV1 и 3Cr3MoV у температурском опсегу од 200 до 700°C. Отпорност на термички замор зависи од својстава отпорности и тврдоће челика на различитим температурама. Закључено је да већа тврдоћа и боље механичке особине побољшавају отпорност на појаву иницијалних прслина при термичком замору, али и да једном када се прслина појави већа тврдоћа и јачина утичу на њено лакше ширење.

Циљ истраживања у раду [31] је био анализа могућности за откривање прслина насталих за време заваривања које се у експлоатацији услед цикличног оптерећења могу ширити и довести до катастрофалног лома. Истраживање је подразумевало одређивање напона око прслине и критичних вредности које доводе до њеног ширења. Анализа је урађена методом коначних елемената, а резултати су показали да иако је испитан резервоар оптерећен само изнутра и то на притисак, у зони заварених спојева долази до формирања сложеног напонског поља које проузрокује ширење прслина. Такође, истраживањем је утврђена и критична дужина прслине при којој наступа лом.

Циљ рада [32] је анализа лома челика TRIP 780 на повишеним температурама као и деформационо ојачање при деловању једноосног затезања. Температуре испитивања су биле у границама 550-850°C. Утврђено је да степен деформације има мањи утицај на пластичност материјала на вишим температурама, друкчије речено потврђено је да високе температуре утичу на то да деформационо ојачање материјала буде мање. Иако према законима физике деформација при лому расте са порастом температуре, ипак је пораст пластичности мали, јер је степен деформационог ојачања толики да пластичност опада услед интензивног нагомилавања дислокација.

Wang и остали [33] су истраживали утицај садржаја силицијума на заварљивост челика 9Cr2WVT. Садржај Si је вариран од 0.3-1.36% а све у складу са захтевима постављеним за израду нуклеарних реактора четврте генерације. Пробни узорци са симулираном зоном утицаја топлоте и третирани су заваривачким симулатором. Садржај  $\delta$ -ферита у ЗУТ-у расте са порастом температуре и садржаја Si. С друге стране, ударна жилавост ЗУТ-а опада када се  $\delta$ -ферит излучи у облику ламела или у облику блокова. Додатак Si такође утиче и на смањење својстава отпорности ЗУТ-а. Утврђено је и да на побољшање жилавости пресудно утиче накнадна термичка обрада, а да се добра заварљивост задржава до 0.6% Si.

Medvedeva и остали су се у раду [34] бавили проблемима машинске обраде алата израђених од неколико различитих термосталних челика на бази Cr, Mo и V који су у радним условима изложени повишеним температурама. Истражен је заправо степен омекшавања материјала на тим температурама што утиче на микроструктуру и заморну издржљивост алата. Утврђено је да механичке карактеристике увелико зависе од распореда и облика карбида и граница зрна у челику, као и да су челици са већим садржајем Mo него Cr отпорнији на омекшавање на повишеним температурама.

Рад [35] представља студију о промени микроструктуре у челику 55NiCrMoV7 за време отпуштања. Микроструктура је праћена на SEM и TEM микроскопима, као и дифракционо помоћу  $x$ -зрака у циљу одређивања главних механизма омекшавања. Отпорност ка омекшавању је директно повезана са настанком и кретањем дислокација по дисконтинуитетима, као што су границе зрна, секундарни карбиди и др. Утврђена је такође јака веза између тврдоће челика и микроструктуре односно величине и расподеле карбида. На тај начин се веома брзо и лако може утврдити очекивана тврдоћа и микроструктура после отпуштања.

Аутори рада [36] су истраживали утицај температуре отпуштања на тврдоћу и микроструктуру алатног челика за рад на топло. Праћењем утицаја отпуштања откривено је да висока температура доводи до пораста комплексних карбида, али и до разлагања оштрих  $Mo_2C$  карбида и да интензитет растварања расте са температуром. Тврдоћа челика са порастом температуре постепено опада са почетних 50.5 HRC на свега 26 HRC на  $700^{\circ}C$ , док се почетна мартензитна структура постепено отпушта уз пораст удела излучених карбида.

Рад [37] приказује оптимизацију вакуумске термичке обраде високолегираних алатних челика. Жилавост лома материјала је одређена нестандартним методама на узорцима са обимним жлебом и тестом затезања епрувета са прслином. У истраживању је коришћен дијаграм отпуштања, као и промена тврдоће HRC и жилавости лома  $K_{IC}$ , да би се одредили оптимални параметри за добијање најбољих својстава материјала за тражене услове.

У прегледном раду Chen-а и осталих [38], указано је на основне узрочнике отказа кокила за ливење под притиском, као и на могућност за њихову репаратуру. Изнети су ставови који оправдавају употребу различитих конвенционалних и неконвенционалних технологија у циљу репаратуре површинских оштећења алата, што даје бројне техно-економске уштеде. Од могућих начина репаратуре највећи акценат је стављен на технологије заваривања/наваривања.

Jhavar и остали [39] су објавили сличан прегледни рад у коме је показано да се радни век алата правовременом репаратуром може вишеструко продужити. Како би репаратура различитих машинских делова била што успешнија потребно је анализирати отказе за сваки оштећени део. На тај начин ће репаратура бити оптимална, јер се тако могу отклонити сви потенцијални узрочници превременог отказа алата. Такође, у раду је приказан и економски аспект с обзиром на то да је тренутно тржиште различитих алата у земљама BRICS-a<sup>1</sup>, EU и Северној Америци процењено на око 5000 милијарди америчких долара. У раду се као главни узрочници отказа алата наводе површинске прслине и термички замор, мада је ту значајна и појава корозије, хабања и деформација гравуре. Остале грешке се односе на лоше пројектовање и употребу, неповољне радне услове, недовољно подмазивање и тсл. У раду су приказане и карактеристике највише примењиваних заваривачких техника наношења заштитног метала.

<sup>1</sup> BRICS је енглеска скраћеница који се односи на економски савез земаља са растућим развојем привреде Бразила, Русије, Индије, Кине и Јужноафричке Републике (Brazil, Russia, India, China, South Africa).

У прилог репаратури оштећених радних површина иде и истраживање приказано у раду [40], у коме су аутори показали да се репаратура површина веома успешно може извести ласерским наваривањем. У раду је предложен и модел за извођење репаратуре и дат је утицај појединих параметара наваривања на геометријске показатеље наваара.

У радовима Lee-ја и осталих [41, 42] је приказана анализа утицаја ниобијума на отпорност на пузање високолегираног мартензитног нерђајућег челика у температурском опсегу 550-620°C. Услед формирања сложених Nb преципитата на краatak рок отпорност на пузање се поправља, међутим дугорочно Nb нема повољан утицај на својства челика, штавише може му смањити јачину на мању од почетне. То се приписује процесу формирања  $\beta$ -фазе у челику уз истовремено смањење нитрида типа  $M_2N$  који легури повећава својства отпорности.

У раду [43] приказан је преглед механизма оштећења радних површина ковачких алата и неколико математичких модела који их описују. Анализирани су: термомеханички замор, абразивно хабање, оксидација и пластична деформација материјала и веза између сваког узрочника понаособ. Према објављеном истраживању, мишљење да је абразивно хабање доминантни механизам хабања алата је дискутабилно, тј. аутори су показали да сваки од наведених узрочника отказа има подједнак утицај на хабање и лом ковачких алата, истичући да он готово увек започиње појавом и ширењем прслине. Зато су исти аутори у раду [44] предложили и модел за предвиђање отказа алата који је заснован на истраживањима спроведеним на симулатору термичког замора Gleeble 3800. Симулатор је директно повезан са рачунаром и софтвером који изводи нумеричку симулацију процеса. После више лабораторијских тестова резултати су упоређени са резултатима из праксе и утврђено је велико поклапање што говори о поузданости предложеног модела.

Souki и други аутори су у свом раду [45] прво констатовали да челици са 5% Cr имају висока својства отпорности захваљујући повољној карбидној микроструктури; даље су анализирали жилавост лома и енергију потребну за настанак прслине после различитих видова термичке обраде. Резултати су показали да промена температуре аустенитизације, а тиме и величине зрна нема велики утицај на ломне способности материјала. Међутим, утврђено је да варирање параметара отпуштања значајно утиче на тврдоћу легуре, жилавост лома и отпорност на прслине.

Аутори рада [46] су се такође бавили микроструктуром и чињеницом да заостали аустенит у алатним челицима може смањити постојаност алата. Они су истражили могућности да се криогеном техником до екстремно ниских температура (тзв. субнултим третманом) може елиминисати заостали аустенит и како би се подстакло формирање фино диспергованих карбида што доводи до пораста механичких својстава. У раду су испитивани узорци од алатног термопостојаног челика H13 који су били изложени различитим видовима термичке обраде, а затим је изведено фрактографско испитивање. Резултати су показали да криогено хлађење узорака не утиче на јачину на кидање, али да повећава жилавост лома и то за око 24%.

Треба споменути и рад аутора [48] који су анализирали утицај елемената ретких земаља на микроструктуру и ударну жилавост алатних челика H13 који припадају групи Cr-Mo-V челика (X40CrMoV5-1). Резултати до којих су дошли су показали да ретке земље значајно утичу на смањење величине зрна са просечних 50  $\mu m$  на чак 25  $\mu m$  у ливеном стању али се на даље смањење величине зрна не може утицати накнадном термичком обрадом. Такође, ретке земље утичу и на модификацију укључака у челику, тј. на њихово уситњавање па се додавањем свега 0.015% елемената ретких земаља добија око 90% укључака величине мање од 2  $\mu m$  што веома повољно утиче на механичка својства челика. Коначно, легирање челика ретким земљама у количини од

0.015% значајно утиче на побољшање ударне жилавости, али се већи садржај ових елемената не препоручује због могућих контраефеката.

На крају, треба споменути и да је извршена анализа већег броја радова који се баве проблемима појаве, раста и ширења заморне прслине било да је реч о челицима који се овде истражују или о неким сличним. Истраживања [4-8, 14, 15, 39, 46] се баве сличним проблемима и указују на могућности предвиђања заморне јачине материјала у различитим условима, као и развојем тестова који на најбољи начин могу да опишу стање у материјалу за време експлоатације.

Анализа наведених радова указује на то да је ова област веома актуелна и да заокупљује пажњу великог броја истраживача. Разлог за то је циљ истраживача и металурга да стално унапређују челике, алате и процесе како би се створили услови за побољшање у неким другим областима као што је нпр. екологија. Притом, коришћење технологија репаратуре и повећање продуктивности процеса и постројења неминовно доводи до остваривања уштеда и повећању продуктивности целокупног производног процеса.

У овом, уводном делу дисертације приказана је анализа неколико карактеристичних радова који су се бавили истраживањима приближним овде разматраним проблемима, али ће у даљем тексту дисертације бити анализирано још доста радова сличне тематике.

Ова докторска дисертација је конципирана тако да се састоји из две целине:

- прва се односи на опште и теоријске напомене везане за челике који се истражују, њихово добијање и употребу, затим на ковачке алате и доминантне узрочнике отказа са освртом на поступке наваривања, и неке карактеристичне и незаобилазне факторе наваривања као што су температурски циклуси, избор додатних материјала, термичка обрада и тсл.
- друга је посвећена експерименталним и нумеричким испитивањима својстава основних материјала и наварених слојева. Експериментална испитивања обухватају испитивање затезних својстава основних материјала на собним и повишеним температурама, заморних карактеристика основних материјала и конструисање Велерове криве, мерење тврдоће и одређивање микроструктуре на навареним узорцима, испитивање ударне жилавости на узорцима из основног материјала, зоне утицаја топлоте и метала шава (навара) и одређивање отпорности на појаву и ширење заморних прслина у свим зонама навара, уз фрактографску анализу преломљених површина. Нумерички део истраживања је посвећен изради одговарајућих модела за симулирање процеса затезања на собној и повишеним температурама, као и модела за праћење појаве и ширења заморних прслина у различитим зонама навара.

Пре почетка даљих разматрања у овој дисертацији, аутор жели да укаже на коришћење неких термина који нису до сада широко заступљени у техници. Реч је о следећим појмовима: затезна јачина (чврстина), пробни узорак, динамичка издржљивост (јачина) итд., а за које сматра да су прикладнији од израза који су чешће у употреби (затезна чврстоћа, епрувета и тсл.).



## 2. ТЕРМОПОСТОЈАНИ ЧЕЛИЦИ, ДОБИЈАЊЕ, ПОДЕЛА, ПРИМЕНА, ТЕРМИЧКА ОБРАДА И ЗАВАРЉИВОСТ

Термопостојани челици тј. челици за рад на топло спадају у групу широко коришћених материјала, пре свега у области прераде метала пластичним обликовањем (деформисањем) и ливењем. Они се највише употребљавају за израду ковачких алата, ваљака за топло ваљање, калупа за ливење под притиском и др., али и у осталим гранама индустрије где се од њих захтева да имају изузетне механичке особине које се задржавају и на повишеним температурама. У току рада ковачких алата, поред повишене температуре, на њих делују вишеструко понављана ударна оптерећења која доводе до термичког замора материјала и појаве прлина чије ширење проузрокује трајна оштећења и хаварију алата. Оштећени алати се могу заменити новим или што је техно-економски вишеструко оправданије репарирати наваривањем. С обзиром на трендове и правце развоја индустрије, повећања ефикасности, продуктивности и економичности, репаратура наваривањем у последње време постаје готово неизбежна индустријска пракса.

Циљ овог рада је да се формира физички модел репаратурног наваривања оштећених ковачких алата, те да се процене последице наваривања на структурне и механичке карактеристике основног материјала, ЗУТ-а и метала шави и да се испита отпорност наварених слојева из аспекта настанка и ширења прлина, поготово у површинским слојевима материјала. Правилним избором технологије и њеном применом могу се остварити бројне уштеде (у материјалу, времену, ресурсима и др.) и продужити радни век алата. Такође, у раду ће после детаљног проучавања добијених резултата бити дат предлог како одредити критичне напоне за настанак и ширење прлина, што може олакшати контролисање и оптимизацију производног процеса. Решавање наведених проблема ће бити засновано на коришћењу теоријских, експерименталних и нумеричких метода истраживања, посебно механике лома, која омогућава предвиђање радног века алата.

Избор челика за израду алата за топло ковање није нимало једноставан. Сложени радни услови условљавају да избор челика мора да буде такав да истовремено може да поднесе и екстремно велика ударно-притисна оптерећења и високу температуру. При избору ових челика првенствено долазе у обзир нисколегирани или високолегирани челици за рад на топло (тзв. Cr-Mo-V челици). Њих карактеришу висока својства отпорности и тврдоћа, задовољавајућа жилавост и постојаност, као и отпорност на термички замор. Ови челици се и данас интензивно развијају. Челике за ковање у хладном стању треба избегавати, јер су они предвиђени за рад на нижим температурама < 300°C, па на вишим температурама може доћи до њиховог спонтаног отпуштања и пада тврдоће и постојаности.

### 2.1 ДОБИЈАЊЕ И ПРИМЕНА ТЕРМОПОСТОЈАНИХ ЧЕЛИКА

Термопостојани челици се често назвају и Cr-Mo-V челици, с обзиром на то да као легирајуће елементе готово неизоставно садрже хром, молибден и ванадијум, а често и низ других елемената, као што су никл, волфрам, ниобијум, титан и други. Од челика ове класе праве се делови парних котлова, гасне турбине, млазни (реактивни) мотори, делови војне опреме, постројења у хемијској индустрији, једном речју опрема која

дуготрајно ради на повишеним (до 600°C) и краткотрајно на високим температурама (преко 600°C).

Када је реч о термину *термопостојаност*, он се дефинише као способност челика да издржи краткотрајно и дуготрајно оптерећење на повишеним температурама. Овде се наглашава да појам термопостојаност не би требало мешати са појмом *ватроотпорност* (*ватросталност*) који означава способност челика да не мења своје особине при излагању повишеним температурама.

У поређењу са обичним нелегираним конструкционим челицима, термопостојани челици задржавају добра својства отпорности до око 300°C, а изнад тога  $R_{eH}$  и  $R_m$  мање или више опадају. Од термопостојаних челика посебно се захтева отпорност на пузање и релаксацију (појава карактеристичних за повишене температуре). Укратко се *пузање* (енгл. *creep*) може дефинисати као споро повећање издужења при дуготрајном константном оптерећењу на повишеним температурама ( $\sigma = \text{const.}$ ,  $T > 0.3 \cdot T_T = \text{const.}$ ), а *релаксација* као појава преласка еластичних деформација у пластичне ( $\epsilon_{el} \rightarrow \epsilon_{pl}$ ,  $\epsilon_T = \epsilon_{el} + \epsilon_{pl} = \text{const.}$ ). Као термопостојане легуре користе се углавном хромни челици (Cr-Mo или Cr-Mo-V), а ређе аустенитни челици (Cr-Ni са неким додацима).

*Хромни-нисколегирани* термопостојани челици намењени су за рад на температурама до 600°C, а *средњелегирани* и *високолегирани* за преко 600°C.

- *Нисколегирани* хромни челици имају ограничен садржај С до 0.3%, Cr до 3% и Мо, В (W) до 1%. Челици легирани са Cr, Мо, V примењују се за завртње и навртке, цеви грејача, прирубнице, котловске лимове, резервоаре. Могу се оптеретити практично неограничено дуго при  $T \approx 600^\circ\text{C}$  без опасности од разарања услед пузања. Користе се у побољшаном стању, а заварљиви су условно (уз предгревање и накнадну термичку обраду).
- *Средњелегирани* хромни челици садржаја 5-10% Cr, 0.5-1% Мо, а понекад V и W, користе се за делове постројења за прераду нафте, за рад са компримованим водоником или сумпор-водоником на повишеним температурама.
- *Високолегирани* хромни челици су постојани на веома високим температурама. Развијени су од познатог феритног нерђајућег челика са 12% Cr и  $C < 0.2\%$ , и додацима Мо, V, W, као и (Ti, Nb) који дају стабилније карбиде него хром ( $\text{Cr}_{23}\text{C}_6$ ). У ову групу челика спада феритни термопостојани челик применљив у гасној сумпорној средини до 1100°C.

Општепознати аустенитни челици типа 18Cr8Ni задржавају постојаност до 600°C. Знатно боља термопостојаност постиже се легирајућим елементима за отврдњавање (Мо, W), тако да врхунски челик из ове групе 25% Cr, 20% Ni, 2% Si - тзв. *Prokron 19* (*железара SIJ Metal Ravne, Ravne на Корошкем, Словенија*) има високу постојаност и на температури до 900°C, али није отпоран у сумпорној гасној средини [57].

Када је реч о челицима намењеним за израду алата за обраду метала деформисањем у топлом стању (алати за ковање и пресовање, алати за ливење под притиском, ваљци за топло ваљање и др.) морају да имају добра механичка својства (тврдоћу, чврстину и жилавост) и да задржавају та својства на повишеним температурама. Од њих се даље тражи велика отпорност на хабање, добра прокаљивост, добра топлотна проводљивост, постојаност према разугљенисавању и оксидацији, мали коефицијент линеарног ширења, као и отпорност према површинским прслинама при наизменичном загревању и хлађењу [49, 50]. Важно је да алатни челици за рад на топло нису склони ка отпусној кртости, јер се она не може технолошки отклонити брзим хлађењем (посебно масивнијих алата), већ само металуршким мерама.

У овој дисертацији је реч о алатима који раде на повишеним температурама до око 600°C, а изложени су већим статичким притисцима или ударним оптерећењима. Алатни средњеугљенични челици за рад на топло, легирани са Cr, V, Мо и 0.3-0.6% С, деле се на основу хемијског састава и услова термичке обраде у две типичне групе [50]:

- У прву групу убрајају се челици за израду матрица за пресе, делова преса за истискивање нежелезних метала и за кокиле за ливење под притиском нежелезних метала. Ови алати углавном раде под дејством статичких оптерећења, па су зато релативно дуже време у контакту са загрејаним металом (припремком) што доводи до интензивног загревања радних површина, али с друге стране они нису изложени ударним динамичким оптерећењима. Челици ове групе садрже W, као и Cr и Мо и око 0.3% С. Њихова мана је склоност ка топлим прслинама због ниске термичке проводности ових легура.
- У другу групу убрајају се челици намењени за ковачке калупе (матрице). Они су изложени ударним оптерећењима, те су стога релативно кратко време у контакту са загрејаним металом. Сходно радним условима захтевају већу тврдоћу и боља својства жилавости у поређењу са челицима прве групе. Одржавање тврдоће на високим температурама има нешто мањи значај од неопходно високе прокаливости с обзиром на велике димензије алата. Наведене захтеве испуњавају челици који садрже Cr, Ni, Мо, као и око 0.4% С. Типични представник ове групе челика је 55NiCrMoV7 (JUS: Č5742) намењен за ковачке матрице. Потребну прокаливост ових челика обезбеђују Mn, Cr, Мо и V, уз евентуалне додатке бора.

Највећи проблем при изради ковачких алата (калупа, матрица) намењених за ковање и пресовање на топло, представља њихова термичка обрада, јер она може изазвати површинско разугљенисавање што доводи до пада тврдоће и других корисних приповршинских особина, при чему се већина алата термички обрађује на тврдоћу већу од 50 HRC. Блокови ковачких алата после прекивања у три управна правца, подвргавају се потпуном жарењу при 850 до 880°C, хлађењу у пећи до око 400-300°C и потом на ваздуху. Тиме се уједначавају својства материјала, уситњавају метална зрна и отклањају заостали напони. Време када ће се алат термички обрадити није везано за врсту челика, већ за геометрију алата па се она код неких од њих изводи после механичке обраде, а код других пре ње. У случају малих и средњих алата (калупа, матрица) термичка обрада следи механичку, а у случају великих алата њој претходи. Према литературним подацима [49, 50], блокови предвиђени за израду највећих алата најчешће се уместо потпуног жарења излажу нормализацији, а затим побољшању.

Загревање ковачких алата при каљењу мора бити споро или поступно. За веће алате препоручује се нешто виша температура аустенитизације. Каљење алата (калупа, матрица) малих димензија и сложене гравуре изводи се најчешће степенасто у соним купатилима (250 до 450°C), средњих са прекидом у загрејаном уљу (40 до 70°C) до око 200-150°C, а затим на ваздуху, и најзад највећих у струји компримованог ваздуха или воденој магли (пари). Отпуштање следи одмах после каљења, на температури зависној од величине ковачког алата (матрице) и жељене тврдоће, а препоручује се да буде нешто изнад радне температуре [50-52].

Основне експлоатационе препоруке с циљем повећања века ковачких алата углавном се своде на: споро и равномерно загревање алата до око 250-300°C пре почетка рада и касније периодично жарење (после откованих две до три хиљаде комада) при температури 450-550°C (најчешће нижој од температуре отпуштања). Такав режим се зове још и ритмички рад. Последња препорука се односи на термички замор алата. Што је учесталији циклус рада ковачког алата, тим су мање осцилације

температуре радних површинских слојева. Већи, а нарочито нерегуларни прекиди у раду изазивају велике осцилације температура и убрзавају термички замор [49, 50].

Према неким истраживањима [50] при ковању пнеуматским вођеним чекићима долази до загревања алата на температуре у опсегу од 250-600°C. Степен загрејаности калуца зависи од положаја одређене зоне у гравури. Дубљи делови гравуре (слојеви испод површине који нису у директном контакту са загрејаним радним комадом) се загревају на око 250-300°C, док површински и приповршински слојеви достижу чак и до 600°C у кратким интервалима ковања.

Када је реч о примени термостояних челика она је веома разнолика. Користе се за израду различитих врста алата за ковање и истискивање на топло, алата за бризгање пластике, избацивача, заптивача на системима који раде на високим температурама, ваљака за топло ваљање и тсл. [2, 9-13, 50].

Развој алатних челика почиње појавом челика уопште, тј. од 1740. године када је сајција *Benjamin Huntsman*<sup>1</sup> истопио парче челика у ватросталној посуди. Тако је први пут добијен челик одређене јачине и чистоће, али у импровизованим условима и малим количинама. Почетак индустријске производње челика уопште, везује се за 1856. годину када је *Henry Bessemer*<sup>2</sup> изумео Бесемеров конвертор (процес), док се значајнији развој алатних челика везује за другу половину XIX века, тачније 1868. годину када је *Robert Mushet*<sup>3</sup> намерно додао волфрам у високоугљенични челик. Тада је открио да овај легирајући елемент значајно утиче на побољшање неких карактеристика челика. Иако је то откриће било веома значајно, чак наредних 30 година производили су се углавном угљенични челици. Тек 1900. године Машет патентира свој челик хемијског састава: 2% С, 2.5% Мп, 7% W, 0.5% Сг и 1.1% Si [53]. У односу на остале, овај челик је имао изузетну тврдоћу после каљења, чак и при хлађењу на ваздуху. После тога, истраживања су настављена додавањем других хемијских елемената као што су хром, никл, молибден, ванадијум и други, а циљ је остао исти – повећање перформанси челика у тешким експлоатационим условима. Развој челика би можда био интензивнији да није било неопходно истовремено развијати и опрему за хемијску и металграфску анализу. Наиме, својства челика су тада углавном одређивана на основу изгледа преломљених површина узорака што често није било довољно прецизно [53].

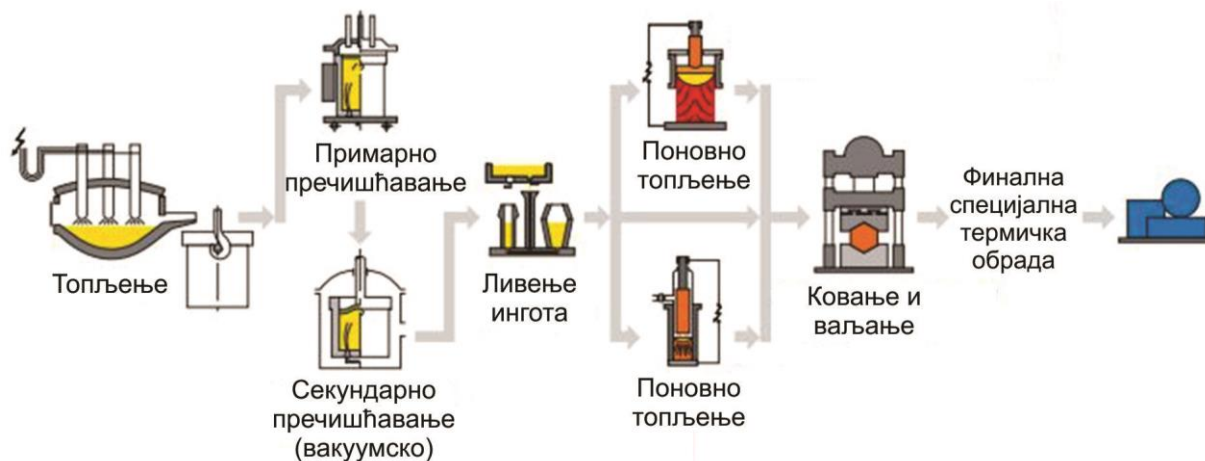
Данас је добијање термостояних челика односно, челика за рад на топло у великом развоју. Томе доприносе нови начини рафинисања и легирања челика, али и нови начини механичке и термомеханичке прераде. Постројења за добијање ових челика су аутоматизована и програмирана, тако да се термичка и механичка обрада сировог челика одвија у строго контролисаним условима. Схематски приказ производње челика за рад на топло у једној од највећих европских железара *Böhler Edelstahl* дат је на слици 2.1 [54].

---

<sup>1</sup> *Benjamin Huntsman* (1704-1776) био је енглески проналазач и произвођач ливеног челика.

<sup>2</sup> *Henry Bessemer* (1813-1898) био је енглески проналазач који је први предложио технику удвајања ваздуха/кисеоника у растопљен метал како би се добио што чистији растоп метала.

<sup>3</sup> *Robert Forester Mushet* (1811-1891) био је британски металург и индустријалац који се сматра научником који је први произвео легирани челик за комерцијалну примену. Такође, познат је и по раду на унапређењу Бесемеровог процеса добијања челика.



Слика 2.1 Процес добијања челика за рад на топло у железари Böhler Edelstahl, Капфенберг, Аустрија

## 2.2 ТЕРМИЧКА ОБРАДА ТЕРМОПОСТОЈАНИХ ЧЕЛИКА

Као што је већ речено, термопостојани челици се у великој мери разликују од других, пре свега угљеничних челика, због садржаја неких легирајућих елемената. Легирањем и погодном термичком обрадом ови челици и на високим температурама задржавају добра механичка својства, пре свега високу затезну јачину, тврдоћу и добру отпорност на хабање. Поред тога, већина ових челика има и повољну микроструктуру која се не мења и на високој температури. Тај појам се назива "топла тврдоћа" или "црвена тврдоћа", а показује ниво постојаности челика на повишеним температурама. Да би се све те повољне особине челика постигле и задржале на повишеним температурама неопходно је веома добро познавати процес легирања и термичке обраде. Утицај легирајућих елемената на карактеристике челика је приказан у табели 1 [55]. Легирајући елементи су поређани почевши од елемента са најмањим утицајем на дато својство.

Табела 2.1 Утицај различитих легирајућих елемената на механичке карактеристике термопостојаних челика

Својство	Легирајући елемент
"Црвена тврдоћа" (постојаност)	W, Mo, Co (са W или Mo), V, Cr, Mn
Отпорност на хабање	V, W, Mo, Cr, Mn
Прокаљивост	Mn, Mo, Cr, Si, Ni, V*
Кривљење при каљењу	Mo (са Cr), Cr, Mn
Отврдњавање рафинацијом зрна	V, W, Mo, Mn, Cr

\* Обезбеђује бољу прокаљивост ако се аустенитизација изведе на довољно високим температурама како би се растворили карбиди ванадијума.

### 2.2.1 Стање испоруке челика

Железаре које се баве производњом ових челика испоручују их у жареном стању, осим у случају када купац не назначи другачије. У жареном стању, структура челика за рад на топло је сфероидална, тј. основа је феритна, а угљеник и легирајући елементи су везани у облику лоптастих (глобуларних) карбида и правилно распоређени по целој

запремини. Таква микроструктура условљава и ниску тврдоћу материјала. Тада се каже да је материјал у сировом стању и да од њега може да се машинском обрадом израђују различити делови и сложени алати. Разлог за такву испоруку материјала јесте лакша машинска обрада којом се израђује гравура (нпр. глодање). После машинске обраде увек се изводи термичка обрада алата (најчешће побољшање - каљење + високо отпуштање).

## 2.2.2 Термичка обрада

### 2.2.2.1 Аустенитизација

Аустенитизација челика мора да буде потпуна како би се добила пожељна микроструктура како се при каљењу не би појавиле тзв. меке зоне (у којима после каљења није настао мартензит). Температура аустенитизације се разликује од челика до челика, а зависи од хемијског састава. Хомогенизација се може постићи довољно дугим држањем на одређеној високој температури (изнад  $A_{C3}$ ), али у подручју аустенита, како не би дошло до прегревања и пораста аустенитног зрна.

За дефинисање потребне температуре аустенитизације најбоље је поштовати препоруке произвођача који су дужни да уз испоручени материјал у сировом стању доставе и детаљну спецификацију о испитаним својствима и хемијским, механичким и физичким особинама те шарже, а понекада и дијаграме стања и трансформације датог челика у условима изотермалног (IRA) или анизотермалног хлађења (ARA). IRA и ARA дијаграми могу корисно послужити за дефинисање температуре аустенитизације, али коначна микроструктура може много да варира у зависности од степена хомогенизације зрна у појединим зонама. Препорука за време прогревања алата од термопостојаних челика је минимално 3-4 *min/mm* дебљине.

На довољно високим температурама аустенитизације неки постојећи карбиди у структури у сировом стању почињу да се растварају па долази до локалног пораста садржаја легирајућих елемената у челику [55]. Иако пораст садржаја угљеника и легирајућих елемената (осим алуминијума и кобалта) снижава температуре почетка и завршетка мартензитне трансформације, прокаљивост легираних алатних челика је уопштено речено боља [55-57].

### 2.2.2.2 Каљење

Каљење челика за рад на топло је готово неизбежна термичка обрада, јер се на тај начин добија висока тврдоћа која је основни предуслов за већу постојаност алата. Каљењем се структура добијена аустенитизацијом трансформише у мартензит, који се одликује изузетно високом тврдоћом и чврстином, али веома малом истегљивошћу [57, 58]. При каљењу треба водити рачуна о брзини хлађења, тј. о расхладном средству. Препорука је да се ове врсте челика хладе у уљу, јер хлађење у води може да доведе до појаве великих напона који могу проузроковати прслине и кривљење комада [50, 57]. Поред тога, у посуди за хлађење мора да има довољно уља да се спречи било каква дифузија угљеника и легирајућих елемената и да притом не дође до прегревања уља, јер онда трансформација аустенита у мартензит неће бити потпуна. Препорука стручњака из ове области је да количина уља зависи од масе каљеног челика. Искусвена препорука је да буде најмање 10 литара уља по једном килограму челика. Међутим, с друге стране, хлађење мора да буде довољно споро или чак прекидно, да се избегну заостали напони, прслине и промене димензија. То се дефинише прописаним режимом каљења, али се за то могу консултовати и искусни и вешти калионичари.

Према неким изворима [50], до појаве прелина неће доћи уколико разлика температура између унутрашњости комада и површине не буде већа од 150°C. Идеално хлађен материјал би после хлађења требало да има исту структуру по целој запремини. Како то није могуће, тежи се да та структура буде што уједначенија тј. да хлађење буде што равномерније.

Такође, при избору расхладног средства и прописивању режима термичке обраде, неопходно је узети у обзир и величину радног комада. Нпр. за цилиндричне или кружне делове је могуће израчунати степен хлађења на различитим удаљеностима од површине, али се за сложеније геометрије прорачун усложњава па је пожељно укључити и експериментална испитивања и нумеричке симулације.

### 2.2.2.3 Отпуштање

Мартензит добијен после каљења делова је исувише крт, па се зато после каљења обавезно изводи отпуштање. Поред својства кртости, мартензитна структура са собом носи и знатан ниво заосталих напона који могу довести до лома делова. Дobar пример за то је снижавање заосталих напона код окаљеног челика са 0.3% С са 600 МРа на свега 80 МРа после отпуштања на 550°C [57]. Дакле, суштина отпуштања је да се оштар игличасти мартензит преведе у заобљенију структуру која има већу пластичност, нижи ниво заосталих напона, као и да се заостали аустенит трансформише у друге структуре.

Када је реч о разлагању мартензита при отпуштању код угљеничних и легираних (алатних) челика оно се може поделити у 4 карактеристичне фазе о којима ће више речи бити у поглављу 5.1.

### 2.2.2.4 Легирање

Легирање представља један од начина повећања својстава отпорности и добијање повољних механичких карактеристика материјала. Алатни челици садрже легирајуће елементе који граде карбиде и у матрици отпуштеног мартензита стварају легиране карбиде велике тврдоће (1800-3000 НV). У жареном стању испоруке челика у њему постоји оптималан садржај легираних карбида од којих су неки примарни (не растварају се за време аустенитизације). Међутим, у структури може бити и секундарних карбида који се у току аустенитизације на високим температурама разлажу и супституцијски растварају у решетки  $\gamma$ -гвожђа. После хлађења они остају заробљени у решетки  $\alpha$ -гвожђа и тиме доприносе порасту тврдоће и својстава отпорности челика.

Као што је раније споменуто, сви легирајући елементи осим алуминијума и кобалта утичу на померање кривих трансформације на доле и удесно, а истовремено снижавају  $M_s$  и  $M_f$  температуре [57, 58]. Будући да су температуре почетка и завршетка мартензитне трансформације веома важне за термичку обраду, њих треба тражити од произвођача челика или их одредити рачунски према следећим формулама:

$$M_s = 500 - 333C - 34Mn - 35V - 20Cr - 17Ni - 11Mo - 10Cu - 5W + 15Co + 30Al, \text{ }^\circ\text{C}$$

$$M_f = M_s - 215, \text{ }^\circ\text{C}$$

где је садржај хемијских елемената дат у %.

Треба напоменути да се у изразу за  $M_s$  узимају само легирајући елементи који се налазе у чврстом раствору.

Иако челици за рад на топло садрже, поред волфрама и молибдена и ванадијум, ипак Мо и W утичу на нешто веће снижавање температуре него што то произлази из

горњег израза, будући да је део ових елемената везан у облику примарних карбида јер се они не растварају у аустениту.

Поред компоненти челика Fe и C, примеса Mn и Si и нечистоћа P и S, легирани челици садрже и намерно додате хемијске елементе, који се сматрају легирајућим ако их у челику има више од износа наведених у доњој табелици [59].

Табела 2.2 Граничне вредности садржаја легирајућих елемената у челику

Легирајући елементи	Mn	Si	Ni	V	Cr	W	Mo	Ti	Al	Co	Cu	Zr	Nb	B
% > од	1.65	0.60	0.30	0.10	0.30	0.30	0.08	0.05	0.30	0.30	0.40	0.05	0.06	0.0008

Већина ових елемената с гвожђем образује супституцијске чврсте растворе, осим бора (B) и азота (N) који се интерстицијски растварају у гвожђу, док Cu и Pb у челику остају у елементарном облику. Mo, Ti, V, W граде сопствене карбиде, а Cr, Mn, Mo и W комплексне (сложене) карбиде.

Челици који садрже само један легирајући елемент зову се једноструко легирани, односно вишеструко легирани ако имају више легирајућих елемената. Челици са садржајем до 5% легирајућих елемената су *нисколегирани*, а са >5%, *високолегирани*.

Структуре и особине нисколегираних челика сличне су нелегираним (угљеничним) челицима. Ипак, нисколегирани челици за специјалне примене имају предност због веће отпорности и жилавости на повишеним температурама (до 600°C).

Високолегирани челици могу бити *термопостојани* (задржавају  $R_{eH}$ ,  $R_m$  и на преко 600°C) и *ватроотпорни* (отпорни на хемијску корозију у спољашњој атмосфери и у врелим гасовима).

Легирајући елементи у челицима могу образовати:

- чврсте растворе у гвожђу (Ni, Si, Mn, Cr, V, W, Ti, Nb, Al);
- сопствене карбиде ( $Cr_7C_3$ ,  $Cr_{23}C_6$ , MoC, VC,  $W_2C$ , TiC, NbC);
- легиране карбиде ( $(Fe,Mn)_3C$ ,  $(Fe,Cr)_3C$ );
- распршене честице у елементарном стању (Cu, Pb).

У даљем тексту је приказан преглед појединих легирајућих елемената и њихов утицај на карактеристике челика [57].

*Никл* растворен у фериту повећава јачину, а задржава добру жилавост и истегљивост. Делује као графитизатор, разлаже  $Fe_3C$ , па челици богати никлом садрже мање угљеника. Посебно се Ni додаје челицима за рад на хладно (криогена техника), јер омогућава поуздан рад и на температурама чак до -200°C.

*Манган* се супституцијски раствара у фериту, тако што замењује неке атоме Fe у елементарној решетки тако се повећава  $R_{eH}$ ,  $R_m$ , а спречава *црвена ломкост*, јер везује сумпор у MnS. Челик легиран са 1% Mn употребљава се за језгра електромагнета. Од манганских челика најпознатији је *Хадфилдов челик* (~ 13% Mn, 1% C), који има велику површинску тврдоћу, јер се у приповршинским слојевима формира мартензит дејством ударног оптерећења, а не каљењем; примењује се за трамвајске и железничке скретнице, за претоварне платформе расутих материјала, за гусенице возила и тсл. Кад се похаба отврднут плитки мартензитни слој, спонтано се дејством радног ударног оптерећења поново из аустенита индукује мартензит.

*Силицијум* повећава напон течења и јачину на кидање, а смањује истегљивост и жилавост. Главни је легирајући елемент код челика за опруге (завојне, лиснате, торзионе), јер подиже границу еластичности, али погоршава заварљивост.



Хром се у нелегираним челицима може наћи као корисна примеса до 0.3%, а у легираним челицима додаје се 0.7-3.5%, док у хромовим челицима достиже 12-18%, а у Cr-Ni челицима 9-35%. Са порастом % Cr расте прокаљивост, опада заварљивост, повећава се ватропостојаност аустенитних челика у оксидационим условима (CO, CO<sub>2</sub>, H<sub>2</sub>O), али је Cr мање ефикасан од Мо и В. Услов да хромни челик буде отпоран на електрохемијску корозију, јесте да га има више од 12% [57-59]. Неки челици са више угљеника него што је потребно за формирање перлита, формирају посебне карбиде хрома (Cr<sub>23</sub>C<sub>6</sub>, Cr<sub>7</sub>C<sub>3</sub> и Cr<sub>3</sub>C<sub>2</sub>) као сегрегате по границама металних зрна што доводи до локалне међукристалне корозије. Критичан температурски интервал за појаву карбида хрома је од 500-800°C, јер због стварања карбида опада садржај хрома у чврстом раствору испод 12% што је минимум за корозивну отпорност. Хром подиже температуру A<sub>C1</sub> што успорава растварање Cr-карбида у аустениту, па је за каљење ових челика потребна виша температура и дуже прогревање него код угљеничних челика, да би се добио хомогени аустенит. Легуре Fe-Cr-C могу бити *подеутектоидне*, *еутектоидне* и *надеутектоидне*, а према структури *ледебуритне* и *феритно-карбидне*. Високохромни челици имају око два пута мању термичку проводност од угљеничних челика па о томе треба водити рачуна при загревању (нпр. при ковању и ваљању, термичкој обради и заваривању), јер може настати локално прегревање, уместо равномерне расподеле доведене топлоте. Хром је откривен 1797. године а 1876. је почео да се користи за легирање челика коме је додаван у виду феро-хром легура.

*Молибден* у конструкционим челицима садржаја 0.2-0.5%, уситњава метална зрна што доприноси повећању жилавости, прокаљивости, напона течења и затезне јачине.

*Волфрам* уситњава метална зрна при кристализацији, јер се карбиди волфрама излучују по границама зрна и коче њихов раст. Прокаљивост се незнатно повећава, а заварљивост погоршава, посебно код челика са вишим садржајем угљеника. При порасту % W расте електрични отпор, а опада термичка проводност. Волфрам такође повећава општу отпорност на корозију, као и отпорност према међукристалној корозији аустенитних челика.

*Ванадијум* се у челицима садржи у опсегу 0.20-0.85%, а код челика за рад на топло до 1-1.5%; повећава прокаљивост па самим тим погоршава заварљивост. Смањује склоност челика ка прегревању, јер карбид ванадијума (VC) спречава пораст зрна.

*Тантал* је високо карбидотворан легирајући елемент, па се често користи као стабилизатор челика отпорних на киселине, јер везује угљеник и спречава дифузију хрома из  $\gamma$ -Fe, па у чврстом раствору остаје Cr > 12%, колико је неопходно за отпорност на међукристалну корозију.

*Титан* делује као стабилизатор код нерђајућих хромних челика, јер везује угљеник и задржава Cr у чврстом раствору  $\gamma$ -Fe. Образује се такође нитрид титана нерастворљив у челику, па делује као центар кристализације при фазним променама, што даје ситнозрнасту структуру.

*Ниобијум* има велики афинитет према угљенику па образује карбид NbC; често је састојак финозрних микролегираних челика повишене јачине (Nb ≤ 0.05%). Спречава сегрегацију па код хромних нерђајућих челика умањује склоност ка прелинама на топло; ниобијум сужава аустенитно подручје, смањује прокаљивост и погоршава заварљивост.

*Бакар* се у конструкционим челицима налази намерно додат до 0.5%, јер се тиме повећавају R<sub>eH</sub> и R<sub>m</sub>, а својства пластичности (A<sub>5</sub>, Z) готово не опадају; такође Cu повећава постојаност челика изложених атмосферилијама; зато се челичне жице за заваривање у заштити гасова (CO<sub>2</sub>, Ar) заштићују танким слојем Cu (бакаришу се).

Азот, слично угљенику, повећава својства отпорности аустенитних челика на собној и повишеним температурама; предност му је што не реагује са хромом па не утиче на смањење корозивне отпорности Cr-Ni челика. Неповољно је што азот снижава својства пластичности аустенитних лимова и тиме отежава прераду на хладно (дубоко извлачење).

Алуминијум показује велику склоност ка образовању нитрида па умањује старење челика, тиме што образује стабилне нитриде; у износу од 0.02-0.2% Al уситњава зрна првобитног аустенита, јер се око њих формирају оксидне и нитридне опне ( $Al_2O_3$ , AlN) које коче пораст зрна. Мали додатак алуминијума нерђајућим челицима спречава њихову оксидацију на ваздуху и врелим гасовима, јер се на граничној површини образује заштитни слој  $Al_2O_3$ ,  $FeO \cdot Al_2O_3$ . Ако челик садржи више од 1% Al опада заварљивост.

Бор је карбидотворни елемент који знатно повећава прокаљивост челика, чак и при веома малом садржају (0.003%). Спада у легирајуће елементе који проширују  $\gamma$ -област, па у аустенитним челицима повећава термпостојаност тако што ојачава границе зрна.

## 2.3 ПОДЕЛА ЧЕЛИКА ЗА РАД НА ТОПЛО

Челици за рад на топло се могу поделити према три главне особине и то према:

1. Хемијском саставу,
2. Тврдоћи и
3. Механичким карактеристикама, а некада и према намени.

Челици за рад на топло, према хемијском саставу, могу бити [60, 61]:

1. Еутектоидни и надеутектоидни (често називани ледебуритни) челици са тврдоћом већом од 60 HRC,
2. Ледебуритни са тврдоћом од 45-55 HRC и
3. Високолегирани челици са мало угљеника и тврдоћом од 40-60 HRC.

Такође, као једна од најприхваћенијих подела јесте класификација предложена од стране Америчког института за гвожђе и челик (*American Iron and Steel Institute – AISI*), по којој се челици за рад на топло разврставају у 7 различитих група, а на основу својстава, легирајућих елемената, термичке обраде, примене и др. То су [53, 62]:

1. Челици за каљење у води,
2. Нисколегирани челици за специјалне намене,
3. Челици за алате за бризгање пластике,
4. Челици отпорни на ударе,
5. Челици за рад на топло,
6. Челици за рад на хладно и
7. Брзорезни челици.

### 2.3.1 Челици за каљење у води

Челици за каљење у води се обележавају као W група челика. То су у суштини угљенични и нисколегирани челици код којих угљеник има највећи утицај на карактеристике. Као легирајући елементи у мањем садржају могу се наћи хром и ванадијум који се додају да би рафинисали зрно и побољшали отпорност на хабање.

Челици из ове групе се могу окалити у плитком површинском слоју (неколико милиметара) и имају релативно лошу отпорност на повишеним температурама. Користе се за мања динамичка оптерећења, нпр. за алате за обраду дрвета, пластике и тсл.

### 2.3.2 Нисколегирани челици за специјалне намене

Ова врста челика се обележава као група L. Њихови главни легирајући елементи су хром и ванадијум; садржај угљеника се креће од 0.5-1.1%, а у траговима се могу наћи и никл и молибден. Релативно су добро прокаљиви, али у зависности од врсте челика из ове групе. Тако нпр. челик L2 после каљења у уљу постиже тврдоћу од 57 HRC, али на дубини од свега  $\approx 13 \text{ mm}$ , док с друге стране челик L6 при истим условима каљења постиже 60 HRC на дубини од  $\approx 7-50 \text{ mm}$  [62]. Челици ове групе се користе за израду пробијача, нискооптерећених ковачких калупа и бургија [53]. Овој групи припада један од два челика анализираних у експерименталном делу дисертације.

### 2.3.3 Челици за алате за бризгање пластике

Имају ознаку P и главни легирајући елементи су им хром и никл уз низак садржај угљеника (0.1-0.3%). Челици из ове групе P4 и P6 могу успешно да се закале и на ваздуху. Као што и сам наслов поглавља говори, користе се за израду алата за бризгање пластике који се излажу високим притисцима, али раде на температурама нижим од 200°C. Отпорни су на хабање и имају веома постојану површину када је у питању бризгање пластике, мекших метала и синтеровање (металургија праха). Недостатак им је лоша постојаност на високим температурама.

### 2.3.4 Челици отпорни на ударе

Ови челици се означавају са префиксом S, а водећи легирајући елементи су им: манган, силицијум, хром, волфрам и молибден. Садржај угљеника је ограничен на 0.5%, а често се као легирајући елемент може срести и ванадијум. Садржај силицијума је нешто виши (1-2%), јер Si доприноси повећању отпорности на појаву прслина у отпуштеним структурама. Прокаљивост и дубина окаљеног слоја код ових челика варира. Неке врсте ових челика се кале у води (S2), а неке у уљу (S1, S5, S6). Ознаке челика у групи показују да прокаљивост расте са порастом редног броја челика у групи. Уопштено речено, ову групу челика одликује висока јачина, осредња отпорност на хабање и изразито висока жилавост. Тако добра жилавост им даје веома добру отпорност на ударна оптерећења па се стога користе за израду делова ковачких чекића и преса.

### 2.3.5 Челици за рад на топло

Имају префикс H и главна карактеристика им је висока отпорност на хабање и појаву прслина на повишеним температурама. Садрже релативно мало угљеника (0.3-0.4%), али и низ легирајућих елемената. Због својих веома добрих својстава ова група челика је веома распрострањена у пракси. Челици у овој групи се деле на три мање подгрупе у зависности од главног легирајућег елемента.

#### 2.3.5.1 Хромни челици за рад на топло

Означавају се ознакама од H10 до H19. Поред 3-5% Cr садрже и волфрам и ванадијум у мањим количинама. Тврдоћа им је од 40-55 HRC уз изузетно добру

жилавост. Одликују се релативно високом  $M_s$  и  $M_f$  температуром и великом прокаљивошћу до 300 *mm*. Најчешће се користе за израду ковачких алата и ливачких кокила. Овој групи припада један од анализираних челика у овој дисертацији.

### 2.3.5.2 Волфрамски челици за рад на топло

Ови челици такође припадају групи Н али заузимају места од Н21 до Н26. Начелно, веома личе на брзорезне челике, јер садрже сличне легирајуће елементе али нешто мање угљеника. Када је реч о својствима, она су слична брзорезним челицима, али им је жилавост већа. Низ легирајућих елемената у овим челицима омогућава им да постигну тврдоћу од 40-55 HRC која је постојана и на високим температурама. Од свих алатних челика, група Н је најтврђа. Најчешће се кале у уљу или соном купатилу, мада се могу закалити и на струји ваздуха. Користе се за израду алата за истискивање (екструзију) легура бакра и алуминијума.

### 2.3.5.3 Молибденски челици за рад на топло

Заузимају места Н42 и Н43 и тренутно постоје само две класе ових челика. Као водећи легирајући елементи издвајају се молибден, хром и ванадијум, уз средњи садржај угљеника. Оно што ове челике истиче јесте нижа цена у односу на волфрамске термопостојане челике због јефтине термичке обраде.

### 2.3.6 Челици за рад на хладно

Ови челици немају велику отпорност на повишеним температурама па се зато користе за израду алата који раде у условима када су максималне радне температуре ниже од 250°C.

Могу се поделити на три групе:

1. А – закаљиве на ваздуху,
2. D – високоугљеничне и хромне и
3. О – закаљиве у уљу.

Легирајући елемент са највећим утицајем није изражен већ је то најчешће више различитих елемената који обезбеђују релативно добре механичке особине, али само на собним температурама. Велика предност ових челика је њихова велика отпорност на кривљење при термичкој обради па се чак и танки алати могу окалити без опасности да дође до трајних деформација.

#### 2.3.6.1 Група "А" челика за рад на хладно

Ова група челика се најчешће подвргава каљењу у уљу или на ваздуху при чему може да се постигне тврдоћа од 59-60 HRC и то до дубине од 100-120 *mm*. Као што је горенаведено, одликује их веома добра прокаљивост и стабилност димензија па се са лакоћом могу калити и алати мањих димензија. Такође, распоред карбида у структури је равномеран и хомоген. Главни легирајући елементи, поред угљеника као компоненте, су: молибден, хром и манган. Понекад се челици из ове групе називају и хромни или мангански у зависности од садржаја ових елемената у челику. Истраживања су показала да хромни челици имају бољу отпорност на повишеним температурама, док мангански могу да се довољно прокале и на нешто нижим температурама [56]. С обзиром на високу стабилност при термичкој обради ова група челика је погодна за израду прецизних алата.

### 2.3.6.2 Група "D" челика за рад на хладно

Водећи легирајући елементи ове групе челика су угљеник (0.5-1.35%) и хром ( $\approx 12\%$ ) у садржајима који омогућавају постојаност тврдоће на високим температурама. Челике са вишим садржајима угљеника одликује фина микроструктура са великим бројем ситних карбида што овим челицима обезбеђује и добру отпорност на хабање. У поређењу са челицима из осталих група подложни су деформацијама при каљењу и појави прслина. Ови челици се користе за израду алата за дубоко извлачење, просецање, пробијање и тсл.

### 2.3.6.3 Група "O" челика за рад на хладно

Челици који припадају овој групи имају повишен садржај угљеника и нешто нижи садржај главних легирајућих елемената. Због тога се могу калити само у уљу и одликује их нешто лошија прокаљивост у односу на групу А. Такође, због ниског садржаја легирајућих елемената (углавном су присутни карбиди гвожђа), отпорност на хабање је нешто лошија. Велика предност ове групе челика је ниска цена па се зато доста користе за алате кратког дејства силе и нижег оптерећења, као што су алати за просецање и пробијање, мерна опрема и др.

### 2.3.7 Брзорезни челици

По дефиницији, брзорезни челици због свог хемијског састава имају високу тврдоћу која је постојана и на високим температурама. Као што њихов назив говори, користе се углавном за израду алата за резање. Поред угљеника, садрже до 20% легирајућих елемената међу којима су главни волфрам, хром, ванадијум и кобалт.

Деле се на две групе: М (молибденске) и Т (волфрамске) у зависности од садржаја елемента у челику. Одликује их веома висока тврдоћа (65-70 HRC) и добра отпорност на хабање постојана и на високим температурама, али нешто нижа истегљивост.

Будући да ови челици нису предмет докторске дисертације овде се даље неће разматрати, а више о њима се може наћи у одговарајућој литератури [57].

## 2.4 ЗАВАРЉИВОСТ ТЕРМОПОСТОЈАНИХ ЧЕЛИКА

Под појмом заварљивост подразумева се сложено својство које омогућава извођење завареног споја тражених особина а које се тиче материјала, технологије и конструкције. Које се особине траже зависи од намене завареног споја; у једном случају може се захтевати равномерност механичких особина, у другом корозивних особина, у трећем електричних и тсл. С обзиром на комплексност појма заварљивости, посебно се разматрају **металуршка заварљивост** у смислу погодности материјала за заваривање, **технолошка заварљивост** у смислу могућности заваривања одређеним поступком и **конструкциона заварљивост** у смислу поузданости изведеног споја, па и подсклопова, склопова и целе конструкције.

Због специфичних услова образовања завареног споја - металуршких реакција које се одвијају брзо, деловања сопствених напона и деформација и др., у шаву и зони утицаја топлоте (ЗУТ) могу настати различите грешке. То су најчешће *прслине*, *порозност*, *укључци троске*, *непроваривање* (по страницама и дебљини) и *заједи*. Штетан утицај тих грешака оцењује се према концентрацији напона, а не према смањењу попречног пресека. То даље значи да се могу допустити заобљени дефекти типа гасних мехурова и укључака троске, а не допуштају се прслине, неповари и други концентратори напона. Зато су, за

процену склоности заварених спојева ка најопаснијим грешкама - прслинама, развијене рачунске методе, технолошке пробе и лабораторијска испитивања која често укључују и механику лома. При оцени глобалне заварљивости, наведене методе се међусобно допуњују, јер је појединачна процена непоуздана.

Cr-Mo челици се махом примењују у енергетици, петрохемији и авио индустрији. Обично садрже (0.1-0.2)% C, (0.3-0.6)% Mn, (0.1-0.5)% Si, (0.7-10)% Cr, (0.45-1.1)% Mo и S и P ≈ 0.03%.

C обзиром на заварљивост посебно се разматрају челици типа: 0.5Cr-0.5Mo; 1.25Cr-0.5Mo; 2.25Cr-1Mo; (4-6)Cr-0.5Mo и нисколегирани Cr-Mo челици за авионску индустрију.

Челик типа 0.5Cr-0.5Mo заварује се свим поступцима, али је за лимове дебљине мање од 2 mm најбоље применити гасно заваривање, а за веће од 2 mm REL, TIG или MIG метод. За тање лимове потребно је предгревање на 100°C, а за дебље лимове на 150-200°C. Понекад се после заваривања спој отпушта на 650°C у току од 2 h, у случајевима када шав треба омекшати. Додатни материјал за гасно заваривање треба да је истог састава као и основни уз обавезну примену топитеља како би се спречила оксидација Cr и Mo.

За гасно заваривање ових челика користи се неутралан пламен, јер чак и минимални вишак кисеоника изазива настанак гасних мехурова, порозности и оксидацију. Редукујући пламен такође је штетан, јер вишак ацетилена наугљенисава метал шава и тиме повећава кртост завареног споја. Код ручног електролучног (REL) поступка најчешће се примењују базичне електроде, које по хемијском саставу одговарају саставу основног материјала. Челици типа 1.25Cr-0.5Mo такође се заварују уз примену предгревања на око 200°C и помоћу базичних електрода. Челици типа 2.25Cr-1Mo се користе за делове опреме термоцентрали који раде на температури вишој од 540°C. Америчко друштво за заваривање (AWS) препоручује предгревање на 150°C за лимове дебљине 10 mm, затим накнадно загревање на 730°C и отпуштање на 650°C у току од пола сата, непосредно после заваривања. Челици типа (4-6)Cr-0.5Mo се примењују за опрему у нафтној индустрији. Могу се заварити хомогеним спојем (електроде истог састава као OM) или хетерогеним (аустенитне електроде). Који год да се спој изводи потребно је обезбедити предгревање на око 300°C.

Својства заварљивости код ових челика у великој мери зависе од хемијског састава. Познато је да угљеник има највећи утицај на заварљивост, јер доводи до закаљивања у ЗУТ-у и стварања карбида код легираних челика. Зато се угљеник у овим челицима најчешће ограничава на мах 0.25% јер ће о остали легирајући елементи додатно утицати на погоршање заварљивости.

У специјализованој литератури може се наћи велики број израза чијим решавањем је могуће израчунати и квантитативно проценити заварљивост помоћу параметра CE (хемијски еквивалентни угљеник) [63, 64]. За прорачун CE код нисколегираних челика највише се користе следећи изрази [63-66]:

$$CE = C + \frac{Mn}{6} + \frac{Cr + Mo + V}{5} + \frac{Ni + Cu}{15}, \% ; \quad (2.1)$$

$$CE = C + \frac{Mn}{6} + \frac{Si}{24} + \frac{Ni}{40} + \frac{Cr}{5} + \frac{Mo}{4} + \frac{V}{14}, \% ; \quad (2.2)$$

$$CE = C + \frac{Mn}{20} + \frac{Ni}{15} + \frac{Cr + Mo + V}{10} . \% . \quad (2.3)$$

Дејство температурских циклуса заваривања може довести до пораста тврдоће и закаљења у ЗУТ-у. С обзиром на то, између СЕ и максималне тврдоће у ЗУТ-у дефинисана је веза као:

$$HV_{\max} = 1200 \cdot CE - 200, \quad (2.4)$$

односно,

$$HV_{\max} = 1200 \cdot CE - 260, \quad (2.5)$$

која важи у опсегу  $0.2\% < CE < 0.6\%$ . За веће вредности СЕ корелација више није линеарна.

Уз велика упрошћења и занемаривањем једног дела утицајних фактора, сматра се да је челик заварљив ако коначна тврдоћа у ЗУТ-у није већа од 350 HV (сматра се да до ове тврдоће не настаје мартензит). Овако дефинисана гранична тврдоћа се добија при  $CE = 0.45\%$ , па се сматра да су челици са  $CE < 0.45\%$  заварљиви без примене посебних мера, а за заваривање челика са  $CE > 0.45\%$  је неопходно је применити посебне мере тј. они су условно заварљиви [63].

Појава структура каљења при разлагању аустенита може се избећи избором погодних режима заваривања и/или применом предгревања. Обе методе смањују брзину хлађења у зони најмање стабилности аустенита, односно продужавају време хлађења ( $t_{8/5}$ ), па неће доћи до настанка структура каљења (мартензит и доњи бејнит). За одређивање температуре предгревања користи се формула Сеферијана и метода BWRA.

#### **2.4.1 Примена параметарских једначина за оцену склоности челика према појави прслина**

Параметарске једначине су првенствено развијене за оцену заварљивости челика повишене јачине, с тим што се одређује њихова склоност ка прслинама. Прслине које се најчешће анализирају овим методама се деле на:

- топле (вруће),
- хладне (водоничне),
- ламеларне и
- прслине жарења.

Код различитих врста челика могу настати неке од споменутих прслина, а склоност ка прслинама се може оценити параметарским једначинама. Оне се могу појавити у металу шава или навару (када се карактеришу као кристализационе или солидусне) и у ЗУТ-у (ликвационе или подсолидусне), а по облику могу бити уздужне и попречне према оси завара. Такође, прслине се могу разврстати и према температури на којој настају као топле прслине ако настају на високим температурама или хладне прслине када се јаве на ниским температурама.

Параметарске једначине за оцену склоности челика према појави прслина се групишу према врсти прслина за које се примењују. Тако нпр. за оцену склоности челика на топле прслине постоји више различитих израза који су настали на различитим местима. Руски извори дају формуле за процену која се заснива на израчунавању модификованог еквивалентног угљеника, а са друге стране за сличну проблематику јапански аутори предлажу једначину HCS (*енгл. Hot Crack Sensitivity*) [63]. Обе једначине дају погодне резултате тако да се могу сматрати за валидне.

Слична је процедура за оцену склоности челика према хладним прслинама. Иако настају на ниским температурама и изазива их присуство дифундованог водоника, крте мартензитне структуре и заосталих напона и њих је могуће на неки начин предвидети. За хладне прслине, такође постоји више различитих извора као што су чешки који склоност челика ка појави хладних прслина процењују параметром  $P_{hp}$  или јапански са параметром  $P_C$  [63]. Појава хладних прслина се у великој мери може избећи применом предгревања, стога изрази предложени од стране горенаведених аутора обично прате и изрази за прорачун температуре предгревања. Више информација о тој проблематици могуће је наћи у специјализованој литератури [63].

Ламеларне прслине се најчешће јављају у ЗУТ-у завариваног предмета у правцу дебљине основног материјала (плоче) у којој делују затежући напони. По свом облику најчешће су степенасте и јављају се при заваривању/наваривању дебљих делова. Поред делујућег напона по дебљини плоче, ове прслине проузрокује и присуство тракастих сулфидних и фосфидних укључака. Полазећи од тога, јапански аутори су предложили параметарску једначину за оцену склоности ка овим прслинама израчунавањем параметра  $P_L$  [63].

Прслине жарења могу се јавити при термичкој обради а најчешће при жарењу за смањење напона. Тешко се откривају јер је термичка обрада често последња технолошка операција. Прслине жарења могу настати и као последица ширења хладних и топлих прслина. Могу бити нискотемпературске када се јаве у температурском интервалу од 200-300°C и високотемпературске када настају на вишим температурама. Важно је истаћи да се појава прслина жарења може спречити и то применом два начина. Први начин се састоји из спорог загревања делова до температуре око 300°C (нарочито на спојевима од елемената велике дебљине и масе и на местима концентратора напона, као што су покривни завари или навари). Други начин се више примењује јер се одмах по формирању споја и хлађења до тзв. прелазне температуре (око 150 - 350°C), даље наставља са загревањем до температуре жарења [63, 64]; на тај начин се скраћује процедура и штеди енергија. Процена склоности челика ка појави прслина жарења се може извести према више извора а најзаступљеније су параметарске једначине за израчунавање параметра  $\Delta G$  код челика са  $C \leq 0.18 \%$  и  $Cr \leq 1.5 \%$  или параметра  $P_z$  [63]. Такође, у случају да је потребно извршити међусобно поређење склоности различитих врста челика ка прслинама жарења примењује се параметарска једначина за израчунавање параметра  $SP$  [66].

Више информација о наведеној проблематици параметарских једначина, као и детаљнија појашњења о природи ових прслина и њиховом утицају на заварљивост могуће је наћи у специјализованој литератури [63].

#### 2.4.2 Прорачун температуре предгревања по методи Сеферијана

Већина челика, а нарочито челици повишене јачине, склони су ка појави хладних прслина, па се предузимају мере да се оне спрече; то се углавном односи на примену таквих технологија заваривања које искључују трансформациону крстост. Хладне прслине ће настати ако се у ЗУТ-у појаве мартензитна или структура доњег бејнита, уз истовремено знатну количину дифундованог водоника и дејство затежућих напона. Последња два фактора условљена су конструкционо-технолошким решењима, те се на њих не може значајније утицати. Стога, остаје могућност да се избегну структуре каљења при трансформацији аустенита, што се углавном постиже повећањем уноса топлоте (линијске енергије заваривања) или предгревањем; у оба случаја смањује се брзина хлађења при температури најмање стабилности аустенита.



За прорачун температуре предгревања највише се користи формула Сеферијана [63-67, 128]:

$$T_P = 350 \cdot \sqrt{|CE|_u - 0.25}, \text{ } ^\circ\text{C}, \quad (2.6)$$

где је:

$|CE|_u = |CE|_h + |CE|_s$  - укупни еквивалентни угљеник,

$|CE|_h$  - хемијски еквивалентни угљеник одређује се по формули:

$$|CE|_h = C + \frac{Mn + Cr}{9} + \frac{Ni}{18} + \frac{7 \cdot Mo}{90},$$

$|CE|_s$  - еквивалентни угљеник зависи од дебљине ( $s$ ,  $mm$ ), према изразу:

$$|CE|_s = 0.005 \cdot s \cdot |CE|_h, \text{ односно,}$$

$$|CE|_u = |CE|_h \cdot (1 + 0.005 \cdot s), \text{ } \%$$

Знатно је сложеније одређивање температуре предгревања ( $T_P$ ) по методи BWRA (*British Welding Research Association*), и углавном се данас мање примењује.

Са гледишта поспешивања дифузије водоника из области завареног споја, велики значај има и накнадно загревање завара или шава одмах после заваривања. Уношењем врућег завареног споја у пећ  $T=100-200^\circ\text{C}$ , чим се заврши заваривање, знатно се смањује брзина хлађења при температурама испод  $300^\circ\text{C}$ . У случају да се отпуштање напона не може извести одмах после заваривања, комплетан заварени спој се може држати у пећи при температури која омогућава да се аустенит трансформише у повољнију микроструктуру од мартензита. Ова накнадна термичка обрада такође поспешује дифузију водоника из радног предмета. За већину угљеничних челика температура жарења износи  $590-675^\circ\text{C}$ . За конструкционе челике повишене јачине често је довољно накнадно загревање у току 30 до 60 минута при  $100-150^\circ\text{C}$ , док је за делове дебље од  $40\text{ mm}$  понекад потребно накнадно загревање од неколико сати (3 до 5 сати). При заваривању предмета веома великих пресека (нпр.  $300\text{ mm}$ ) заваривање мора више пута да се прекида и примени накнадно догревање чиме се добијају поуздани заварени спојеви [50, 63, 64].

### 3. ОСНОВНИ УЗРОЦИ ОШТЕЋЕЊА КОВАЧКИХ АЛАТА И ОСНОВНИ ПРИНЦИПИ РЕПАРАТУРНОГ НАВАРИВАЊА

Анализом бројних радова и увидом у изворе [2, 50, 53, 55, 56, 60, 62] установљено је да постоје различити узроци превременог отказа разних делова машина, уређаја и њихових елемената у експлоатационим условима. Према разним ауторима, откази и застоји су различито класификовани, као и њихов удео, све у зависности од разматране индустријске гране. За нас је од највећег значаја репаратура делова, машина и опреме оштећених у условима триболошких процеса (нормалног хабања). Бројна истраживања показују [11-13, 19, 26, 50, 68] да је више од 50% свих оштећења и неисправности проузроковано триболошким процесима током дуготрајног рада. Остатак се односи на термички и механички замор, корозију, оштећења за време транспорта и складиштења и др. Из тог разлога је за избор одговарајуће методе и технологије наваривања најпре неопходно утврдити механизме оштећења појединих делова у контакту. Разуме се, осим репаратуре делова оштећених у раду, у пракси се изводи и репаратура других делова и из других разлога (хаваријско хабање, одливци израђени са грешком и тсл.). Одговорни делови машина, склопова, уређаја углавном се израђују од веома скувих легура па се репаратуром осим скраћења времена застоја рада појединих машина постиже и уштеда у цени самог материјала и његове машинске обраде на коначне димензије. Анализе неких аутора [2, 13, 25, 26, 50, 68-72] су показале да је техно-економски најоправданије да се оштећени делови регенеришу (наношењем превлака) неком од заваривачких метода. У највећем броју случајева критеријум за извођење репаратуре је тај, да цена поправке дела не надмаши цену израде тог новог дела. Ово је посебно значајно код делова великих димензија и масовне производње, док се код уникатних машина и њихових делова репаратура често изводи без обзира на цену.

Пошто је предмет ове докторске дисертације постојаност ковачких алата, она ће бити посебно разматрана као функција зависна од низа фактора, од којих су најизраженији: конструкција алата (пре свега мали радијуси на гравури), начин израде, неправилан избор материјала и термичке обраде алата, неповољни услови складиштења и др. Сви узрочници отказа алата се разврставају у: катастрофалне, производне и експлоатационе [2].

У експлоатационе катастрофалне узроке се убрајају: лоше конструисање алата, случајни/изненадни отказ, неадекватно складиштење и неадекватан транспорт.

Лоше конструисање алата односи се на недовољно велике радијусе или оштре ивице које делују као концентратори напона и потенцијалне иницијалне прслине. Изненадни откази се никако не могу предвидети, а најчешће су резултат неких недозвољених грешака у материјалу које потичу још од процеса производње челика или израде алата. Такође, иако на први поглед изгледа небитно, ту спада и правилно складиштење алата када они нису у употреби (производњи). Услед излагања алата непотребним атмосферским или хемијским утицајима могуће је да се појаве корозивна оштећења или оксидација појединих зона алата. Процене су да је чак 62% свих оштећених алата за хладно ковање и истискивање претрпело неки вид оштећења за време складиштења или транспорта [73]. На крају, транспорт алата такође се мора обавити по унапред дефинисаним процедурама како би се избегло свако оштећење.

Када је реч о условима израде алата, почиње се од анализе материјала од којег алат треба направити. Уз испоручен материјал обавезан је одговарајући сертификат о конкретној шаржи како би се елиминисала могућност уградње материјала

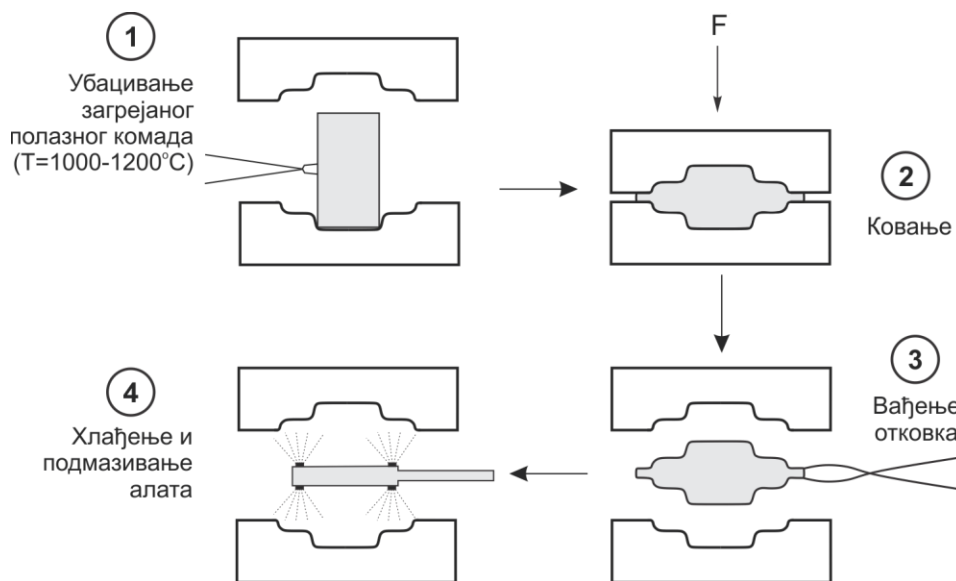
неодговарајућег квалитета. После тога се у обзир узимају производни процеси предвиђени за израду алата. Ту се пре свега мисли на машинску обраду, али и на термичку обраду пре и после машинске обраде. Избор неодговарајућих параметара обраде глодањем, као доминантног вида обраде при изради ових алата, као и недовољна употреба средстава за хлађење и подмазивање у зони резања, може довести до појаве малих (иницијалних) прслина у површинским слојевима материјала који долазе у контакт са глодалом [74]. Такође, лоше извођење одабраног режима термичке обраде може довести до смањене жилавости и динамичке издржљивости алата [2].

Неповољни експлоатациони услови најчешће проузрокују отказе алата. У те услове спадају: режим рада тј. очекивана оптерећења, погодност материјала за дате сврхе и могуће репаратуре. У највећем броју случајева, механизам отказа (термички или механички замор, хабање или пластична деформација) се везује за експлоатационе услове. Тако су нпр. алати за рад на топло склонији појави прслина, термичког замора, интензивног хабања и корозије, док су са друге стране алати за рад на хладно склони појави заморних прслина на местима радијуса и концентрације напона [2, 11]. Поред тога, делује и површинска оксидација, пад механичких особина услед пораста температуре и др.

### 3.1 ВРСТЕ И УЗРОЦИ ОШТЕЋЕЊА КОВАЧКИХ АЛАТА

Већ је споменуто, да су ковачки алати при раду изложени многобројним циклички понављаним оптерећењима, те после одређеног времена долази до оштећења гравуре што се одражава на промену облика и димензија отковака, па се алат мора заменити новим или репарирати. Притом су услови рада код топлог ковања далеко неповољнији него при обради деформисањем на хладно, јер су код рада на топло температуре радних комада најчешће изнад  $1000^{\circ}\text{C}$ , а површински слојеви калуца (алата) достижу температуре од  $550\text{--}600^{\circ}\text{C}$ , па чак и више. Уобичајен процес ковања се може раздвојити на следеће четири фазе (сл. 3.1):

1. Убацивање загрејаног полазног комада у гравуру предгрејаног доњег дела алата,
2. Ковање на топло,
3. Вађење комада из гравуре и хлађење и
4. Хлађење и подмазивање гравуре пре наредног циклуса ковања.



Слика 3.1 Фазе топлог ковања

Целокупан процес ковања од тренутка уношења загрејаног полазног комада у алат до вађења отковка траје неколико секунди. После завршеног топлог ковања, отковак се по правилу шаље на контролу, а затим на машинску и термичку обраду.

Будући да током процеса ковања долази до оштећења алата калупа, веома је важно утврдити главне узроке оштећења како би се могао продужити радни век алата.

Статистичка испитивања оштећених ковачких алата [2, 49, 50, 69, 89, 118] показала су да главни узроци њиховог повлачења из експлоатације<sup>1</sup>:

- промена димензија и облика гравуре услед пластичних деформација,
- термички и механички замор (по површини или запремини),
- хабање,
- спонтано отпуштање за време експлоатације и
- корозија и оксидација.

*Промена димензија и облика гравуре* наступа због неравномерних високих радних температура и оптерећења, па може доћи до различитих дилатација појединих делова калупа и одступања у коначним димензијама отковка. Наиме, услед високих радних температура и дуготрајних цикличних динамичких оптерећења, локално се (најчешће на местима малих радијуса или канала малих димензија) може надмашити напон течења материјала и настати пластичне деформације. Све то може довести до тога да отковци добију (поприме) неправилан геометријски облик и нетачне димензије.

*Термички замор* настаје услед појаве напона изазваних деловањем температурских градијената за време експлоатације. Даље се могу појавити и структурни напони који зависе од састава челика, брзине промене аустенита, односно брзине хлађења. Што је структурни дисконтинуитет већи то је и могућност појаве иницијалних прлина вероватнија. Евентуалне површинске прлине се услед даљег цикличног оптерећења шире ка унутрашњости, што може проузроковати лом алата. Стога је важно проучити и површину прелома материјала у таквим условима (фрактографија), што ће бити један од циљева експеримената приказаних у Глави 7. Уз то, веома је важно да челик за ковачке матрице поседује добру отпорност на "термичке шокове". Ови шокови се јављају у тренутку удара алата у радни комад, када је због ударног притиска пренос топлоте на алат са радног комада најизраженији. У тренутку растављања дводелног калупа долази до наглог хлађења контактних зона, а убрзо затим до њиховог поновног загревања. Ова циклична дејства оптерећења и температуре изазивају термички шок и одражавају се веома неповољно на својства материјала. Спољашња манифестација термичког замора најчешћа је у виду мреже површинских прлина које се шире ка центру алата. Будући да је површина алата највише загрејана, прлине се лакше шире у тој зони, међутим како се прлине више шире ка дубини него бочно, може постепено доћи до њеног заустављања [2, 118, 119]. Наравно, до оштећења је већ дошло, па ће такве прлине тежити да "скрену" с пута и задрже се у површинској загрејаној зони материјала када долази до спајања више прлина и чак понекад површинског одваљивања дела метала. Чим се уоче описане грешке то свакако указује да је термички замор већ наступио.

С друге стране, код оваквих машинских делова готово неизбежно делује и *механички замор* који настаје на местима већ постојећих површинских оштећења као што су микропрлине, удубљења, поре, корозивна места и тсл. На овим местима напони достижу критичан ниво који може довести до ширења заморне прлине и лома. То може

---

<sup>1</sup> Овде се мисли само на експлоатационе узрочнике отказа, откази који настају услед лоше изабраног материјала или неодговарајуће технологије израде дела су споменути у уводу Главе 3.

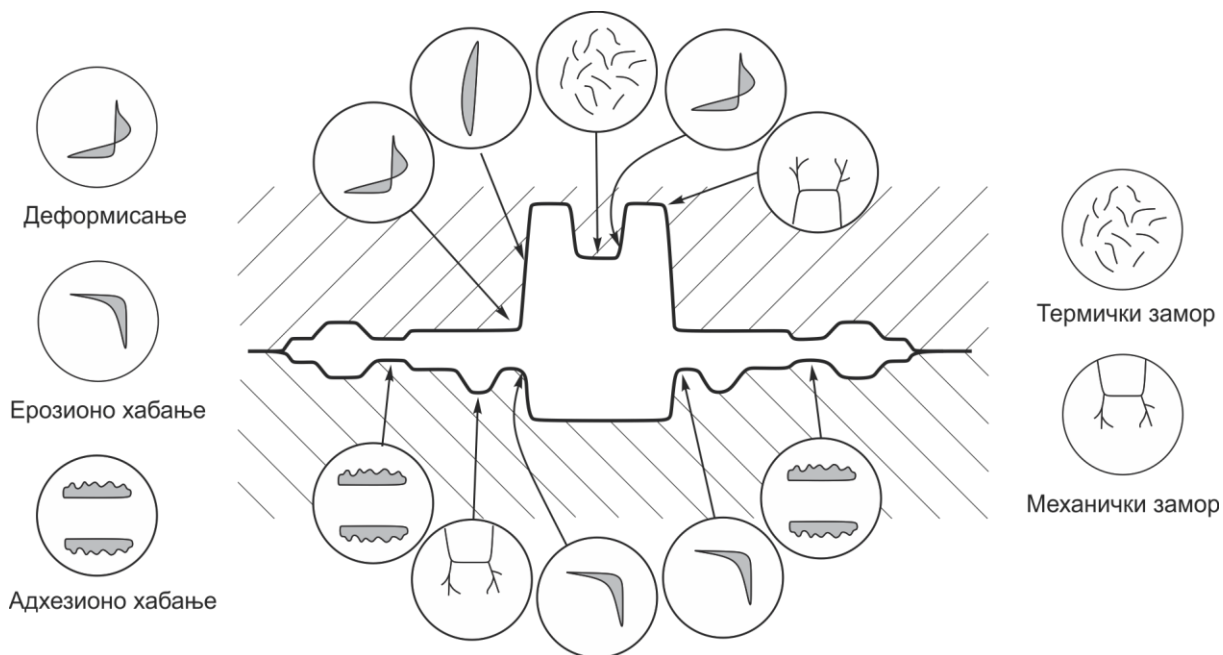
додатно бити убрзано на оксидисаним зонама или дејством агресивних корозивних медијума на врху прслине.

Хабање изазвано дејством понављаног ударног притиска карактерише се појавом деформација и трења, као и прслина до одређене дубине на радним површинама. Хабање настало на повишеним температурама је последица оксидације, стварања коварине на високим температурама, пада механичких особина у приповршинским слојевима, што уз деловање термичког замора доводи до пораста сопствених напона и најзад до површинских оштећења. Уз то, површине у контакту (алат-радни предмет) се релативно крећу брзином нешто већом од  $1 \text{ m/s}$  што, уз екстремно високе притиске, узрокује лепљење и потом одвајање површинских слојева материјала.

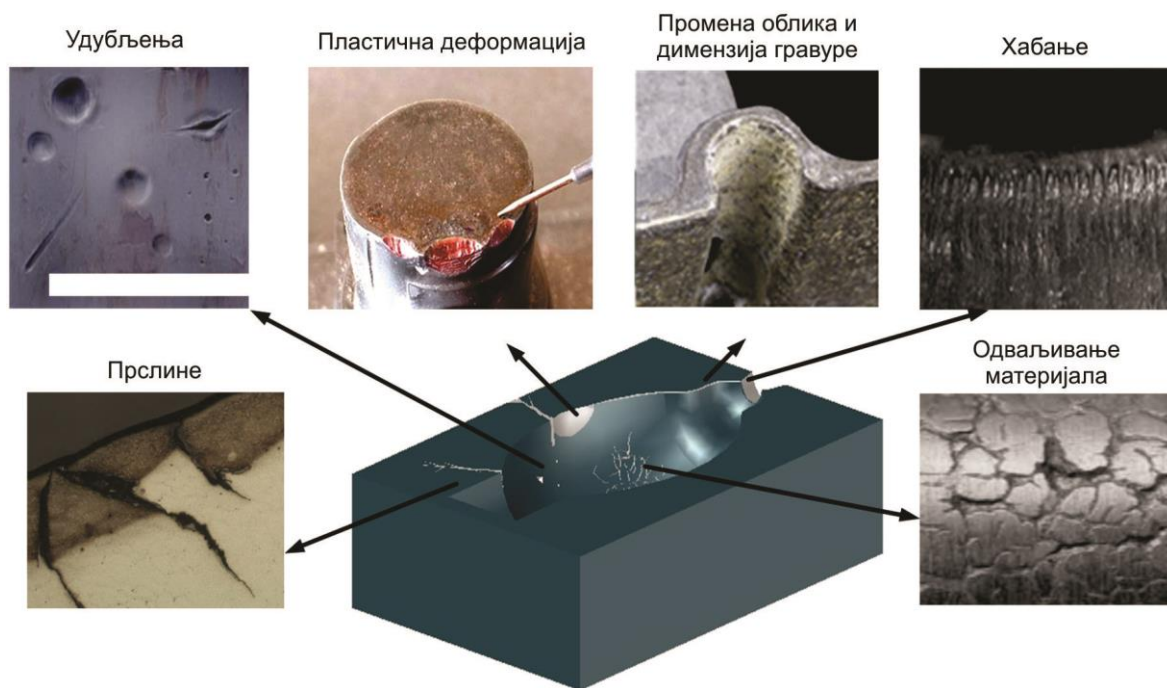
Спонтано отпуштање материјала може настати код челика који нису предвиђени за рад на повишеним температурама. Код материјала код којих се тражене механичке особине и тврдоћа постижу завршним ниским отпуштањем, касније излагање високој температури (вишој од температуре завршног отпуштања) може да доведе до појаве спонтаног отпуштања структуре и разлагања карбида што ће проузроковати пад тврдоће и чврстине материјала, нарочито површинском слоју алата као најкритичнијој зони. Стога се алати за топло ковање израђују од термостојаних челика који нису склони ка спонтаном отпуштању.

Остало је још да се размотре корозија и оксидација алата које настају због деловања различитих суспензија и емулзија којима се алат подмазује у току експлоатације (у циљу смањења коефицијента трења и хлађења). Те течности продиру дејством капиларних сила у најмање прслине и поре на површини материјала и стварају додатне напоне при сваком циклусу оптерећења. Све ово може локално довести до убрзане корозије и местимичне оксидације материјала, па ће такво стање на врху прслине убрзати њено ширење и лом алата [76].

Различити механизми појаве оштећења гравуре ковачких алата су илустративно приказани на сликама 3.2 и 3.3 [2, 76].



Слика 3.2 Схематски приказ карактеристичних оштећења гравуре ковачког алата и њихов уобичајен распоред



Слика 3.3 Приказ карактеристичних оштећења гравуре ковачког алата

Анализом приказаног може се утврдити да на алатима за топло ковање најчешће настају два или више механизма оштећења. Најчешћа оштећења - различити механизми хабања и термомеханички замор се јављају на појединим местима на гравури алата. Хабање се обично јавља на равнијим деловима гравуре и евентуално на радијусима, када долази до ерозије материјала и најчешће повећања радијуса, док се термички и механички замор могу уочити углавном на местима малих радијуса и промене геометрије гравуре што повећава могућност појаве и ширења иницијалне прслине.

У даљем тексту детаљније ће се анализирати неки од споменутих узрочника оштећења.

### 3.1.1 Оштећења настала услед триболошких утицаја

Један од честих узрока оштећења делова машинских система јесте хабање радних делова, а када је реч о алатима за ковање хабање је један од доминантних узрочника.

Хабање се дефинише као прогресиван губитак (трошење) материјала са површина радних предмета и делова машина који се релативно померају углавном деловањем механичких сила. Услед хабања долази до премештања или одвајања делића површинске масе, што је понекад потпомогнуто и другим појавама: хемијским, електрохемијским, електричним или термичким. Дакле, хабање као најдоминантнији вид губитка материјала изазвано је триболошким процесима. Појава и пораст интензитета хабања неминовно утичу и на пораст трошкова како услед губитка материјала, тако и утрошка енергије, застоја производних процеса и др. За смањење наведених трошкова неопходно је детаљно проучити сазнања из области трибологије при пројектовању и експлоатацији, али и узети у обзир сталне захтеве за економичније коришћење материјала, рационалније трошење енергената, смањење трошкова одржавања, као и повећање века и поузданијег рада алата у предвиђеном времену експлоатације.

Триболошки процеси су у многим производним процесима неизбежни, јер се увек у контакту покретног предмета јавља трење. Такође, и кад се један предмет котрља

преко другог долази до појаве трења, тзв. трење котрљања. При трењу два тела у међусобном контакту она се супростављају релативном кретању, при чему се на савладавање отпора трења троши одређена количина енергије. Основна величина за мерење интензитета трења јесте сила трења. Трење може бити *спољашње* и *унутрашње*.

Трење настало у механичким системима због којег настаје пренос масе и губитак енергије, јесте тзв. "*спољашње трење*" и оно се јавља на додирним површинама два тела за време њиховог релативног кретања, уз деловање нормалног контактнoг оптерећења; захваљујући сили трења ствара се отпор кретању у тангенцијалном правцу [50].

Супротно томе, при праћењу једног металног предмета може се уочити релативно померање појединих делова унутар самог тела што изазива "*унутрашње трење*". Оно се јавља код чврстих деформабилних тела и манифестује се претварањем механичке енергије у топлоту у процесу деформисања самог тела (обрада лима, ковање, савијање и тсл.), при чему се трење јавља између металних зрна или слојева материјала. Такође, унутрашње трење постоји и између појединих слојева текућих течности и гасова, тј. различитих брзина у оси цеви и њеном средишту.

Такође, треба напоменути и да у зависности од врсте релативног кретања спрегнутих тела постоје и: *трење клизања, трење котрљања, трење ротације и комбиновано трење* [50].

Када је реч о хабању изазваним трењем, потребно је размотрити пре свега оне факторе, који су у датим радним условима одлучујући, као што су: материјал и особине радних површина, особине медијума између контактних површина, карактеристике релативног померања између радних површина, величина оптерећења, количина и особине честица ослобођених у току хабања и др.

У зависности од врсте трагова хабања уочених на површини радних делова, разликују се линијско, површинско и запреминско оштећење контактних површина.

Хабање је веома сложен процес који се не одвија увек према истом механизму. У зависности од врсте делова у контакту, радне средине, услова оптерећења и др. разликују се следећи видови хабања [50, 67, 68, 76-78]:

1. Адхезионо,
2. Абразивно,
3. Ерозионо,
4. Кавитационо,
5. Заморно и
6. Вибрационо хабање.

Будући да ова област није директно у вези са овом докторском дисертацијом, у даљем тексту ће бити дата само краћа објашњења споменутих механизма хабања.

*Адхезионо хабање* је вид оштећења делова од металних материјала и настаје при релативном кретању две радне површине које су у непосредном контакту. Карактерише се прилепљивањем (приваривањем), одвајањем и премештањем честица материјала који су у контакту. Будући да додирне површине никада нису идеално глатке (и после полирања остаје одређени ниво хрпавости), до контакта два дела не долази по целој површини, већ само на одређеним местима, тј. врховима неравнина. Деловањем нормалних и тангенцијалних сила врхови неравнина се најпре додирују, а затим пластично деформишу и образују микроспојеве. При релативном померању ти микроспојеви се разарају и за собом повлаче (одламају, одвајају) део материјала који је испод места споја (део материјала који није ојачао услед пластичне деформације). Ти

одваљени делови материјала (честице) са површине једног дела прелазе на површину другог и убрзавају даље хабање.

*Абразивно хабање* настаје деловањем честица и оштећених радних површина похабаног тела. Оштећења могу настати услед честица материјала у контакту које су настале у процесу адхезионог хабања или услед страних честица које долазе у контакт. У даљем процесу хабања може доћи до млевења и урезивања тих честица у површину другог тела, а карактеристична оштећења која притом настају су површински зарези. Абразивно хабање може настати и због других типова хабања које изазивају ослобођене честице које могу даље отврднути било због интензивне пластичне деформације или оксидације кисеоником из ваздуха. Абразивно хабање може истовремено деловати са адхезионим, јер честице које се издвајају при адхезионим процесима могу деловати абразивно, нарочито ако за време деформисања и разарања врхова неравна ослобођене честице знатно отврдну.

*Ерозионо хабање* се јавља услед одвајања честица са оштећених површина и преношења тих честица струјањем течности, гаса или истовременим струјањем течности, гаса или паре. Интензитет ерозионог хабања зависи од читавог низа фактора који се односе на носећи медијум (релативна брзина, температура, хемијски састав), на ношене честице (маса, величина, облик, механичке особине), као и на особине хабане површине. Интензитет ерозионог хабања увелико зависи од кинетичке енергије и упадног угла честица на одређену површину.

*Кавитационо хабање* дефинише се одвајањем честица и оштећењем површине делова у области у којима настају кавитационе шупљине у течностима. Претпоставка за стварање ових шупљина је локални пад притиска течности до притиска засићења паре на датој температури. Пад притиска може бити изазван нпр. укупним ниским притиском у систему, претходним смањењем притиска, турбулентним протицањем течности кроз неке пресеке цеви, канала, вибрацијама и тсл. Када притисак довољно порасте, пара кондензује и долази до брзе имплозије течности у кавитациону шупљину. Та појава је праћена великим хидродинамичким ударима који индукују напоне у непосредној близини насталих шупљина. Процењује се да је време од појаве до нестанка кавитационих шупљина реда величине хиљадитих делова секунде. При повлачењу ових шупљина остају локално пластично деформисане површинске зоне и јамице, које се постепено спајају све док цела површина дела не добије сунђераст облик. Због смањивања носећег пресека или ефекта зареза може доћи до лома делова [50].

*Заморно хабање* карактерише се настајањем грешака и одвајањем честица са површинских слојева материјала услед деловања понављаних контактних напона одређене величине. Код материјала који се незнатно пластично деформишу заморно хабање може довести до оштећења површинских слојева и кртог лома. Овакво хабање може иницирати и заморни лом. Наравно, настаће погоршање функција радних делова машина и уређаја. Заморно хабање се јавља код читавог низа машинских делова, као што су зупчаници, котрљајући лежачеви, подизачи вентила, точкови вагона и тсл. У овим се случајевима, поред циклично понављаног нормалног напона, јављају и смичући напони, изазвани трењем између радних површина. Ова врста хабања зове се контактном заморно хабање или контактним замором и испољава се образовањем јамица-питинга (*енгл. pitt*-јамица) дубине реда величина десетих делова милиметара. Код жилавих материјала јамице су округле, а код тврдых и кртих материјала оне су разгранате.

Појава јамица омогућава да мазиво под великим притиском продре у површинске прслине и својим хидростатичким деловањем доприноси њиховом ширењу. Потом долази до одвајања честица материјала и до појаве питинга.



Код површински отврднутих делова наношењем танких превлака контактни замор се може испољити проламањем и љуштењем тврдог слоја.

Заморно хабање може се смањити пре свега снижавањем контактних напона или избором погодног материјала и површинског третмана.

*Вибрационо хабање* настаје због узајамних осцилација спрегнутих површина уз дејство нормалног оптерећења, што доводи до одвајања честица и површинских оштећења. Тако створене честице оксидишу се кисеоником из ваздуха, нагомилавају између контактних површина и оштећују их абразивним хабањем. Вибрационо хабање појављује се не само код покретних делова (котрљајућа лежишта, рукавци, вратила), већ и код недовољно стегнутих непокретних спојева (пресовани спојеви, завртњи, закивци).

*Комбиновано хабање* обично представља истовремено деловање два или више наведених типова хабања.

Сви типови хабања обично су праћени и хемијским ефектима, који могу утицати како на ток тако и на интензитет појаве. Нарочито су позната два случаја. У првом случају на површини делова настају веома тврде скраме као корозивни продукти који могу успорити даљи ток хабања. Супротно томе, ако се разори тај слој (велики специфични притисак, велика релативна брзина, висока температура и тсл.), ове честице могу убрзати хабање радних површина. У другом случају настају на површини делова корозивни продукти који су мекши него основни материјал (сулфиди, фосфиди и тсл.). Они могу имати добре клизне особине што смањује даље хабање. Ако немају добре клизне особине, лако се при релативном кретању делова истискују па се хабање даље одвија интензивније.

У случају када су делови изложени различитим врстама хабања, онда се појава тако и означава (нпр. ерозионо-кавитационо хабање у хемијски активној средини). Величину, односно интензитет комбинованог хабања је веома тешко предвидети.

*Хабање услед оксидације* заснива се на појави апсорпције кисеоника на контактним површинама, дифузији кисеоника у еласто-пластично деформисане микронеравнине метала, уз истовремено образовање интерстицијских чврстих раствора и хемијских једињења метала са кисеоником и затим одвајања тако формираних слојева од контактних површина. Овај вид хабања настаје када је брзина образовања оксидних слојева већа од брзине њиховог разарања услед трења.

*Термичко хабање* је процес разарања изазван загревањем контактних зона до температуре омекшавања метала, што доводи до местимичног приваривања врхова неравнина делова у контакту и њиховог размазивања на контактним површинама, уз појаву великих оштећења. Термичко хабање је проузроковано конструкционим грешкама или неправилном експлоатацијом.

*Scuffing* је врста хабања које се манифестује делом као абразивно, а делом као адхезионо хабање. Настаје у случају прекидања подмазујућег уљног филма због деловања високог контактног притиска.

*Spaling* се дефинише као процес који се сврстава у динамичко заморно хабање (названо још и разарање љуштењем). Настаје при трењу котрљања и типично је за површински додир или додир тела у тачки.

*Piting* је хабање изазвано обједињеним деловањем замора, великих специфичних притисака и мазива.

*Fretting* је врста хабања које се јавља при веома малом узајамном померању или вибрацији тела у контакту. Овим термином се дефинише скуп механичких, хемијских,

топлотних и електричних појава које се одвијају у контактної зони. Препознаје се по појави смеђих мрља тамне боје или финог праха на површинама контакта. Уколико се контакт одвија у хемијски активној средини тада је реч о овој врсти корозији.

Опширније о овој проблематици се може видети у одговарајућој литератури [67, 77, 78].

### 3.1.2 Оштећења настала услед термомеханичког замора

Отказе због замора материјала могу изазвати:

1. *Термички замор* који настаје услед дејства неравномерног температурског поља и
2. *Термомеханички замор* када, поред неравномерне температуре, веома битну улогу игра и механичко циклично оптерећење алата.

**Термички замор** се објашњава дејством неравномерног температурског поља, које за собом повлачи појаву термичких и структурних напона. Фактори који утичу на термички замор су: термофизичке особине материјала, геометрија дела и механичке особине материјала. Јасно је наравно да делују и други утицаји, као што су стање површине, грађа спољашњих слојева материјала и др. Под термичким замором подразумева се погоршање особина материјала само под утицајем температуре без додатног оштећења изазваног спољним силама [79-81].

Међутим, у случају ковачких алата, поред високе температуре, битну улогу игра и механичко оптерећење и хабање на повишеним температурама. Понављани циклуси веома брзог загревања и спорог хлађења доводе до појаве термичких напона, који по прекорачењу одређених вредности, у зависности од врсте метала и услова оптерећења, стварају локалне микропрслине. Њиховим ширењем и образовањем макропрслина може настати разарање дела.

Веома брзо загревање површинских слојева ковачких алата дефинише се као *ударно загревање*. Оно настаје при веома великој брзини загревања која надмашује  $100^{\circ}\text{C}/\text{s}$ , па се зато сматра да су тако изазвани удари при прелазном загревању штетнији по материјал, него они који настају при интензивном хлађењу [81].

Анализом промене физичких особина алатних челика у процесу термомеханичког замора, утврђено је да разарање материјала настаје у три фазе [82]:

- У првој фази оштећења, изазваних високим температурама долази до отпуштања материјала и стога до пада јачине и тврдоће челика;
- У другој фази настаје локално пластично деформисање метала што доводи до деформационог ојачања материјала;
- У трећој фази пресудан утицај има коагулација карбида и нагомилавање дефеката кристалних решетки што доводи до повезивања већ постојећих микропрслина, пора и грешки у материјалу у већу прслину или чак до појаве нове иницијалне прслине. Ако постоји могућност дејства дислокационих механизма за стварање заморних прслина онда су у бројним случајевима иницијатори тих прслина површински зарези, грешке у материјалу технолошког порекла (уваљани оксиди, микропрслине на међуфазним границама тврдих фаза и пластичне основе, неметални укључци, крте фазе), места са наглом променом попречног пресека и тсл.

**Термомеханички замор** се донекле може упоредити са термичким замором материјала; међутим на микроструктурном нивоу термомеханички замор је много сложенији од термичког (изотермалног) замора [83]. Веома важан фактор који се јавља код термомеханичког замора јесте пузање материјала на високим температурама што се данас софистицираном опремом и савременим моделима може узети у обзир. Данас

постоји преко 1000 различитих модела за праћење појаве и ширења заморне прелине и то искључујући параметре механике лома [83]. Да термомеханички замор проузрокује већа оштећења него термички замор установили су још 1982. године, Thomas и други [84] показавши то на примеру легуре Inconel 738 коју су на термомеханички замор испитали у интервалу 500-850°C, а у изотермалним (изотермичким) условима на 850°C. Касније је слична потврда, на другачијим материјалима и температурским опсезима уследила још од низа истраживача, као што су Halford и други [85], који су испитивали легуре на бази никла у температурском опсегу од 450-1000°C и дошли до сличног закључка.

Испитивањем челика за ковачке алате установљено је да најмању отпорност на термички замор у температурској области 200-760°C имају материјали са већим садржајем волфрама. Касније је утврђено и да замена тог легирајућег елемента молибденом поправља отпорност челика на појаву прелина. Слично дејство има и хром, али за његово деловање је потребан и волфрам у одређеној количини. Легирање никлом по правилу није корисно у погледу отпорности на термички замор. Отпорност челика на овај вид замора смањује се повећањем садржаја угљеника ( $C > 0.3\%$ ), док манган углавном поправља [50, 81, 82].

### 3.1.3 Оштећења настала услед дејства корозије

Корозија се у техници дефинише као деградирање материјала које настаје сложеним физичко-хемијским деловањем околне средине. Корозија је заправо обрнут процес од процеса добијања метала и она представља природну појаву и тежњу метала да се врати у првобитно равнотежно стање.

Познавање механизма настанка корозије и проблема које она носи је важно због чињенице да су годишњи губици због корозије око 26 милиона тона материјала, или око 1.4% годишње светске производње челика. Према неким статистичким подацима, само у САД годишњи губитак проузрокован корозијом износи 1100 милијарди америчких долара [57].

Губици услед корозије могу се умањити избором метала веће корозивне отпорности, смањивањем агресивности атмосфере, пречишћавањем воде, тла и отпадних вода, наношењем различитих врста заштитних превлака на металне конструкције.

Корозија се начелно може поделити на следећи начин [50]:

1. *Атмосферска корозију* (процеси у земљи, слаткој и сланој води),
2. *Хемијска корозију* (разарање материјала у директној реакцији са околном средином) и
3. *Гасна корозију* (високотемпературска оксидација метала у агресивним загађивачима попут сумпор-водоника, сумпорних и азотних оксида, хлора и др.).

Поред наведених, корозија се може поделити према још неким критеријумима. Па тако према начину испољавања корозивног деловања разликују се:

- *Равномерна* корозија, када долази до готово подједнаког губитка материјала по целој површини и
- *Неравномерна* корозија, када се губитак материјала уочава само на одређеним местима.

Опаснија је неравномерна корозија која се јавља када се локално мењају било особине материјала (нечистоће, променљивост хемијског састава и тсл.), или околна средина (граница двају средина, прелаз са сувог на влажно тле и др.).

Макроскопски облици неравномерне корозије јесу *питинг* (јамичаста) и *тачкаста* корозија. Реч је о корозивном деловању концентрисаном само у ограниченим областима материјала (оштећење заштитне превлаке, локални пад отпорности пасивизираниог слоја и др.). Овај вид корозије је нарочито опасан за делове изложене температури и циклични понављаним оптерећењима, јер су врхови иницијалних прслина идеални услови за њихово лакше ширење.

Међу веома штетне, мада неуочљиве облике неравномерне *микроскопске* корозије спадају [57]:

- *међукристална корозија*, код које се материјали разарају концентрисано по границама металних зрна легура на којима је дошло до излучивања одређене секундарне фазе (нпр.  $Cr_{23}C_6$  код нерђајућих челика);
- *селективна корозија* код које се првенствено у легурама оштећује мање отпоран метал (елемент) од метала (елемената) који образују легуру;
- *напонска корозија*, при којој долази до интеркристалног и транскристалног разарања материјала услед сабирања заосталих затежућих напона насталим у корозивној средини.

Према механизму настанка, код метала се разликују два основна типа корозије:

- *електрохемијска* која настаје у електропроводљивој средини (у течним електролитима) и
- *хемијска корозија* која делује у срединама које не проводе електричну струју.

Будући да ова проблематика није у фокусу истраживања приказаних у овој дисертацији, она се даље неће разматрати а више информација о корозији могуће је пронаћи у одговарајућој стручној литератури [57].

### 3.2 ОСНОВНИ ПРИНЦИПИ ПРИ РЕПАРАТУРИ НАВАРИВАЊЕМ

Када се алат оштети, општа је тежња да се изврши његова поправка или замена новим уз што мањи застој производног процеса. Будући да је замена новим алатом праћена низом тешкоћа као што су цена, складиштење, рок испоруке, па и питање да ли се неки делови могу уопште набавити на тржишту, у развијеним индустријским погонима све се више прибегава репаратури оштећених алата применом неког метода наваривања. После регенерације свих оштећења заваривањем/наваривањем изводе се машинска и по потреби термичка обрада, чиме се радном делу потпуно враћа функционалност. С обзиром на то да је свеприсутан тренд пораста производње и употребе ковачких и ливачких алата, истовремено се усавршавају и технике и методе репаратуре тих и сличних машинских делова/система. Поред скраћења времена застоја производње, репаратуром се значајно утиче и на снижавање трошкова целокупног процеса у поређењу са ценом новог алата [70].

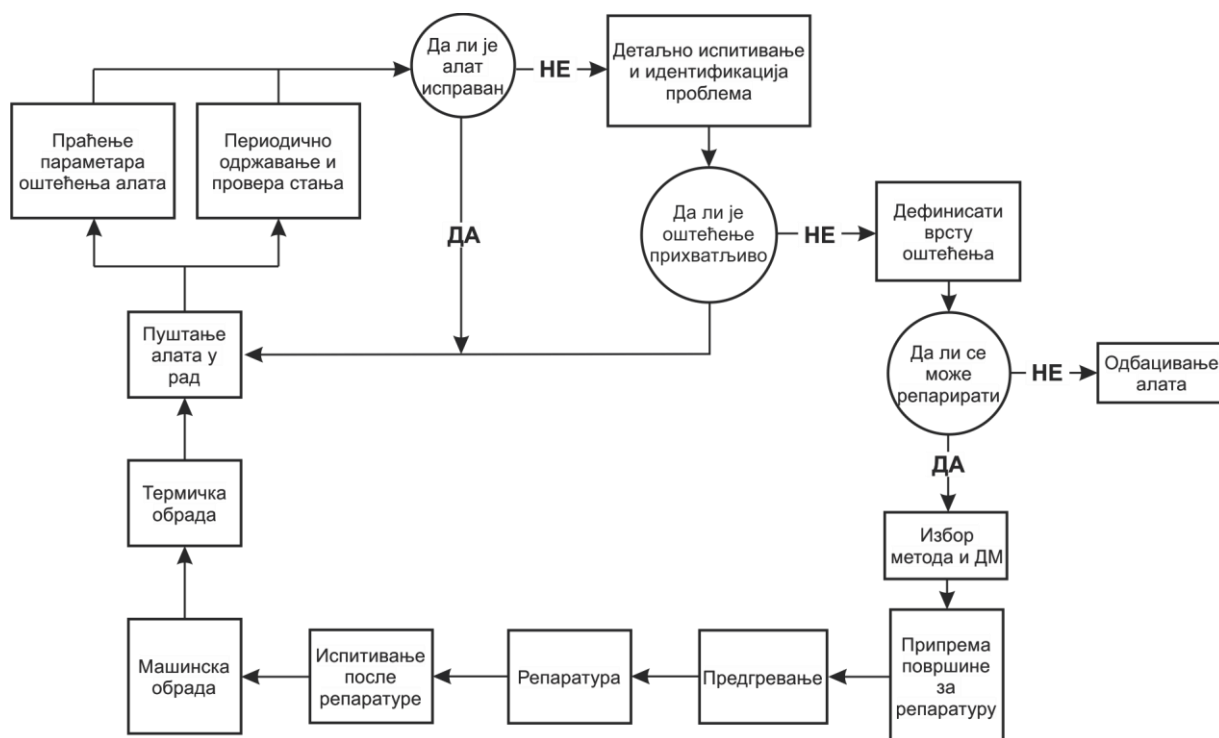
Цена новог алата може бити веома висока што је веома важно узети у обзир, јер у неким производним системима, где квалитет производа зависи искључиво од њих, цена алата може бити и 30% од целокупних трошкова производње [89]. Због свега тога обрада метала деформисањем се најчешће сврстава у серијску и масовну производњу како би се скупа и сложена постројења што пре исплатила. Као што је речено, цена ковачких и ливачких алата представља веома велики издатак па самим тим много утиче и на цену коштања готовог производа. У цену новог алата урачунавају се: материјал, машинска обрада, термичка обрада, залихе, испорука, површинска заштита, царина и порези (ако се алат увози), контрола и др. На све то треба додати и време израде алата или време испоруке. Сабирањем свих ових трошкова долази се до вредности која није

нимало занемарљива. Примера ради, неким истраживањима је утврђено да цена материјала за израду алата може износити 5-15% од цене алата, док само термичка обрада кошта око 10% његове завршне цене. Све то и друге околности наводе истраживаче и инжењере да се при хаварији алата пре одлуче за његову репаратуру него за куповину новог алата.

Први корак у поступку репаратуре јесте утврђивање и идентификација узрока отказа. Најпре се установи место и величина грешке а затим и узрок, после чега се приступа анализи отказа (*енгл. failure analysis*), тј. анализира се да ли ће алат после репаратуре моћи поново да ради без негативног утицаја на квалитет финалног производа. Приликом прелиминарног прегледа површину алата треба очистити од свих нечистоћа (уља, масти, емулзија, коварине и др.). На слици 3.4 приказан је редослед фаза које спроводе при репаратури оштећених алата. При анализи слике 3.4 треба имати у виду да се пре приказаних фаза у пракси изводе опсежна моделска испитивања којима се примењена технологија репаратуре верификује кроз испитивање наварених модела.

Ако се донесе одлука да се репаратура изведе, приступа се детаљној припреми површине за наваривање, тзв. чишћењу зоне репаратуре. У том смислу се разликују следећи методи чишћења:

1. Хемијске методе (чишћење киселинама, растворима, емулзијама и др.),
2. Механичке методе (глодање, сечење, електро-ерозиона обрада, брушење, полирање и тсл.) и
3. Друге методе (ласерско или плазма нагривање, ултразвучно чишћење, сечење воденим млазом и др.).



Слика 3.4 Фазе које се спроводе у процесу репаратуре оштећеног алата

За припрему површина за наваривање најчешће се користи машинска обрада, док количина материјала која треба да се уклони зависи од величине уочене грешке и њене локације. Подразумева се да је потребно потпуно одстранити део материјала који садржи грешку.

Наваривање представља процес наношења метала (у једном или више слојева) одређених физичко-хемијских карактеристика на одређене (најчешће радне) површине делова техничких система, у циљу побољшања њихове отпорности према хабању и корозији и у циљу побољшања одређених механичких особина. При санацији и репаратури оштећених делова (репаратурно наваривање) или доради делова израђених са грешком примењују се различите технологије (поступци, методе) наваривања. При репаратурном наваривању додатни материјал се најчешће разликује од основног, због промене његовог хемијског састава под утицајем различитих фактора током експлоатације. Међутим то није увек случај. Нпр. када се изводи дорада одливака израђених са грешком додатни и основни материјал треба да буду сличног хемијског састава. Када се површине делова наварују у циљу побољшања својстава отпорности репарираниог предмета, хемијски састав додатног материјала се најчешће знатно разликује од састава основног материјала [64].

Наваривање као вид репаратуре је исплативо (техно-економски оправдано) користити у више од 70% случајева [64, 67, 70]. Такође, из техничко-технолошког аспекта, применом ових технологија могуће је регенерисати готово све врсте машинских делова. Поред бројних предности овог поступка једна се посебно истиче а то је економска исплативост која се постиже због смањења времена застоја и продужавања радног века сложене опреме.

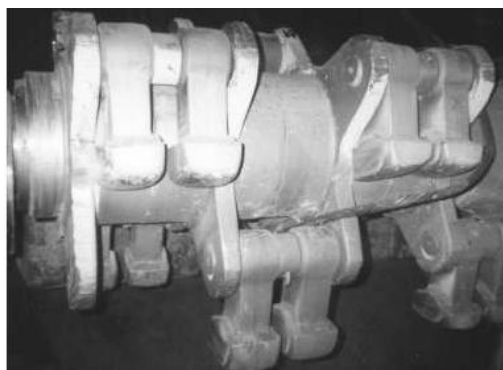
Да би се донела одлука о примени репаратурног наваривања неопходно је испунити бар три основна услова:

- да се обезбеде услови да се прописана технологија репаратура у потпуности примени,
- да трошкови репаратуре не буду већи од трошкова израде или набавке новог дела и
- да показатељи квалитета регенерисаног дела треба да буду приближни или бољи од новог дела.

Наваривање је у великој мери слично са поступцима заваривања а чак и са поступцима термичке метализације. Сличност наваривања са технологијом заваривања се може приказати кроз: подударност металуршких појава укључујући питање заварљивости и појаве зоне утицаја топлоте, сопствено напонско-деформационо стање, користи се иста опрема као за заваривање и тсл. Међутим, ове две технологије се по много ствари и разликују; пре свега различита је улога репарираних делова, другачији су додатни материјали, као и поступци и процесни параметри. Ипак, као основна разлика између њих се наводи то што се при заваривању користи додатни материјал истих или сличних својстава као основни материјал, а при наваривању најчешће треба применити додатни материјал дијаметрално различитих карактеристика од основних материјала.

Наваривањем се остварује нераздвојива веза између навареног слоја и металне основе, што се постиже свим познатим начинима заваривања топљењем. Интересантно је истаћи да се наваривање у почетку користило само за поправке оштећених делова али да је касније услед откривања бројних предности ове технологије, превасходна њена примена постала наношење заштитних превлака отпорних на хабање и корозију. Као пример могу се навести различити радни делови у готово свим гранама индустрије. На слици 3.5 су као пример приказани чекићи млина за камен и зуби багера утоваривача за расуте материјале [67]. Циљ наваривања код ових и сличних делова јесте да им се продужи радни век. Као један од првих произвођача додатних материјала,

који је предлагао репаратуру уместо набавке нових делова, био је *Rene Waserman* власник и оснивач чувене фирме *Castolin* (Швајцарска) [72].



а)



б)

Слика 3.5 Фотографски приказ наварених делова: чекићи дробилнице (а) и зubi багера утоваривача (б)

Најчешће примењивани методи наваривања су [64, 90]:

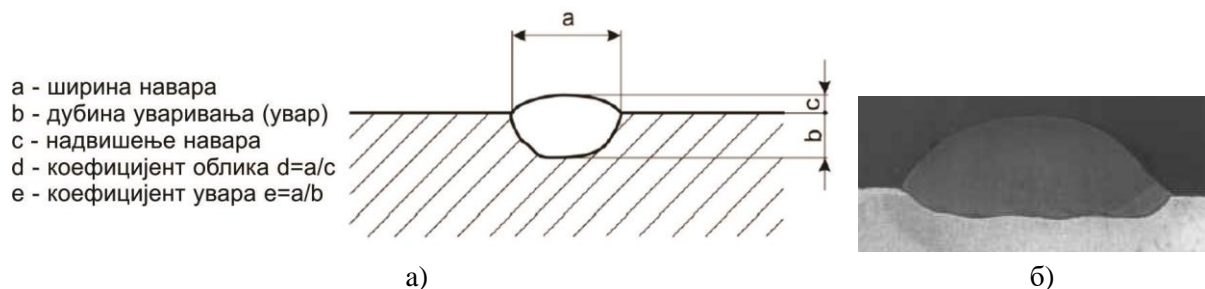
- гасно наваривање (GPZ),
- ручно електролучно наваривање (REL),
- наваривање отвореним луком,
- TIG наваривање,
- електролучно наваривање у заштити гаса (MAG/MIG),
- наваривање плазмом, наваривање под прахом (EPP) и
- наваривање под троском (EPT).

Поред наведених поступака који спадају у конвенционалне, постоје и специјални методи наваривања [66, 67]:

- наваривање трењем,
- ласерско наваривање,
- дифузионо наваривање,
- наваривање електронским снопом,
- наваривање експлозијом и др.

Да би се боље схватила суштина и сложеност процеса наваривања неопходно упознати се са неким појмовима и појавама које тај процес прате, као што су: *разблаживање навара основним материјалом (степен мешања), тврдоћа при црвеном усијању, очвршћивање навара, пластичан међуслој, технике наношења навара, наваривање тврдог метала, термичка и механичка обрадивост навара, топографија навара* и тсл. [64, 66].

Дакле, као што је већ речено, наваривање је веома слично заваривању, с тим што се додатни материјал наноси на неку подлогу у циљу њеног облагања. Схематски, наваривање је приказано на слици 3.6 приказан само један навар.



Слика 3.6 Схематски приказ наношења навара на подлогу и изглед реалног навареног слоја

Геометријске карактеристике навара (сл. 3.11) су важне при прописивању технологије наваривања. Добијањем навара очекиваних карактеристика може се предвидети нпр. дубина уваривања, ширина слоја или број слојева за постизање одређене дебљине, потребне отпорности на хабање или корозију и тсл.

Само наваривање може се изводити у једном или више слојева. Најчешће се максимална тврдоћа не може постићи полагањем само једног слоја навара, мада данас постоје легуре - додатни материјали за наваривање које дају тражену тврдоћу већ у првом слоју. Пратећа појава је *разблаживање* тј. *мешање* растопљеног дела основног метала и додатног метала у тренутку када се формира метално купатило. Некада је између основног материјала и првог навара неопходно нанети подслој (међуслој или тзв. пуферни слој), чија је улога да "премости" разлике у хемијском саставу и особинама између основног материјала и навара уколико су оне велике, или да обезбеди боље мешање без појаве прелина.

Додатни материјали за наваривање израђују се у облику обложених електрода, жица, трака, прашка, пуњених жица, синтерованог прашка различитог облика и хемијских и механичких особина. Када се додатни и основни материјал разликују по свом хемијском саставу, потребно је да дубина уваривања буде што мања, јер је у противном врло тешко добити навар траженог хемијског састава. Због тога се у већини случајева техника наваривања разликује од заваривања (иако су разлике заправо минималне).

Посебну пажњу треба посветити споменутом разблаживању тј. степену мешања или степену разблаживања основног материјала додатним материјалом, будући да хемијски састав и механичке особине навара директно зависе од тога. При наваривању је неизбежно да мешање основног и додатног материјала буде знатно, али је од кључног значаја прописати тај однос како би могле да се претпоставе излазне особине те зоне материјала. Највећи утицај основног материјала се посебно огледа у првом навару, када се он директно меша са додатним материјалом, због чега је он од изузетне важности код једнослојних навара. То дејство посебно долази до изражаја када се основни и додатни материјал у већој мери разликују по свом саставу. Стога, додатни материјал треба бирати узимањем у обзир и његово мешање са основним материјалом. У општем случају, ако се не мењају хемијски састав основног материјала и степен мешања, онда је хемијски састав додатног материјала од пресудног значаја за особине навареног слоја. Из свега наведеног, лако се може закључити да хемијски састав основног материјала највише утиче на особине навара при једнослојном наваривању. Код вишеслојног наваривања, улогу основног метала преузима претходни навар, тако да је одлучујући утицај хемијског састава додатног материјала, с тим што хемијски састав може делимично да варира од гусенице до гусенице. Практично, већ у другом навару удео основног материјала је сведен на минимум, а у трећем слоју се најчешће добија чист навар. Због тога се за најодговорније конструкције које се репарирају



наваривањем наноси два или више пролаза како би површински слој (последњи навар) имао прописане особине. Такође, код наваривања акценат је стављен на то да се добије компактан слој навара, а да при томе уваривање не мора бити максимално (тако се смањује мешање), јер дубоко уваривање није толико битно код наваривања као код заваривања. Међутим, не треба ићи ни у другу крајност, јер смањивањем степена мешања испод 5% долази до лошег везивања између слојева или у зони ОМ-навар и могућности настанка неуварених места.

На основу претходно изнетог, може се закључити да репаратурно наваривање није само једна технологија репаратуре делова техничких система оштећених услед процеса хабања, корозије или лома, већ да је то скуп савремених процеса, који омогућавају и израду делова високог квалитета са дужим радним веком. Примена технологије наваривања је готово увек могућа, а уз неопходну оптимизацију постаје и техно-економски оправдана.

Избор начина наваривања се заснива на примени бројних критеријума који зависе од конкретног случаја. У општем случају, најчешће се разматрају две групе чинилаца који се односе на:

- захтеве за постизање квалитета навара и
- захтеве за исплативост наваривања.

У услове које треба испунити да би се добио квалитетан навар спадају:

- извођење навара без грешака облика и нехомогености,
- уједначен и ограничен степен мешања,
- повољне структурне карактеристике метала навара и ЗУТ-а,
- постизање уједначеног легирања,
- постизање уједначене тврдоће и др.

Из економског аспекта, захтеви су:

- минимална механичка обрада у припреми за наваривање,
- да геометрија навара буде таква да је потребна минимална машинска обрада,
- могућност механизације при полагању навара и
- могућност реализације процеса са расположивим кадром, опремом и алатима.

Пре избора метода наваривања неопходно је спровести и одређене припреме као што су: чишћење површина за наваривање, механичка обрада, предгревање радног предмета и тсл.

### ***Припрема и чишћење површина за наваривање***

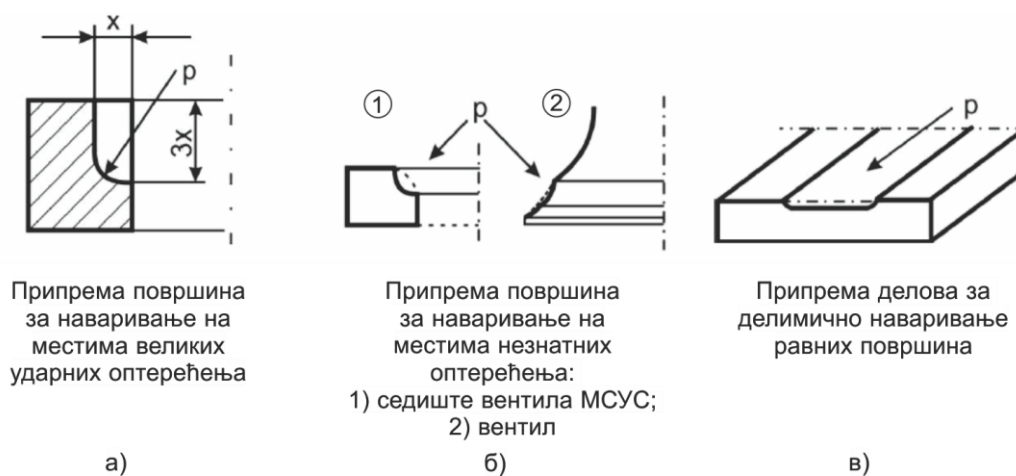
Припрема површина за наваривање подразумева: уклањање нечистоћа и довођење обрађених површина радних комада на потребан геометријски облик. Са површина за наваривање потребно је одстранити оксидне насlage, антикорозивне премазе и боје, масноће и површинске прелине.

Оксидне насlage и антикорозивни премази се најчешће уклањају механичким средствима: специјализованим бруслицама и пескарењем (корундом или челичним опилцима). Масноће се одстрањују органским растварачима који могу бити:

- алкохол, ацетон, бензин и лако испарљиве материје са ниском тачком паљења,
- трихлоретилен, угљен-тетрахлорид и тетрачлоретилен који су незапаљиви, али су лако испарљиви и ако се примењују без заштитних средстава могу да изазову професионална обољења радника.

Површинске прслине се најчешће одстрањују брушењем, ређе глодањем. Зарђале површине (оксидне) могу да се уклоне и гасним пламеном, загревањем комада до температуре од око 200-250°C.

Механичком обрадом површина радног комада уклањају се сви потенцијални концентратори напона. То значи да је неопходно заоблити све оштре углове и ивице на страницама које се наварују. Полупречници заобљења обрађених места треба да буду најмање 3 *mm*. Неопходна механичка обрада, зависи од величине радног напона којем ће бити изложен наварени део. Ако на неке угаоне површине, током рада, делују врло велика оптерећења, као што је то нпр. случај са матрицама алата за ковање или пресовање, тада се при машинској припреми жлеба, поред повећања полупречника заобљења, мора повећати и запремина у којој се смешта навар. Слика 3.7а приказује типичан пример припреме површине на местима великих ударних оптерећења, као што су ковачки алати. Супротно томе, када су радна оптерећења релативно мала, запремина жлеба, односно простор за наваривање треба да се смањи [66].



Слика 3.7 Схематски приказ припреме површине за наваривање у зависности од намене дела и радних оптерећења

Наваривање седишта вентила МСУС (сл. 3.7б), као и самог вентила су типични примери за горенаведене принципе. Такође, и приликом наваривања равних површина делова потребно је да се она механички обради, како би се свела на облик као на слици 3.7в. При припреми површина за наваривање не захтева се висок квалитет обраде површина, односно прихватљива су сва раванска одступања изазвана ручном обрадом - брушењем [66], али треба водити рачуна да припрема површине не проузрокује настанак микрогрешака које ће бити "затрпане" наваром па касније деловати као концентратори напона за појаву иницијалних прслина.

После механичке припреме површине за наваривање, с обзиром на врсту материјала од којих се израђују ковачки алати, најчешће је потребно *предгревање* с циљем да се:

- смањи прокаљивост метала навара и повећа његова деформабилност, која је у већини случајева мања од деформабилности основног метала,
- смањи прокаљивост основног метала,
- смање сопствени напони услед наваривања и/или смање деформације радног комада (основног метала),
- убрза дифузију водоника из метала навара и ЗУТ-а,
- спречи настанак гасних мехурова у металу навара и

- смањи мешање метала навара и основног материјала, односно повећа способност везивања нанетог и основног метала приањањем.

Дакле, може се рећи да је циљ предгревања пре свега да се смањи склоност материјала према појави прслина, односно да се спрече прслине у металу навара и ЗУТ-у. Температура предгревања зависи од:

- начина и поступка наваривања,
- врсте додатног метала за наваривање,
- врсте основног метала (радног комада),
- димензија радног комада (посебно његове дебљине) и
- величине наварене површине и односа дебљине навара према димензијама радног дела.

Другим речима, потреба за предгревањем зависи од:

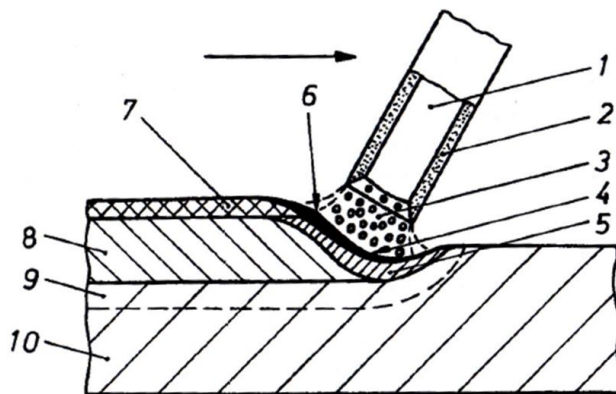
- прокаљивости легуре за наваривање и основног метала, односно садржаја угљеника и легирајућих елемената (хемијског еквивалента угљеника),
- крутости радног дела и
- услова за појаву водоника и његов очекивани садржај у металу навара и ЗУТ-у.

У наредном делу текста биће речи о ручном-електролучном (REL) поступку наваривања који је у овом истраживању коришћен за наваривање плоча из којих су припремани узорци за испитивања. О осталим поступцима који су раније наведени неће бити више речи а о њима је више детаља могуће наћи у одговарајућој литератури [63, 64, 90].

### 3.2.1 Ручно-електролучно наваривање (REL)

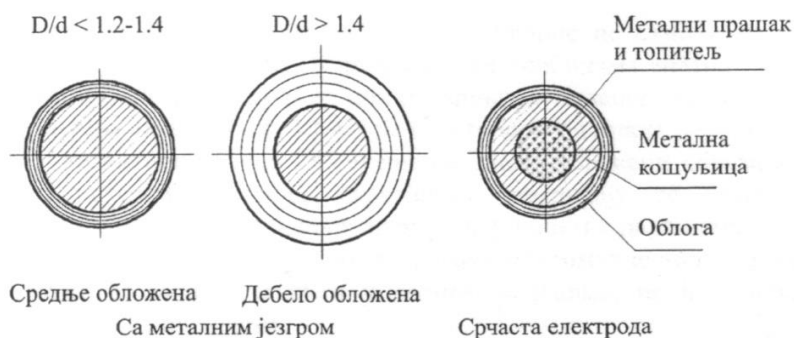
При електролучном наваривању обложеном електродом (REL или MMAW<sup>2</sup>) за топлење плитких слојева основног материјала користи се топлота ослобођена у електричном луку (по принципу електричног пражњења). Додатни материјал (електрода) је метална жица цилиндричног облика одређеног пречника обложена специјалним материјама органског или минералног порекла. Обично се употребљавају електроде пречника 3.25-6 *mm*. Пречник електроде зависи од димензија предмета који се наварује, обима репаратуре и од тражене дебљине слоја. Уобичајено је да се за слој дебљине мање од 1.5 *mm* употребљавају електроде пречника 3.25 *mm* (јачина струје 80-110 А за наваривање у хоризонталном положају), а за образовање слоја дебљине преко 6 *mm* и за масивне делове употребљавају се електроде пречника 5 или 6 *mm* (јачина струје 180-300 А за наваривање у хоризонталном положају). Заштиту купке од спољне атмосфере пружају гасови који се ослобађају из облоге електроде при њеном сагоревању. При сагоревању облоге електроде, такође настаје и троска која прекрива навар и смањује његову брзину хлађења. Да би се постигло што мање топлење основног материјала (како би се смањило разблаживање навара ОМ), препоручује се што краћи електрични лук и што мања јачина струје. Продуктивност REL наваривања је 0.3-1.5 *kg/h* [66]. Схематски приказ поступка заваривања са описом карактеристичних позиција је дат на слици 3.8.

<sup>2</sup> MMAW представља скраћеницу од енглеских речи – *Manual Metal Arc Welding*.



Слика 3.8 Схематски приказ наваривања REL поступком: 1-метално језгро електроде, 2-облога електроде, 3-електрични лук, 4-кратер, 5-растоп, 6-течна троска, 7-чврста троска, 8-завар (очврсли метал), 9-зона утицаја топлоте, 10-основни материјал

Опрема за REL наваривање је идентична као и за заваривање али се технолошки параметри разликују да би се смањила дубина уваривања и степен мешања (разблаживање навара). Дебљина једног слоја је до 2 mm, а додатни материјал је искључиво обложена електрода. Пречници електрода који се најчешће користе су у опсегу 3.25-6 mm (сл. 3.9). REL наваривање се одликује високим степеном мешања основног материјала и навареног слоја (20-35%), па се потребна тврдоћа најчешће добија тек у трећем навареном слоју. Некада, уз одговарајуће параметре, то може бити и у другом. Посебном техником рада, може се постићи нижи степен мешања, али се због вођења лука највећим делом преко претходног навара повећава опасност од појаве грешака везивања, тј. појаве неспојених и непроварених места између основног материјала и навара. Велика предност обложених електрода је што се практично већ и у другом пролазу може постићи захтеван хемијски састав навара и што троска која настаје ефикасно штити растопљени метал па није потребна посебна заштита растопљеног материјала. То даје могућност да се наваривање изводи струјом веће јачине и тсл. [64, 67]. Извори напајања обично на излазу дају наизменичну или једносмерну струју.

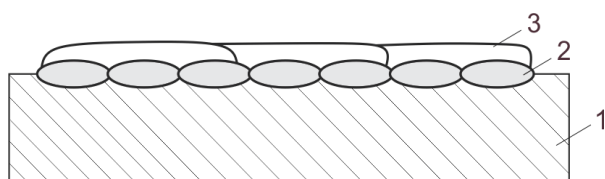


Слика 3.9 Схематски приказ изгледа типичних попречних пресека електрода за REL наваривање [64]

REL наваривање је веома распрострањено. Користи се за репаратуру оштећених површина предмета израђених од челика, легура бакра, никла, алуминијума, и др. Наваривање се може извести и више пута на истом машинском делу (тзв. вишеструко наваривање), али је потребно темељно припремити оштећене површине и уклонити прслине и остале могуће концентраторе напона. При наваривању дебљих слојева на масивне челичне подлоге које су закаљиве, захтева обавезна примена предгревања на min 150°C и одржавање те температуре догревањем у току самог процеса. При

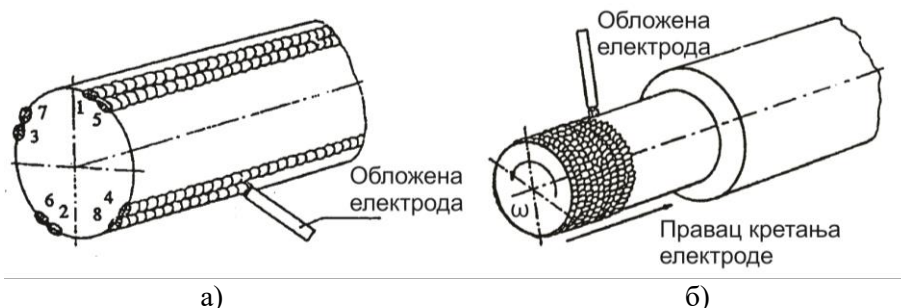
наваривању аустенитних манганских челика, због потребе за минималним уносом топлоте и брзим хлађењем у циљу избегавања настанка кртих фаза, прегревање се не препоручује [64].

Када се наварују метали добре заварљивости могуће је полагање ширих навара (висока струја наваривања), док је при наваривању метала склоних прслинама и закаљивању неопходно полагати краће наваре применом струје мање јачине. За наваривање кртих материјала, често се захтева претходно полагање пластичног међуслоја аустенитном електродом или електродом са додатком никла, тако да навари буду раздвојени (сл. 3.10). Наредни слој се наноси широким наварама и високом јачином струје (као код заваривања). Наношење пластичног међуслоја препоручује се и када се основни и додатни материјал значајније разликују по својим термофизичким и механичким особинама и хемијском саставу или када је заварљивост основног материјала процењена као условна [64].



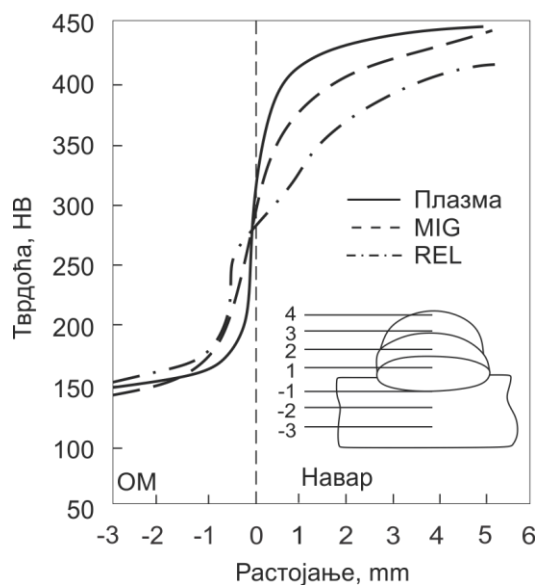
Слика 3.10 Метод наношења наварених слојева код кртих метала: 1-основни материјал-челик C15, 2-међуслој-челик 18Cr8Ni, 3-навар од легуре са 60% волфрамовог карбида

REL метод се поред наваривања равних површина често користи и за наношење навара на цилиндричне површине полагањем уздужних или кружних навара (сл. 3.11), као и за репаратуру делова сложеног геометријског облика. Бројеви 1 до 8 (сл. 3.11а) приказују редослед наваривања.



Слика 3.11 Могућности за наношење навара на цилиндричним површинама делова: а) уздужних навара, б) кружних навара [64]

Иако се овде не говори детаљно о плазменом наваривању, занимљиво је истаћи каква се промена тврдоће навара очекује у зависности од примењеног метода наваривања. Због ниског степена мешања, тврдоћа навара изведених плазма поступком је нешто виша него код REL и MIG/MAG наваривања (сл. 3.12). Због тога је плазмено MIG наваривање нашло велику примену у производњи арматура и динамички оптерећених конструкција.



Слика 3.12 Промена тврдоћа наvara у зависности од начина наваривања

### 3.2.2 Материјали за наваривање

О избору додатних материјала намењених за регенерацију оштећених радних делова техничких система, дораду одливака или наваривању нових радних предмета, може се говорити уопштено. Произвођачи неки додатни материјал препоручују на основу сопствених лабораторијских испитивања, међутим резултати често не одговарају онима добијеним у експлоатацији. Такође, постоје бројне класификације додатног материјала према различитим стандардима, научним друштвима, техничким и стручним удружењима и др., који се односе на основне принципе избора материјала наvara. Према тим препорукама, постоје различите врсте додатних материјала у зависности од примењеног метода за његов избор [50], али у основи они сви садрже:

- хемијски састав;
- стање испоруке;
- тачно дефинисане димензије и масу упакованог додатног материјала;
- препоручене параметре наваривања;
- очекиване излазне особине после наваривања;
- препоруке за одговарајуће услове рада и др.

Ипак, избор додатног материјала за наваривање се у највећем броју случајева, изводи на основу захтеваног хемијског састава и радних услова дела. Хемијски састав треба да обезбеди тражене особине наvara док очекиване излазне карактеристике треба да задовоље захтеве постављене из аспекта експлоатационих оптерећења. На материјал наvara утичу бројни фактори: хабање, замор, високе температуре, итд. У случају да део ради у условима појачаног дејства корозије, додатни материјал се бира искључиво на основу хемијског састава, сходно врсти корозије. Међутим, у случају делова изложених хабању и замору проблем избора додатних материјала је знатно сложенији па се избору материјала осим тврдоће и хемијског састава као основних показатеља квалитета морају додати и експериментална испитивања која важе за конкретан случај.

У табели 3.1 су дати најважнији методи наваривања и препоручени додатни материјали.

Табела 3.1 Својства различитих метода наваривања и препоручени додатни материјали [66]

Поступак	Начин извођења	Врста додатног материјала	Дебљина слоја, <i>mm</i>	Разблаживање, %	Брзина депоновања, <i>kg/h</i>	Минимална дебљина стапања, <i>mm</i>	Препоручене легуре за наваривање
GPZ	R	Ливене или пуњене шипке	0.5-3	1-10	0.45-2.7	0.8	Легуре на бази Fe, Ni, Co и W
	R	Прашак	-	-	0.45-6.8	-	-
	A	Дуге ливене шипке, пуњена жица	-	-	0.45-2.7	-	-
REL	R	Обложене ливене или пуњене шипке/електроде	1-6	15-25	0.45-2.7	3.2	Легуре на бази Fe, Ni, Co и W
MIG/MAG	½ A	Пуњене жице	3	15-25	2.27-11.35	3.2	Легуре на бази Fe
	A						
TIG	R	Ливене или пуњене шипке	2-4	10-20	0.45-3.6	2.4	Легуре на бази Fe, Ni, Co и W
	A	Пуњене жице, дуге ливене шипке (300 <i>mm</i> ), W карбид у ливеној или пуњеној шипки					
EPP	½ A	Голе пуњене жице	4	20-60	4.5-9	3.2	Легуре на бази Fe
	A			30-60	4.5-11.3	3.2	
	AV			15-25	11.3-27	4.8	
Плазма	A	Прашак са или без гранула W карбида	1.5-7	5-30	0.45-6.8	0.8	Легуре на бази Fe, Ni, Co и W
Експлозијом	-	Табле или широке траке	-	Површине до 30 <i>m</i> <sup>2</sup>			-

\* R - ручно, A - аутоматски, ½ A - полуаутоматски, A1 - аутоматски, једна жица, AV - аутоматски, више жица.

## 4. ТОПЛОТНИ БИЛАНС И ФАЗНЕ ПРОМЕНЕ У ЧВРСТОМ СТАЊУ ПРИ НАВАРИВАЊУ ТЕРМОПОСТОЈАНИХ ЧЕЛИКА

При наваривању нисколегираних и конструкционих челика, а посебно закаљивих, није довољно водити рачуна само о технолошким параметрима наваривања којима се постиже формирање правилног навара, већ се мора узети у обзир и негативно дејство унете топлоте при самом поступку и фазне промене које та топлота узрокује. Зато се код ових челика узима у обзир и утицај температурског циклуса и његових елемената, као што су максимална постигнута температура и време хлађења између 800 и 500°C, пораст тврдоће у зони утицаја топлоте, промене механичких особина, склоност ка прслинама односно појава неповољних структура, заосталих напона и деформација и тсл. Ово указује на значај познавања температурског поља у околини навара у условима квазистационарног стања.

### 4.1 ТОПЛОТНИ БИЛАНС ПРИ НАВАРИВАЊУ

Расподела и пренос топлоте за време наваривања је врло сложен процес. Ипак, он се у већој мери може проценити применом закона физике и термодинамике. Основни задатак је да се процеси загревања и хлађења проуче и прате како би се на њих могло утицати, а све у циљу добијања оптималних излазних резултата. Из тих разлога неопходно је познавати и промене температура у одређеним (специфичним) тачкама око навара, као и упознати ток тих промена за време наваривања. Уколико су карактеристичне величине температурског циклуса као и параметри наваривања правилно дефинисани, стварају се услови да се остваре оптималне особине наварених слојева и смање или чак избегну неповољне промене у ЗУТ-у.

#### 4.1.1 Диференцијална једначина провођења топлоте

*Температурско поље* представља скуп температура у свим тачкама неког простора у одређеном/дефинисаном тренутку посматрања представља. Температура у некој произвољној тачки тог простора одређена је координатама те тачке  $(x, y, z)$  и временом  $t$ , тј.:

$$T = T(x, y, z, t), \quad (4.1)$$

при чему се промена температуре у односу на време, у одређеној тачки  $(x_0, y_0, z_0)$  дефинише као *температурски циклус*, и описује се као:

$$T = T(x_0, y_0, z_0, t). \quad (4.2)$$

Постоји више начина (метода) за решавање (анализу) питања расподеле температура при наваривању, али све оне у основи полазе од базичног Фуријеовог (*Fourier*) израза за температурско поље у случају познатог запреминског извора топлоте:

$$W = c \cdot \rho \cdot \frac{\partial T}{\partial t} - \operatorname{div}(-\lambda \cdot \operatorname{grad} T), \quad (4.3)$$

где су:



$W$  - издашност топлотног извора,

$a = \lambda/c\rho$  - коефицијент температурске проводности или температурска дифузија,

$t$  - време,

$T$  - температура,

$\lambda$  - термичка проводност,

$c$  - специфична топлота и

$\rho$  - запреминска маса.

Горња једначина представља основни израз за температурско поље, помоћу којег се одређују температуре и температурски циклуси при заваривању и наваривању различитим поступцима. После прекида довођења топлоте (нпр. гашење електричног лука), члан с леве стране постаје једнак нули, па температурско поље које постоји при хлађењу описују преостала два члана датог израза.

За практично решавање проблема неопходно је увести следеће претпоставке: да  $\lambda$  не зависи од правца (за поликристалне - изотропне материјале  $\lambda_x = \lambda_y = \lambda_z = \lambda$ ) и да термичка проводност незнатно зависи од температуре. С обзиром на то  $\lambda$  се може извући испред оператора. Са овим упрошћењима добија се [70]:

$$W = c \cdot \rho \cdot \frac{\partial T}{\partial t} - \lambda \cdot \nabla^2 T, \quad (4.4)$$

што после сређивања даје:

$$\frac{\partial T}{\partial t} = a \cdot \nabla^2 T + \frac{W(x, y, z)}{c \cdot \rho}, \quad (4.5)$$

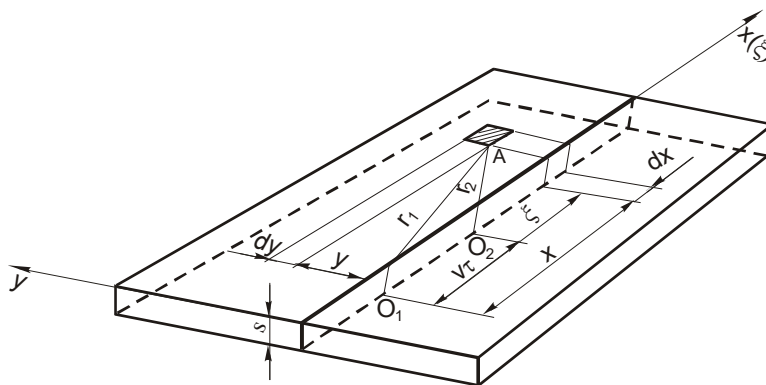
или:

$$\frac{\partial T}{\partial t} = a \cdot \left( \frac{\partial^2 T}{\partial x^2} + \frac{\partial^2 T}{\partial y^2} + \frac{\partial^2 T}{\partial z^2} \right) + \frac{W(x, y, z)}{c \cdot \rho}, \quad (4.6)$$

где је:  $\nabla^2 = \left( \frac{\partial^2}{\partial x^2} + \frac{\partial^2}{\partial y^2} + \frac{\partial^2}{\partial z^2} \right)$  - ( $\nabla$ ) Лапласов оператор у случају Декартовог правоуглог координатног система.

#### 4.1.1.1 Температурско поље при наваривању танке плоче

При анализи температурског поља при наваривању, уводи се претпоставка да је температура константна по целој дебљини основног материјала "s", и да се топлотни извор равномерно креће дуж осе  $x$ . Да би се разумело температурско поље при наваривању, потребно је анализирати одређени случај (сл. 4.1). Почетни положај извора топлоте је у тачки  $O_1$ , после времена  $t$  он је дошао у тачку  $O_2$ . У сваком тренутку се око извора ствара температурско поље, а сабирањем тренутних поља добија се температурско поље створено кретањем извора. При анализирању уведе се претпоставке да су термофизичке константе ( $\lambda$ ,  $\rho$  и  $c$ ) непроменљиве, што у реалним условима није случај [67, 70].



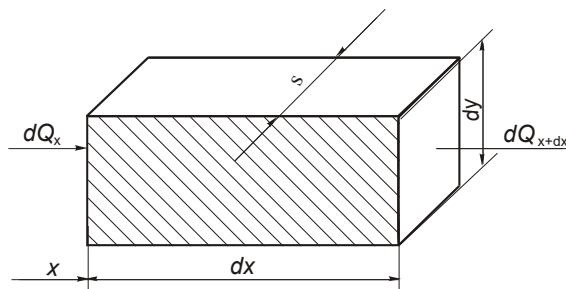
Слика 4.1 Наваривање танке плоче неограничених димензија

Због температурског градијента  $\frac{\partial T}{\partial x}$  у елементарну запремину (сл. 4.2) улази извесна количина топлоте:

$$dQ_x = -\lambda \cdot \left( \frac{\partial T}{\partial x} \right) \cdot dx \cdot dy \cdot s \cdot dt, \tag{4.7}$$

а због нестационарног температурског поља извесна количина топлоте излази из ње:

$$dQ_{x+dx} = -\lambda \cdot \left( \frac{\partial T}{\partial x} + \frac{\partial^2 T}{\partial x^2} \right) \cdot dx \cdot dy \cdot s \cdot dt. \tag{4.8}$$



Слика 4.2 Топлотни биланс елемента проузрокован променом температурског градијента

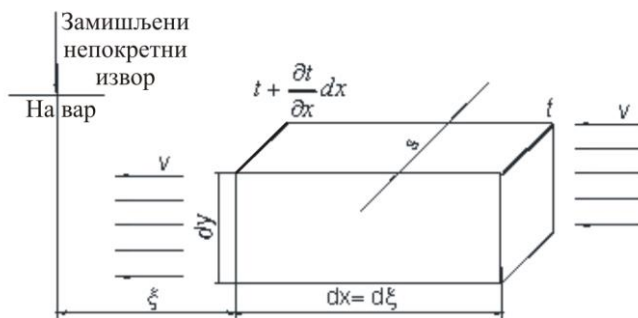
Разлика је:

$$\Delta dQ_x = \lambda \cdot \frac{\partial^2 T}{\partial x^2} \cdot dx \cdot dy \cdot s \cdot dt. \tag{4.9}$$

Аналогно правцу  $x$ , важи и за правац  $y$ :

$$\Delta dQ_y = \lambda \cdot \frac{\partial^2 T}{\partial y^2} \cdot dx \cdot dy \cdot s \cdot dt. \tag{4.10}$$

Ово разматрање би важило када би извор топлоте био у стању мировања, али како се он креће то сваки елемент добија на улазу и излазу различите количине топлоте, зависно од тога да ли му се извор приближава или удаљава (сл. 4.3).



Слика 4.3 Конвективна количина топлоте

У елемент улази количина топлоте ( $dQ_x$ ), а из елемента излази количина топлоте ( $dQ_{x+dx}$ ). Посматрањем масе метала  $m = \rho \cdot dy \cdot s \cdot v \cdot dt$ , уочава се да та маса припада елементарном простору и има унутрашњу енергију [70]:

$$dQ_{konv.x} = c \cdot \rho \cdot dy \cdot s \cdot v \cdot T \cdot dt, \quad (4.11)$$

где је: "T" температура метала на улазу у елементарни простор. На излазу из елементарног простора метал има температуру која се разликује за  $(\partial T/\partial x)dx$ , па је излазна количина топлоте:

$$dQ_{konv.} = c \cdot \rho \cdot dy \cdot s \cdot v \cdot \left( \frac{\partial T}{\partial x} \right) \cdot dx \cdot dt, \quad (4.12)$$

због размене топлоте са околином (конвекција и зрачење) губици су:

$$(dQ_y) = 2 \cdot dx \cdot dy \cdot \alpha \cdot (T - T_{ok}) \cdot dt, \quad (4.13)$$

где је:  $\alpha$  - укупни коефицијент (конвекције и зрачења) размене топлоте са околином.

Промена унутрашње енергије елементарне масе износи:

$$dU = m \cdot c \cdot \frac{\partial T}{\partial t} \cdot dt = \rho \cdot dx \cdot dy \cdot s \cdot c \cdot \frac{\partial T}{\partial t} \cdot dt. \quad (4.14)$$

Ако је више топлоте дошло него што је отишло, температура елемента се повећава и обрнуто. Изједначавањем  $dU = \Sigma dQ$ , и увођењем нове променљиве  $\Theta = T - T_{ok}$ , добија се:

$$\rho \cdot c \cdot \frac{\partial \Theta}{\partial t} = \lambda \cdot \left( \frac{\partial^2 \Theta}{\partial x^2} + \frac{\partial^2 \Theta}{\partial y^2} \right) + \rho \cdot c \cdot v \cdot \frac{\partial \Theta}{\partial x} - \frac{2 \cdot \alpha}{s} \cdot T. \quad (4.15)$$

Увођењем претпоставке да су термофизичке константе независне од температуре и смене  $a = \lambda/c \cdot \rho$  и  $m^2 = 2 \cdot \alpha/\lambda \cdot s$  (константа), добија се диференцијална једначина:

$$\frac{\partial \Theta}{\partial t} = a \cdot \left( \frac{\partial^2 \Theta}{\partial x^2} + \frac{\partial^2 \Theta}{\partial y^2} \right) + v \cdot \left( \frac{\partial \Theta}{\partial x} \right) - m^2 \cdot a \cdot \Theta. \quad (4.16)$$

Решавањем диференцијалне једначине 4.16 добија се температурско поље у односу на неки непокретни координатни систем, тј. одређује се температура било које тачке плоче у функцији времена  $t$ .

За практичну примену од већег значаја је познавање температура на одређеним растојањима од топлотног извора. Из тих разлога повољније је увођење покретног координатног система са средиштем у извору топлоте. При анализи посматра се кретање по оси  $x$ , док се по оси  $y$  устаљено стање даље не мења (сл. 4.4).



### 4.1.1.3 Почетни и гранични услови - општи случај

У практичним проблемима при наваривању делова сложене геометрије, јављају се компликовани гранични услови температурског поља, тако да је математичко решење диференцијалне једначине провођења топлоте (4.3) немогуће или захтева велика упрошћења. Да би једначина (4.3), односно једначине (4.17) и (4.19) имале јединствено решење, морају бити задати и гранични (контурни) услови. Пошто се топлотни флуks и температура током времена мењају, реч је о нестационарном провођењу топлоте.

За почетни услов, узима се температурско поље у тренутку  $t = 0$ , познато као функција положаја [70]:

$$T(x, y, z, 0) = f_0(x, y, z). \quad (4.21)$$

Гранични услови у општем случају могу бити:

- задате температуре  $T_s$ , на површини  $S_1$ :

$$T = T(x, y, z), \quad (4.22)$$

- задати флуks  $q_s$ , на делу површине  $S_2$ :

$$\lambda_n \cdot \frac{\partial T}{\partial n} = q_s(x, y, z, t), \quad (4.23)$$

где су:

$n$  - правац нормале на површини тела у тачки  $(x, y, z)$  и

$\lambda_n$  - термичка проводност у правцу нормале  $n$ ;

- задата конвекција - прелаз топлоте, на делу површине  $S_3$ :

$$\lambda_n \cdot \frac{\partial T}{\partial n} = q_\alpha = \alpha \cdot (T_0 - T_s), \quad (4.24)$$

где су:

$\alpha$  - коефицијент прелаза топлоте,

$T_0$  - температура околине и

$T_s$  - температура површине тела;

- задато зрачење, на површини тела  $S_4$ :

$$\lambda_n \cdot \frac{\partial T}{\partial n} = q_r = h_r \cdot (T_r - T_s), \quad (4.25)$$

где су:

$T_r$  - температура извора зрачења,

$h_r$  - коефицијент зрачења, који се дефинише као:

$$h_r = \varepsilon \cdot (T_r^2 + T_s^2) \cdot (T_r + T_s). \quad (4.26)$$

Коефицијент  $\varepsilon$  је:

$$\varepsilon = \sigma \cdot V_f \cdot \left( \left( \frac{1}{\varepsilon_r} \right) + \left( \frac{1}{\varepsilon_s} \right) - 1 \right), \quad (4.27)$$

где су:

$\sigma$  - Штефан - Болцманова константа,

$V_f$  - фактор геометријског облика,

$\varepsilon_r$  - емисивност извора зрачења и

$\varepsilon_s$  - емисивност површине тела.

Када је на делу површине задато више граничних услова истовремено, њихови флуксеви се алгебарски сабирају. Ако су термофизичке карактеристике навариваног материјала (термичка проводност, специфична топлота, коефицијент топлотног ширења, коефицијент прелаза топлоте, запреминска маса и др.) функција температуре или ако постоји зрачење као гранични услов, тада је реч о *нелинеарном* провођењу топлоте. У обрнутом случају, проблем је *линеаран*.

#### 4.1.2 Методе за решавање диференцијалне једначине провођења топлоте

Фуријеова једначина провођења топлоте у чврстом телу (израз 4.3) може се решити применом следећих метода:

1. Аналитичких,
2. Аналогних,
3. Нумеричких и
4. Експерименталних.

За случајеве сложенијих облика навариване површине, проблем температурског поља најефикасније се анализира и решава нумеричким методама, чијом применом је могуће узети у обзир и унутрашње изворе топлоте, нелинеарност граничних услова али и зависност термофизичких особина основног материјала од температуре и положаја у навариваном делу.

##### 4.1.2.1 Аналитичке методе

Ове методе се најчешће користе за решавање једноставних проблема трансфера топлоте код правилних геометријских тела. У таква тела спадају нпр. бесконачна плоча, бесконачна лопта, бесконачни цилиндар и др. За ова тела (због простије геометрије) може се решити парцијална диференцијална једначина провођења топлоте, док за сложеније реалне конфигурације то није могуће.

Аналитички прорачун температурског поља изводи се под следећим претпоставкама [70]:

- снага топлотног извора је константна све време током наваривања, а топлотни извор непокретан или се равномерно креће,
- топлота се простире према Фуријеовом закону,
- код полубесконачног (масивног) тела, гранична површина се сматра адијабатском ( $q_A = 0$ ,  $\partial T / \partial n = 0$ ),
- усваја се претпоставка да се фазне промене метала одвијају без издвајања и трошења топлоте и
- уводи се претпоставка о познатом распореду температура у проучаваној области у тренутку отпочињања рачунања времена, тј.  $t = 0$ .

На основу претходних претпоставки аутори радова [26-29, 67, 70, 93] су разрадили методе прорачуна расподеле температура за различите рачунске схеме у случају непокретног (тренутног) и покретног извора топлоте.

4.1.2.1a Расподела температура у случају тренутног извора топлоте

а) Полубесконечно (масивно) тело

Температурско поље у случају полубесконечног тела и деловању тачкастог извора топлоте може се описати изотермама полупречника  $r$  (сл. 4.5а). Расподела температура се описује изразом [70]:

$$T_{(r,t)} = \frac{q}{c \cdot \rho \cdot (4 \cdot \pi \cdot a \cdot t)^{3/2}} \cdot e^{-\frac{r^2}{4 \cdot a \cdot t}}, \tag{4.28}$$

где су:

$r = (x^2 + y^2 + z^2)^{1/2}$  - радијус посматране тачке  $A(x,y,z)$ ,

$q$  - ефективна топлота лука ( $q = U \cdot I \cdot \eta$  - снага лука) и

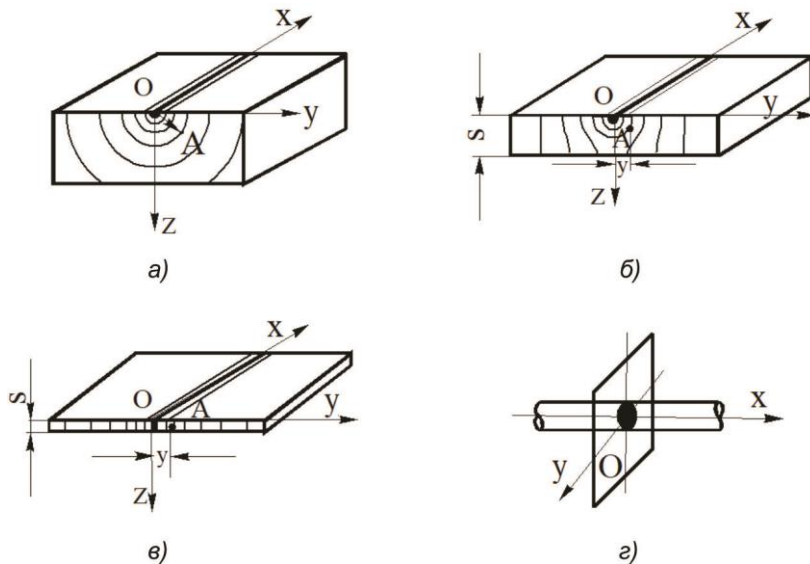
$\eta$  - степен искоришћења топлоте.

б) Танка плоча

У овом случају, када је тело мале дебљине (сл. 4.5б), а неограничено у остала два правца, извор се може сматрати линијским. У том случају температурско поље, тј. изотерме се представљају цилиндрима паралелним оси  $z$ , а расподела температуре дата је изразом [70]:

$$T_{(r,t)} = \frac{q}{4 \cdot \pi \cdot a \cdot t \cdot c \cdot \rho \cdot s} \cdot e^{-\frac{r^2}{4 \cdot a \cdot t}}, \tag{4.29}$$

где је:  $r = (x^2 + y^2)^{1/2}$  - радијус одговарајуће тачке  $A(x,y)$



Слика 4.5 Основни облици схема провођења топлоте [70]

в) Штап

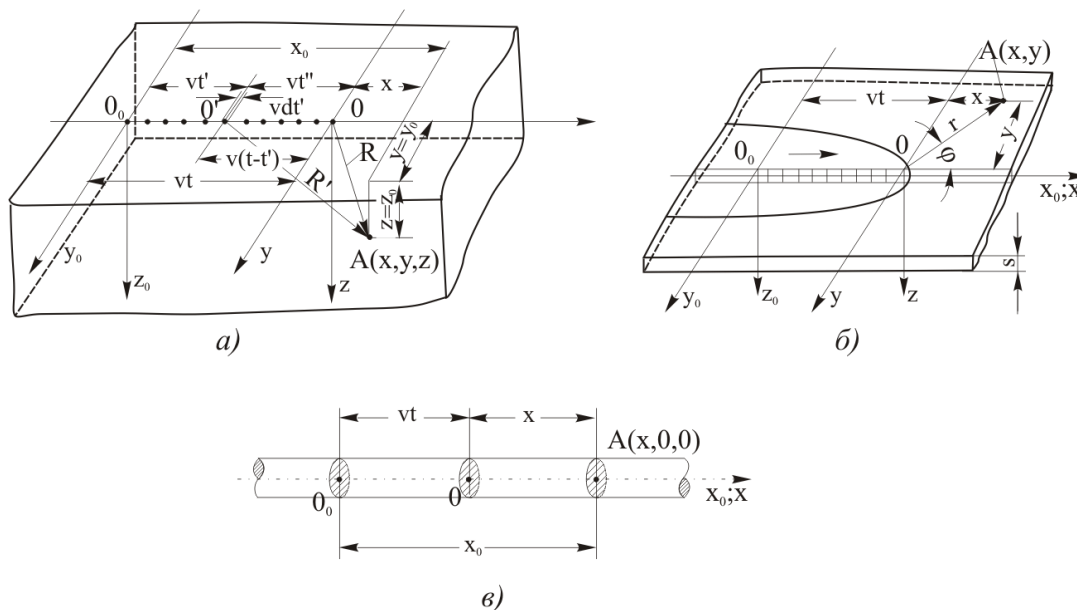
Штап тј. цилиндар представља тело са малим попречним пресеком, а неограниченом дужином (сл. 4.5г). У овом случају се сматра да је топлота сконцентрисана у малој запремини у координатном почетку. Расподела температура се описује изразом:

$$T_{(x,t)} = \frac{q}{c \cdot \rho \cdot (4 \cdot \pi \cdot a \cdot t)^{1/2}} \cdot e^{-\frac{x^2}{4 \cdot a \cdot t}} \tag{4.30}$$

Осим приказаних схема (сл. 4.5а, в и г) често се анализира и схема за лимове/плоче средње дебљине (сл. 4.5б), која представља међурешење између схема а) и в).

**4.1.2.1б Расподела температура у случају покретног извора топлоте**

У овом случају уместо статичког топлотног извора, посматра се концентрисан извор топлоте који је покретан а његово кретање је дефинисано брзином  $v$  (сл. 4.б).



Слика 4.6 Основни геометријски облици за случај покретног извора топлоте [67, 70]

**а) Полубесконечно тело**

За тачкасти покретни извор топлоте који се креће по површини полубесконечног тела константном брзином, изведен је израз за расподелу температура [70]:

$$T_{(r,x)} = \frac{q}{2 \cdot \pi \cdot \lambda \cdot r} \cdot e^{\left( \frac{v \cdot x}{2a} - \frac{v \cdot r}{2a} \right)} \tag{4.31}$$

где је:  $r = (x^2 + y^2 + z^2)^{1/2}$  - радијус вектор.

Израз (4.31) се трансформише у други облик када се догоди да се извор дуж координате  $x = v \cdot t$  креће великом брзином  $v$ :

$$T_{(y,z,t)} = \frac{q}{2 \cdot \pi \cdot \lambda \cdot v \cdot t} \cdot e^{-\frac{r^2}{4 \cdot a \cdot t}} \tag{4.32}$$

где је:  $r^2 = y^2 + z^2$  - радијус вектор.

**б) Танка плоча**

За случај покретног линијског извора топлоте, расподела температура се прорачунава према изразу:



$$T_{(y,t)} = \frac{q}{v \cdot s \cdot \sqrt{4 \cdot \pi \cdot \lambda \cdot c \cdot t}} \cdot e^{\left(\frac{-y^2}{4 \cdot a \cdot t} - b \cdot t\right)}, \quad (4.33)$$

где је:

$r = (x^2 + y^2)^{1/2}$  - радијус вектор и

$b = 2 \cdot \alpha / c \cdot s \cdot \rho$  - константа којом се описује губитак топлоте у околину.

За случај наваривања по прахом (ЕРР) степен искоришћења топлоте је највећи (губици се могу занемарити). У том случају расподела температура у различитим тачкама тела (плоче) се прорачунава према следећем изразу:

$$T_{(y,t)} = \frac{q}{v \cdot s \cdot \sqrt{4 \cdot \pi \cdot \lambda \cdot c \cdot \rho \cdot t}} \cdot e^{\frac{-y^2}{4 \cdot a \cdot t}}. \quad (4.34)$$

Запажено је, а и прорачунски и експериментално утврђено различитим истраживањима [50, 70], да се температурски циклуси у наредним тачкама понављају после одређених временских интервала. Температурска поља се такође понављају после одређеног временског интервала, тј. у складу са кретањем топлотног извора. Пажљивом анализом горенаведених израза може се установити и доказати да је изглед температурског поља завистан од: врсте извора, дебљине радног комада, брзине којом се он креће, топлотне моћи лука и тсл.

#### 4.1.2.2 Аналогне методе

Процес простирања топлоте описује се диференцијалним једначинама аналогног типа, као и код провођења електричне струје. Из ове значајне чињенице следи да се може успоставити корелација између топлотних и електричних величина. На тај начин може се уместо анализе процеса простирања топлоте, посматрати протицање електричне струје у аналогном струјном колу.

Као и код аналитичких метода за решавање једначине провођења топлоте, и у случају аналогних метода, решења се могу добити само за тела правилног геометријског облика са идеализованим граничним условима. Ова метода је нашла посебну примену при анализи електроотпорског тачкастог заваривања.

#### 4.1.2.3 Нумеричке методе

Од великог броја нумеричких метода за прорачун температурских поља, напона и деформација, најширу примену при наваривању имају тзв. *итеративне* методе [67, 70]:

- Метода коначних разлика (МКР),
- Метода коначних елемената (МКЕ),
- Метода граничних елемената (МГЕ) и
- Метода елементарних биланса (МЕВ).

Основни недостаци итерационих нумеричких метода су дуга припрема програма и уноса података, тешкоће да се постигне стабилност решења, дуго време прорачуна, захтеви за што већом радном меморијом рачунара као и неопходност верификације резултата.

Предности ових метода огледају се у следећем: то је често и једина могућност добијања било каквих резултата, могућност израде универзалних програма, повећање

тачности коришћењем и експерименталних резултата и формирање тзв. идеалног модела и тсл.

#### 4.1.2.3.a Метода коначних разлика (МКР)

Метода коначних разлика апроксимира коначним разликама диференцијалне једначине за поједине елементе дискретизације. Решење проблема се заснива на анализи система већег броја алгебарских једначина.

Посматрана област у којој се прорачунавају температуре најпре се дели на мрежу просторних (раванских) координата на елементарне запреминске (површинске) елементе коначних димензија који одговарају изабраном кораку дискретизације. Затим се одговарајући чланови диференцијалне једначине који описују разматрану физичку појаву замењују приближењем (апроксимацијом) које се изражава помоћу коначних разлика. Ту се уместо парцијалних извода разматране функције по независним променљивима појављују њихови количници. Слично се уводе почетни и гранични услови. За свако средиште ћелије мреже може се написати једна једначина коначних разлика која повезује вредност његове температуре са температурама у суседним чворовима мреже. На тај начин се уместо разматране једне диференцијалне једначине по одговарајућим изводима, решава систем већег броја одговарајућих алгебарских једначина које садрже коначне разлике.

Фуријеове парцијалне диференцијалне једначине провођења топлоте применом коначних разлика, поједини чланови се свде на:

$$\left. \frac{\partial T}{\partial t} \right|_{x,y,t} = \frac{T(x, y, t + \Delta t) - T(x, y, t)}{\Delta t}, \quad (4.35)$$

$$\left. \frac{\partial^2 T}{\partial x^2} \right|_{x,y,t} = \frac{T(x + \Delta x, y, t) - 2T(x, y, t) + T(x - \Delta x, y, t)}{\Delta x^2}, \quad (4.36)$$

$$\left. \frac{\partial^2 T}{\partial y^2} \right|_{x,y,t} = \frac{T(x, y + \Delta y, t) - 2T(x, y, t) + T(x, y - \Delta y, t)}{\Delta y^2}. \quad (4.37)$$

Сменом ових веза (чланова) у одговарајуће диференцијалне једначине и усвајањем корака мреже нпр.  $\Delta x = \Delta y = \Delta H$ , добија се одговарајући систем алгебарских једначина помоћу којих се одређују температуре у тренутку  $k+1$ , ако су познате температуре у тренутку  $k$ . Број алгебарских једначина се повећава са смањивањем корака дискретизације  $\Delta H$ .

#### 4.1.2.3б Метода коначних елемената (МКЕ)

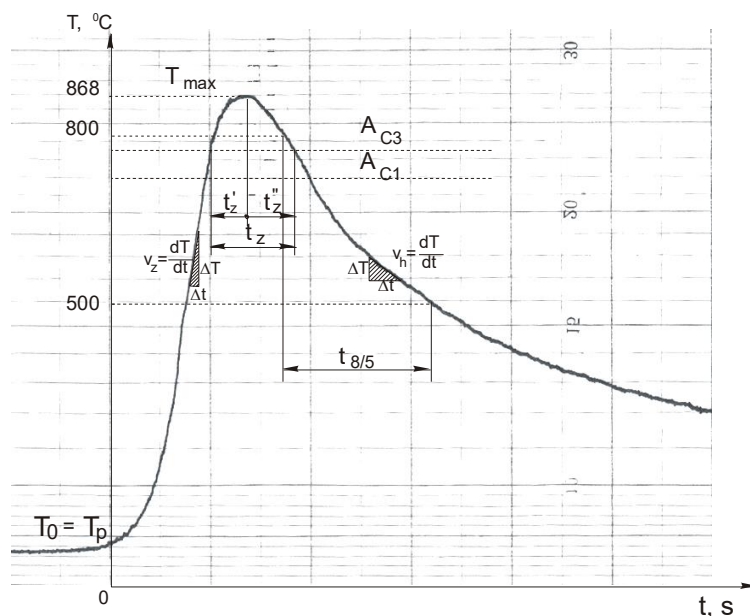
Метода коначних елемената је нумеричка варијациона метода. При разматрању проблема провођења топлоте варијационим методама, одређује се расподела температуре уз услов минималног интензитета производње ентропије у стационарном стању. Ова метода се заснива на приближној минимизацији функционала, у облику интеграла непознате функције за целу запремину разматраног поља [50, 67, 70]. У овој дисертацији метода коначних елемената је примењена при прорачуну времена хлађења  $t_{8/5}$  [93], анализи затезања на повишеним температурама [132, 138], као и на раст уатогне прслине.

#### 4.1.2.4 Експерименталне методе

Експерименталном методом се одређује вредност температура у појединим областима или карактеристичним тачкама тела. За праћење расподеле температура у ЗУТ-у користе се различити мерни уређаји (термометри). Поједини термометри мере вредност температура у тачкама постављања, док други (оптички), на основу зрачења одређују зоне једнаких температура. Типични пример је оптичка камера која може да мери температуру на принципу инфрацрвеног зрачења. Због сложености и високе цене опреме, овај метод се код нас још увек не примењује у великој мери. Према принципу рада термометри могу бити: гасни, отпорни, термопарови, оптичко - радијациони пирометри и експанзиони термометри.

Најчешће се употребљавају термопарови, због низа предности. Везивањем за писач, осцилоскоп, одговарајући вишеканални уређај и рачунар, могу се регистровати и сачувати континуалне промене температура у току времена.

За случај експерименталног одређивања температура у појединим тачкама ЗУТ-а, буше се отвори у које се постављају термопарови и њима снимају температурски циклуси. Изглед једног тако снимљеног температурског циклуса приказан је на слици 4.7. У истраживању у коме је приказан циклус настао [50] варирани су поједини фактори од посебног значаја, као што су: дебљина навариваних плоча, поступак наваривања, различити додатни материјали, параметри наваривања, број слојева, положај мерења и тсл. У литератури [50, 92, 93] детаљније су дате одговарајуће схеме и опис мерне технике, начини уградње, баждарење термопарова и др.



Слика 4.7 Елементи температурског циклуса

#### 4.1.3 Прорачун елемената температурског циклуса при наваривању

Познавањем температурског поља изабране области навариваног тела у различитим временским интервалима или мерењем температура помоћу термопарова, може се одредити и температурски циклус било које тачке ЗУТ-а око навара. Главне карактеристике температурског циклуса (сл. 4.7) било које тачке у ЗУТ-у јесу [93]: брзина загревања, брзина хлађења при температури најмање стабилности аустенита (време хлађења у области температура 800 до 500 °C -  $t_{8/5}$ ), максимална температура и

време задржавања (пребивања) изнад  $A_{C3}$  ( $A_{C3}+100^{\circ}C$ ) температуре. Коначна структура метала у ЗУТ-у је условљена максималном достигнутом температуром али и брзином загревања и хлађења. То значи да ће при истом температурском циклусу структура зависити од хемијског састава метала, услова претходно спроведене термичке обраде, прераде на хладно и тсл.

#### 4.1.3.1 Максимална температура

Познавањем аналитичког израза за расподелу температура око навара, може се одредити максимална температура у ЗУТ-у уз услов  $\partial T/\partial x = 0$  у испитиваној тачки:

- за полубесконачно тело (масиван део):

$$T_{\max(r,t)} = \frac{0.234 \cdot q_l}{c \cdot \rho \cdot r^2}, \quad (4.38)$$

$$t_{\max} = \frac{r^2}{4 \cdot a}, \quad (4.39)$$

где су:

$q_l = (U \cdot I \cdot \eta) / \nu_z$  - линијска енергија наваривања и

$r = (y^2 + z^2)^{1/2}$  - удаљење посматране тачке А од осе  $Ox$  (сл. 4.5),

- за танку плочу:

$$T_{\max(y)} = \frac{0.242 \cdot q_l}{c \cdot \rho \cdot s \cdot y} \left( 1 - \frac{b \cdot y^2}{2 \cdot a} \right), \quad (4.40)$$

где је:  $y$  - растојање од осе навара (члан у загради обухвата утицај одавања топлоте у околну средину).

#### 4.1.3.2 Брзина хлађења

Може се израчунати помоћу израза:

- за полубесконачно тело (масиван део):

$$v_h = 2 \cdot \pi \cdot \lambda \cdot \frac{(T_k - T_0)^2}{q_l \cdot N_3}, \quad (4.41)$$

- за танку плочу:

$$v_h = 2 \cdot \pi \cdot \lambda \cdot c \cdot \rho \cdot s^2 \cdot \frac{(T_k - T_0)^3}{q_l^2 \cdot N_2}, \quad (4.42)$$

где су:

$T = T_k$  - температура најмање стабилности аустенита и

$N_2$  и  $N_3$  - фактори облика споја (за случај наваривања  $N_2 = N_3 = 1$ ) [63, 64].

#### 4.1.3.3 Време задржавања

У зависности од дебљине завариваног дела одређује се према следећим изразима:

- за полубесконачно тело:

$$t_z = f_3 \cdot \frac{q_l}{\lambda \cdot (T_{\max} - T_0)}, \quad (4.43)$$

- за танку плочу:

$$t_z = f_2 \cdot \frac{q_l}{\lambda \cdot c \cdot \rho \cdot s^2 \cdot (T_{\max} - T_0)^2}. \quad (4.44)$$

Коефицијенти  $f_2$  и  $f_3$  се одређују помоћу одговарајућих номограма или дијаграма. Те дијаграме је први дефинисао Рикалин, при чему а коефицијенти  $f_2$  и  $f_3$  зависе од величине  $\theta$  датом изразом [70]:

$$\theta = \frac{T - T_0}{T_{\max} - T_0}. \quad (4.45)$$

#### 4.1.3.4 Време хлађења $t_{8/5}$

Будући да је брзина хлађења променљива величина и да опада са смањивањем температуре, то се као параметар који најбоље карактерише услове хлађења ЗУТ-а, с обзиром на најмању стабилност аустенита већине челика, узима време хлађења од 800 до 500°C ( $t_{8/5}$ ). Врсте структурних промена и особине ЗУТ-а у највећој мери зависе од постигнуте максималне температуре ( $T_{\max}$ ) у појединим зонама ЗУТ-а и времена  $t_{8/5}$ . Са порастом  $T_{\max}$  повећава се степен прегревања аустенита, раст његовог зрна, као и количина растворених укључака у аустениту, што омета промену  $\gamma \rightarrow \alpha$  за време хлађења и помера је у област нижих температура на којима настаје бездифузиона (мартензитна) промена. Слој ЗУТ-а који се налази најближе навару достиже највишу температуру што условљава највећу тврдоћу и склоност ка хладним прелинама, а најмању жилавост. Зато се најнеповољније особине ЗУТ-а одређују узимајући у обзир температурски циклус испод навара [50, 64, 67, 70].

##### 4.1.3.4a Прорачун времена хлађења $t_{8/5}$

Време хлађења ( $t_{8/5}$ ) може се најтачније одредити експериментално са криве температурског циклуса. Међутим, у литератури [50, 64, 67, 70, 93] се могу наћи и одговарајуће формуле за прорачун овог времена. Највише се користе следеће:

##### 4.1.3.4б Прорачун времена $t_{8/5}$ на бази граничне дебљине лима ( $t_{8/5} = f(s_{gr})$ )

- за танке лимове/плоче ( $s \leq s_{gr}$ )

$$t_{8/5} = \frac{q_l^2 \cdot N_2}{4 \cdot \pi \cdot \lambda \cdot \rho \cdot c \cdot s^2} \cdot \left[ \left( \frac{1}{500 - T_0} \right)^2 - \left( \frac{1}{800 - T_0} \right)^2 \right], \quad (4.46)$$

- за дебеле плоче ( $s > s_{gr}$ )

$$t_{8/5} = \frac{q_l \cdot N_3}{2 \cdot \pi \cdot \lambda} \cdot \left( \frac{1}{500 - T_0} - \frac{1}{800 - T_0} \right), \quad (4.47)$$

где су:

$N_2$  и  $N_3$  - фактори облика споја [50, 64, 67],

$\eta$  - коефицијент искоришћења топлоте и

$T_0$  - почетна или температура предгревања ( $T_p$ ).

Термофизичке константе зависе од врсте материјала и нису константне вредности већ се мењају са променом температуре, али се могу усвојити као константе за одређене температуре. Фактори облика завареног споја служе за корекцију при чему се узима у обзир позната емпиријска чињеница да брзина хлађења завареног споја зависи како од дебљине завариваних делова, тако и од типа завареног споја. У случају наваривања усваја се да су ови фактори једнаки јединици ( $N_2 = N_3 = 1$ ).

Гранична дебљина између танких и дебелих лимова/плоча зависи од промене начина одвођења топлоте (двосмерно или вишесмерно). Двосмерно одвођење топлоте важи за танке лимове и усваја се да је температура једнака по целој дебљини основног материјала ( $\partial T/\partial z = 0$ ), за разлику од дебелих делова где се температура мења и по дебљини ( $\partial T/\partial z \neq 0$ ). Стога се гранична дебљина одређује према изразу [63]:

$$s_{gr} = \sqrt{\frac{q_l \cdot N_3}{2 \cdot \rho \cdot c} \cdot \left( \frac{1}{500 - T_0} + \frac{1}{800 - T_0} \right)}. \quad (4.48)$$

#### 4.1.3.4в Прорачун времена хлађења $t_{8/5}$ на основу формуле јапанских аутора (формула Ito-Bessyo)

Према споменутиим ауторима [47] користи се формула:

$$t_{8/5} = \frac{k \cdot q_l^n}{\beta \cdot (T_{sr} - T_0)^2 \cdot \left[ 1 + \frac{2}{\pi} \cdot \arctg \left( \frac{s - s_0}{\alpha} \right) \right]}, \quad (4.49)$$

где су:

$q_l$  - погонска енергија у  $J/cm$  и

$T_0$  - почетна температура у  $^{\circ}C$ .

Остали подаци неопходни за прорачун времена  $t_{8/5}$  дати су у одговарајућој литератури [63, 64]. Неки параметри из једначина 4.46, 4.47 и 4.49 највише се користе за:

- одређивање структуре у најкритичнијој области ЗУТ-а навара, тако што се време  $t_{8/5}$  уноси у КНЗ дијаграм. Исто тако може се изабрати основни материјал између више расположивих према нпр. траженој структури или пак максималној тврдоћи, све зависно од услова рада дела. Гранично време  $t_{8/5}$  које одговара чисто мартензитној структури означава се са  $t_{100}$ , а гранично време  $t_{8/5}$  које одговара чисто бејнитној структури  $t_b$ ,
- прорачун режима наваривања ( $q_l, T_p$ ) који омогућава добијање наварених слојева тражене структуре. У ствари, из одговарајућег КНЗ дијаграма усваја се време  $t_{8/5}$  које одговара траженој структури (мартензитној, мартензитно-бејнитној, бејнитној и др.), па се затим из формула за  $t_{8/5}$  израчунава погонска енергија наваривања.

Као помоћни критеријум за процену насталих структурних промена, код челика повишене јачине, често се одређује и брзина хлађења ( $v_h$ ), и она упоређује са критичном брзином хлађења ( $v_{kr}$ ). Ако је стварна брзина хлађења већа од критичне ( $v_h > v_{kr}$ ) добија се чисто мартензитна структура, а ако је она мања ( $v_h < v_{kr}$ ) онда се добија мешовито мартензитно-бејнитна или чисто бејнитна структура [63, 64].

## 4.2 ФАЗНЕ ПРОМЕНЕ КОД ЧЕЛИКА ПРИ НАВАРИВАЊУ

Опште је познато да при загревању и хлађењу вишефазних (полиморфних) метала (гвожђа, челика) настају фазне промене тј. да се у зависности од температуре и времена мења и структура. Међутим, није довољно у обзир узети само температуру већ је неопходно разматрати и време као параметар промене у материјалу. Фазне промене у материјалу се могу пратити преко фазних дијаграма (бинарних) у равнотежним условима (веома споро хлађење  $\approx 4^\circ\text{C}$  на сат) или дугог задржавања на одговарајућој температури. Међутим, како се ови услови веома тешко могу испунити, то ће у реалном случају, бинарни дијаграми доста одступати од стања које одговара стварним променама. Знак одступања од равнотежног стања јесте појава *неравнотежних фаза* у структури легуре. Поред фаза које се у регуларним условима очекују у равнотежном дијаграму, неке фазе се могу појавити и у температурским областима којима не припадају. Због тога што се особине неравнотежних структура по правилу битно разликују од равнотежних, различите брзине хлађења се могу искористити да се мењају особине једне исте легуре. То је посебно важно код челика, јер је његова основна компонента гвожђе полиморфан метал.

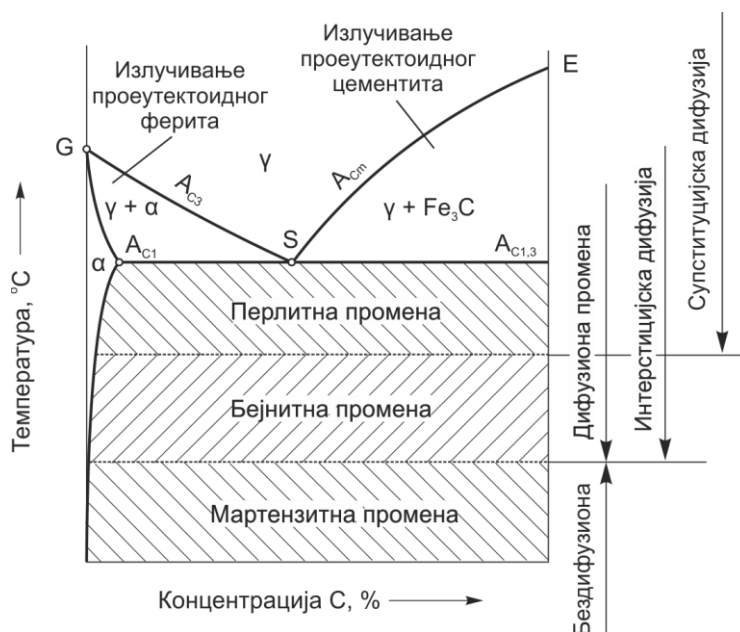
Теорија фазних промена код метала представља данас једну од основних области модерне науке о металима засноване на познавању физике, физичке хемије и кристалографије. Бави се пре свега описом реакција при термичкој обради метала и легура с циљем да се истраже узроци, механизми и погонске силе ових реакција. Студија фазних промена у чврстом стању код метала нема дугу историју: почетак досеже до 1868. године, када је објављен рад *Chernov-a*<sup>1</sup> који представља један од камена темељаца за изучавање фазних промена. Даљи развој ове дисциплине је био веома брз захваљујући развоју експерименталних метода, које су омогућиле да се уместо описа реакција у чврстом стању пређе на квантитативне оцене [57].

Дифузионе фазне промене у чврстом стању почињу груписањем атома, затим образовањем клица и њиховим даљим растом (слично као при кристализацији). Ове промене су резултат природне тежње система (у овом случају Fe-C) да своју слободну енергију сведе на минимум сходно датој температури. Структурне промене при термичкој обради настају у групи кристала, а резултат тих промена зависи и од кристалографских односа између почетне и новонастале фазе.

При веома спором хлађењу угљеничних подеутектоидних челика из аустенитног подручја, испод критичне температуре  $A_{C3}$  (температура која означава завршетак промене ферита у аустенит при загревању подеутектоидних челика) почиње излучивање ферита, а код надеутектоидних челика издвајање секундарног цементита испод температуре  $A_{Cm}$  (сл. 4.8). Ове се фазе излучују до еутектоидне линије ( $A_{C1,3}$ ) у количини која се може установити у равнотежном дијаграму правилом полуге. После достизања еутектоидне температуре, преостали аустенит се преображава у перлит. Веће потхлађивање може привремено задржати хомогену аустенитну структуру и на температурама испод  $A_{C1,3}$ , па се величином (степеном) потхлађивања може бирати температура разлагања (трансформације, промене) аустенита, а тиме и излазна структура.

---

<sup>1</sup> *Dmitry Konstantinovich Chernov* (1839-1921) је био руски научник и металург који је први открио фазне трансформације у челицима и полиморфним металима што се сматра за почетак развоја металографије.



Слика 4.8 Области трансформације (разлагања) потхлађеног аустенита [57]

Суштина промене аустенита у равнотежним условима произлази из његове трансформације у ферит који раствара знатно мање угљеника па вишак угљеника образује цементит. Промена површински центриране решетке  $\gamma$  у просторно центрирану решетку  $\alpha$  условљена је с једне стране супституцијском дифузијом атома гвожђа и с друге стране интерстицијском дифузијом атома угљеника. Обе врсте дифузије зависе од температуре разлагања аустенита. У условима блиским равнотежним, тј. при малом потхлађивању, одвија се дифузија гвожђа (и супституцијски растворених атома примеса), као и дифузија угљеника. На пример, аустенит еутектоидне концентрације прелази у смешу ферита и цементита (перлит), за шта је услов истовремена дифузија гвожђа и угљеника [57].

При потхлађивању аустенита до температуре при којој дифузија гвожђа и супституцијски растворених примеса опада до занемарљивих вредности, остаје могућност дифузије атома растворених интерстицијски (пре свега угљеника), те настаје *бејнитна промена*; продукт распада аустенита у оваквим условима је бејнит - неравнотежна смеша плочастих (иверичастих) кристала прехлађеног чврстог раствора  $\alpha$  и ситних карбидних честица. При још већем потхлађивању аустенита, обе врсте дифузије биће потиснуте па може настати мартензитна трансформација; продукт ове промене аустенита је неравнотежан, презасићен чврст раствор угљеника у  $\alpha$ -гвожђу - *тетрагонални мартензит*. Мартензит се формира великом брзином која достиже и до 1000 m/s. Температурске области перлитне, бејнитне и мартензитне трансформације аустенита приказане су на слици 4.9 [57].

### 4.3 ТРАНСФОРМАЦИОНИ ДИЈАГРАМИ

Дијаграми који приказују ток разлагања потхлађеног аустенита, зависно од температуре и времена, називају се трансформациони дијаграми. Они се конструишу у потпуно другачијим условима од равнотежних, тј. у условима променљиве брзине хлађења, и могу дати информације о распаду аустенита у различите фазе. Поред структуре које ће настати, може се проценити и очекивана тврдоћа, као и удео одређене фазе у структури.

Трансформациони дијаграми могу бити [57, 58]:

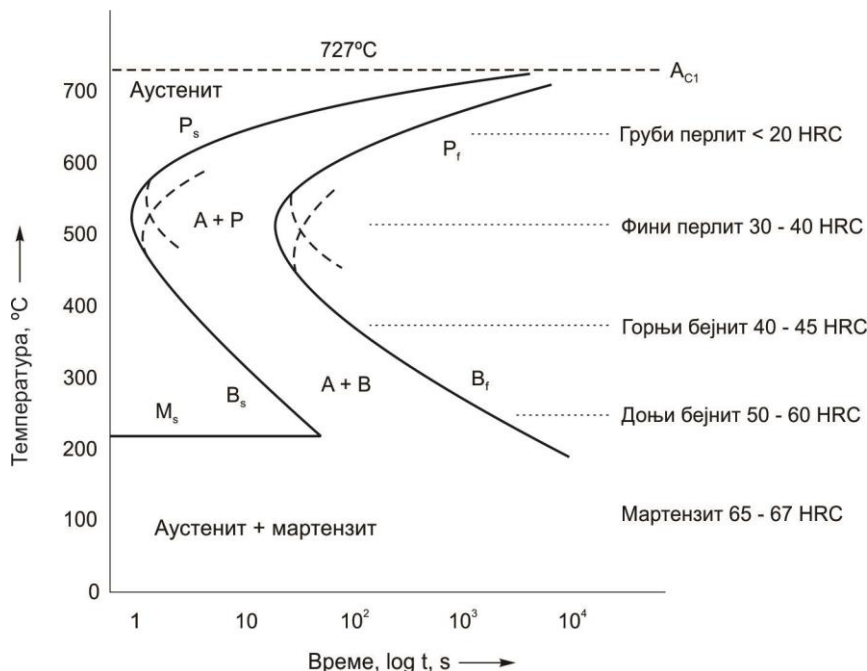


- *изотермални (изотермички)* - дају продукте промене аустенита при одређеним константним температурама и
- *анизотермални (анизотермички)* који приказују продукте добијене различитим брзинама хлађења.

Дијаграми изотермалног разлагања аустенита (IRA) су значајни пре свега за избор параметара неких видова термичке обраде, а дијаграм анизотермалног разлагања аустенита (ARA) користи се како за избор параметара термичке обраде, тако и за оцену заварљивости закаљивих челика. Ови дијаграми се конструишу експериментално на специјално припремљеним узорцима и уз примену прецизне мерне опреме.

### 4.3.1 Дијаграми изотермалног разлагања аустенита (IRA, TTT)

Из претходних разматрања произлази да се перлитна трансформација у еутектоидним челицима одвија нуклеацијом клица и њиховим растом. Укупна брзина трансформације одређена је брзином образовања клица и брзином њиховог раста. При малом потхлађењу аустенита испод температуре  $A_{C1}$  (сл. 4.9), кинетички параметри промене су готово занемарљиви па је брзина трансформације веома мала; прва зрна перлита ( $P_s$ ) се појављују тек после веома дугог времена задржавања на температури трансформације (дуго време инкубације), што значи да је укупно време трансформације велико. При већем потхлађењу, до око  $550^{\circ}C$ , за нуклеацију је потребна мања енергија, што значи да се повећава брзина нуклеације и брзина пораста, а тиме и укупна брзина трансформације. Даљим снижавањем трансформационе температуре опада брзина дифузије гвожђа, па и укупна брзина промене. Криве почетка и краја преображаја аустенита називају се IRA дијаграми, а чешће S или TTT (*енгл. Time Temperature Transformation*)-дијаграми. IRA дијаграм за еутектоидни угљенични челик дат је на слици 4.9 [57].



Слика 4.9 Дијаграм изотермалног разлагања аустенита (IRA) еутектоидног челика

На дијаграму се може уочити да је почетак и крај трансформације приказан једном пуном линијом, али да се у зони од  $500-600^{\circ}C$  преклапају линије почетка и завршетка перлитне и бејнитне трансформације. Та температурска зона припада најкраћој инкубацији када та трансформација најбрже наступа. Ознаке почетка (индекс

"s" за старт) и краја (индекс "f" за финиш) показују почетак и крај трансформације одређене структуре. Лево од криве почетка трансформације постоји само аустенит, између две криве смеша аустенита и одређене фазе, а десно од криве краја трансформације приказане су само коначне структуре.

Објашњене промене важе све до температуре  $M_s$  после чега промене више нису *дифузионе* већ *бездифузионе*. Испод ове температуре одвија се бездифузиона мартензитна трансформација, која се зове *атермичка*, што значи да количина насталог мартензита зависи од температуре до које је челик потхлађен. Мартензит се ствара готово тренутно управо по достизању те критичне температуре, а даљим задржавањем на њој структура се не мења. Количина мартензита се стога може повећати само даљим снижавањем температуре, тј. изотермичким третманом на још нижој температури.

Облик и положај IRA кривих зависе од многих чинилаца. Сви легирајући елементи, изузев Co и Al, повећавају стабилност аустенита односно померају почетке и завршетке промена (преображаја) удесно. Они такође подижу или снижавају температуру најмање стабилности аустенита и  $M_s$ -температуру. Легирајући елементи који са гвожђем образују супституцијске чврсте растворе (Ni, Cu) не мењају облик дијаграма већ га само померају удесно. Карбидотворни елементи (Mo, Cr, W, V), увелико мењају и облик дијаграма, и међусобно удаљавају или раздвајају перлитну и бејнитну зону. Поред директног утицаја хемијског састава челика на IRA дијаграме, битни су и услови аустенитизације; већа структурна хомогеност и крупнија аустенитна зрна померају криве почетка и краја преображаја аустенита удесно; супротно томе, ситнозрнасти аустенит, нехомогеност аустенита и стране честице у аустениту (примесе, нерастворени карбиди) померају дијаграм улево. Такође, горенаведени елементи утичу и на положај  $M_s$  и  $M_f$  температуре [57].

Дакле, будући да се у овој дисертацији ради о легираним алатним челицима може се закључити да су њихови IRA дијаграми померени удесно и надолу, што значи да се при термичкој обради релативно лако може добити мартензитна структура, тј. да су закаљиви и стога условно заварљиви.

### 4.3.2 Дијаграми континуалног разлагања аустенита (ARA, КН)

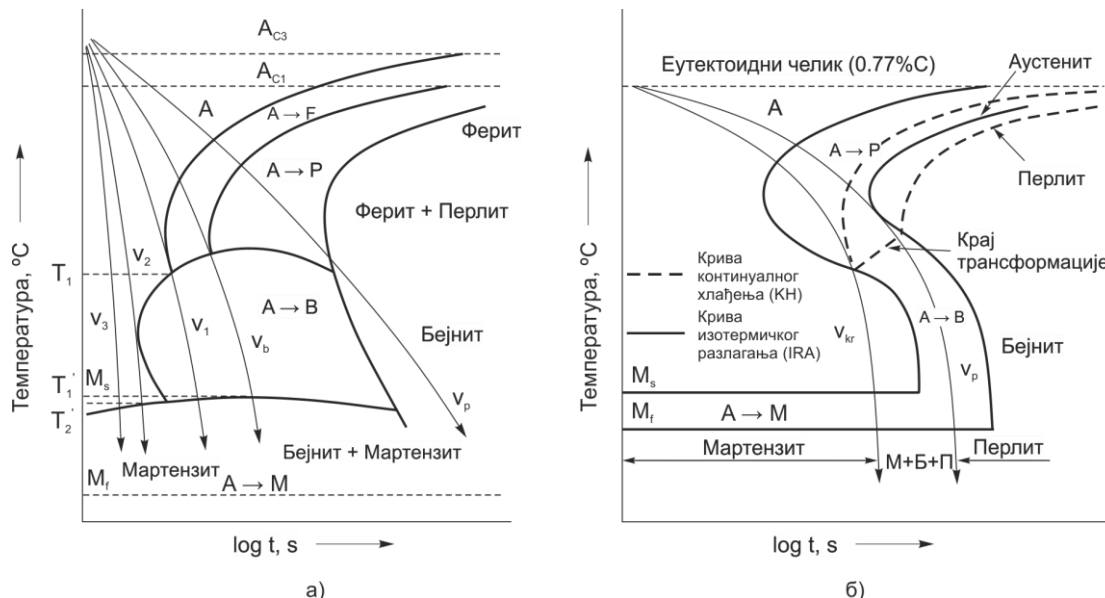
За разлику од дијаграма изотермалног распада аустенита, где се трансформације у материјалу одвијају при константној температури, металурзи су конструисали и дијаграме који приказују структурне промене за време континуалног хлађења одређеном брзином. Ти дијаграми се такође добијају експериментално на специјалним узорцима који се загревају до температуре аустенитизације, а затим хладе различитим брзинама тј. у различитим средствима (на ваздуху, у уљу, кречном млеку, води, сланој води са NaCl). Ови дијаграми су познати као дијаграми континуалног хлађења или скраћено КН (*енгл. Continuous Cooling Transformation*) дијаграми (сл. 4.10) [50, 57, 66].

Слично као и код изотермалног разлагања аустенита, најмање брзине непрекидног хлађења дају феритно-перлитну структуру (F+P) код подеутектоидног челика, односно феритно-цементитну (F+C<sub>m</sub>) код наеутектоидног челика. При већим брзинама хлађења добија се бејнитно-мартензитна (B+M), а при највећим брзинама хлађења чисто мартензитна структура (M).

Разлика између IRA и КН дијаграма се може свести на следеће [57]:

- код IRA дијаграма почетак и крај промене аустенита прате се по изотерми ( $T = \text{const.}$ ), а код КН дијаграма промена аустенита се прати по одговарајућим кривама хлађења ( $v_1, v_2, v_3, \dots$ ), (сл. 4.10а),

- чиста бејнитна структура се не може добити континуалним хлађењем, већ само у изотермалним условима хлађења и
- криве континуалног хлађења (КН) померене су удесно и надолу у односу на IRA дијаграм, што значи да при непрекидном хлађењу касни почетак разлагања које се одвија на нижим температурама (сл. 4.10б).



Слика 4.10 КН дијаграм угљеничног подеутектоидног челика (а), IRA (—) и КН (----) дијаграм угљеничног еутектоидног челика (б)

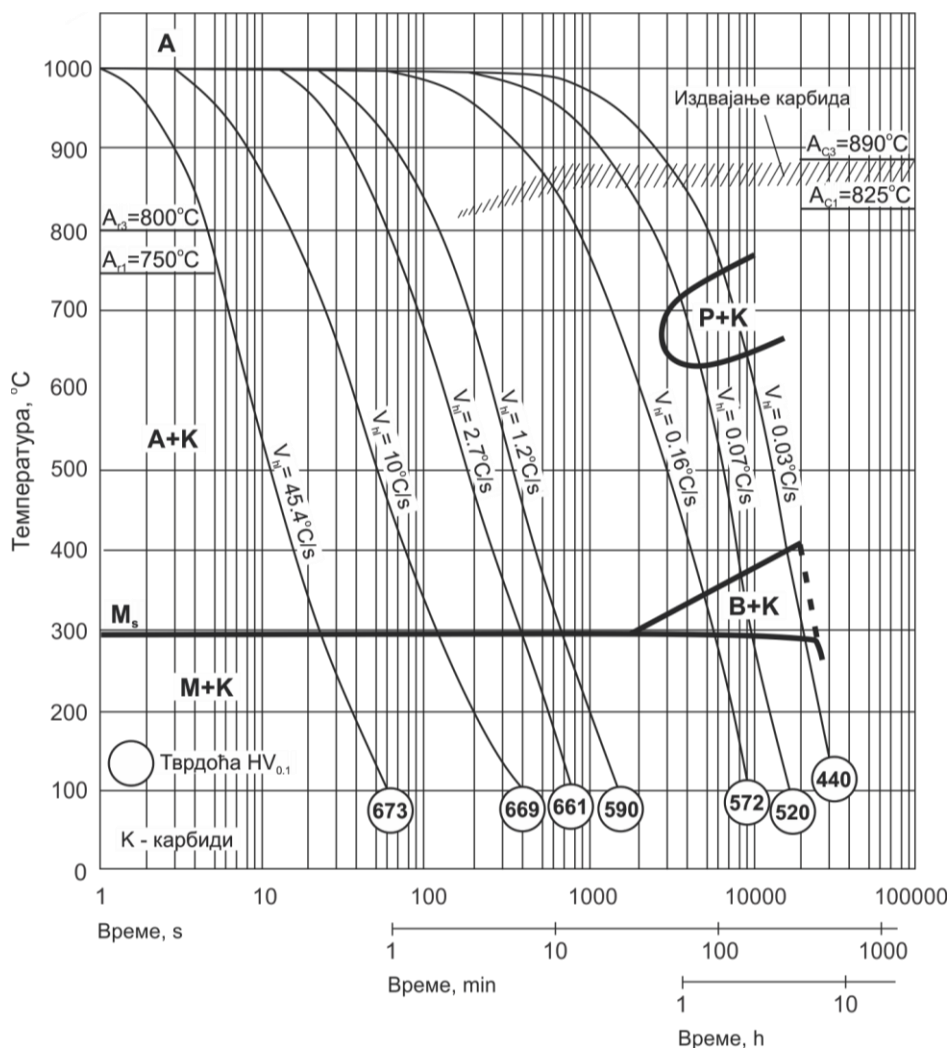
Минимална брзина хлађења одговара тангенти на колено криве КН и назива се *критична брзина хлађења* ( $v_2$ , сл. 4.10а). Она представља брзину хлађења којом се одлаже промена аустенита све до  $M_s$  температуре. За нискоугљеничне челике потребна је веома велика критична брзина хлађења (реда  $200-600^\circ\text{C}/\text{s}$ ); нешто мања одговара нисколегираним челицима, а најмања  $v_{kr}$  одговара еутектоидном челику. Када је реч о легираним челицима, криве су додатно померене па се њиховим каљењем релативно лако добија мартензит (довољна је мала брзина хлађења, јер имају велику прокаљивост). На то утичу сви додати легирајући елементи (осим  $\text{Co}$  и  $\text{Al}$ ). Овде треба истаћи и то да за разлику од угљеничних, код легираних челика често долази до формирања сложених једињења која настају као мешавина ферита, перлита, бејнита, мартензита и заосталог аустенита па се краће називају међуфазним или прелазним структурама.

#### 4.4 ТРАНСФОРМАЦИОНИ ДИЈАГРАМИ ТЕРМОПОСТОЈАНИХ ЧЕЛИКА

Дакле, на основу свега може се закључити да трансформациони дијаграми могу знатно допринети прописивању одговарајуће технологије заваривања и предвиђања очекиваних особина. За неке врсте челика и ливених гвожђа ови дијаграми се могу наћи у каталозима железара и челичана или специјализованој литератури [50, 94, 95]. Поред споменутих КН дијаграма, у пракси се веома често користе и тзв. КНЗ дијаграми тј. дијаграми континуалног хлађења који важе у условима заваривања. Они веома личе на КН дијаграме али су добијени у условима приближним оним који постоје при заваривању, пре свега из аспекта различитих брзина хлађења зава/навара). Ови дијаграми се у литератури налазе у полулогаритамском координатном систему температура - време или температура - време хлађења ( $t_{8/5}$ ) и садрже карактеристичне области које представљају структуре које могу настати у одређеним условима хлађења (заваривања). Када се

дијаграм једном конструише он важи само за шаржу из које је узет узорак али се у неким изузетним случајевима они са довољном тачношћу могу применити и за челике приближног хемијског састава.

Будући да се у овој дисертацији анализирају алатни термостојани челици треба истаћи да су области различитих структура на овим дијаграмима криве померене удесно и надоле у односу на стандардне конструкционе челике. Разлог за то је хемијски састав и велики број легирајућих елемената. Међутим, уколико је расположив КН дијаграм за одговарајући челик са њега се могу прочитати карактеристичне температуре и времена почетка и краја одређених фазних трансформација. На сликама 4.11 и 4.12 су приказани дијаграми континуалног хлађења за анализирани челике: X37CrMoV5-1 и 55NiCrMoV7.

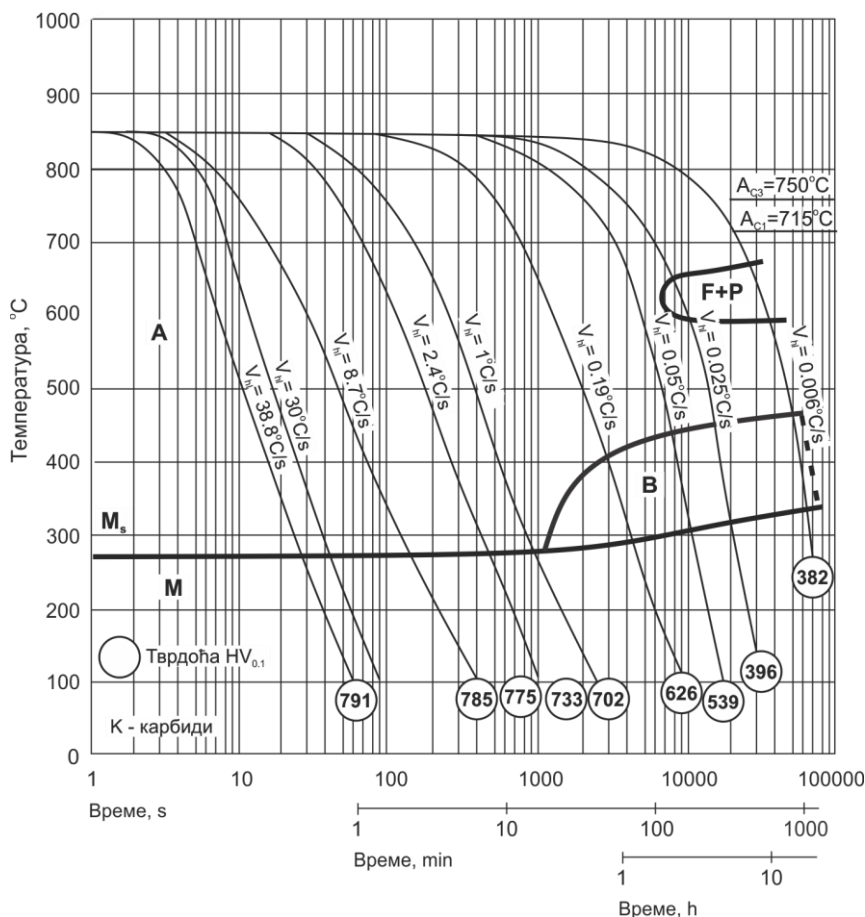


Слика 4.11 КН дијаграм алатног термостојаног челика X37CrMoV5-1

Анализом КН дијаграма два челика разматрана у овом раду, може се уочити да су они веома слични. У оба случаја перлитна област је раздвојена од бейнитне и позициониране су далеко на десној страни дијаграма (велика времена хлађења). Такође, зона мартензита обухвата времена дужа од 1000 секунди што представља веома дугачко време и указује на потребу да се после каљења обавезно изведе накнадно отпуштање. Нпр. у случају заваривања било ког од ова два челика, завар је немогуће хладити брзинама мањим од критичне за формирање мартензита што значи да ће мартензит сигурно настати али га је накнадном термичком обрадом могуће делимично превести у стабилније структуре.

КН дијаграми алатних челика се данас конструишу углавном применом

дилатометријских метода. Дилатометрија је услед развоја електронских компоненти постала прецизнија па може на поуздан начин да прикаже одређене промене у материјалу за време хлађења. Такође, овај метод се показао веома поузданим и при детектовању веома малих трансформација, као што је преципитација карбида. То је веома важно, јер се у овим челицима на карактер трансформације и касније механичке особине веома утиче издвајање и груписање карбида у металној основи. Стога је кључно да за одређене услове хлађења постоји и одговарајућа микроструктура и тврдоћа како би се извршила провера тачности КН дијаграма, као што је то приказано у одговарајућој литератури [92].



Слика 4.12 КН дијаграм алатног термпостојаног челика 55NiCrMoV7

#### 4.4.1 Одређивање структуре и тврдоће на основу експериментално измерених температурских циклуса применом КН дијаграма

Примена КН дијаграма може бити веома разнолика. У највећој мери они омогућавају да се за кратко време пропише режим термичке обраде, параметри заваривања (погонска енергија), предвиде очекиване структуре и тврдоће и тсл. Да би рад са КН дијаграмима био што лакши, а добијени резултати што поузданији, препорука је да се за улазне податке користе што тачнија времена хлађења, тј. температурски циклуси са свим својим елементима (види сл. 4.7). Када је даље реч о тачности измерених или израчунатих података, различитим истраживањима [28, 29, 92, 93] је потврђено да се најпоузданији резултати добијају експерименталним мерењем (применом термопарова), мада у неким случајевима може бити оправдана и примена емпиријских формула и нумеричких података.

Када је реч о алатним термпостојаним челицима, уколико су улазни подаци поуздани процена својстава навара може бити веома успешна. У даљем тексту је дат један

пример примене температурских циклуса и КН дијаграма на конкретном челику 56NiCrMoV7 (једном од два анализирана у овој дисертацији). Експериментом је планирано мерење температурских циклуса термопаровима при наваривању плоча, затим упоређивање добијених времена хлађења са временима које је могуће добити на други начин (аналитички, емпиријски, нумерички, и др.) и на крају снимљеним циклусима унетим у КН дијаграм могу проценити структуре и тврдоће. Детаљна процедура снимања температурских циклуса је приказана у литератури [28, 50, 93]. Експериментом је извршено мерење температурских циклуса при наваривању плоча две различите дебљине,  $s = 7.4 \text{ mm}$  и  $s = 29 \text{ mm}$ . При наваривању плоча параметри заваривања су се кретали у опсезима датим у табелама 4.1 и 4.2. Поред полазних података, у табелама 4.1 и 4.2 унете су и добијене вредности времена хлађења по 4 различита извора (формула јапанских аутора, формула граничне дебљине лима, експериментално и рачунски) [29, 50].

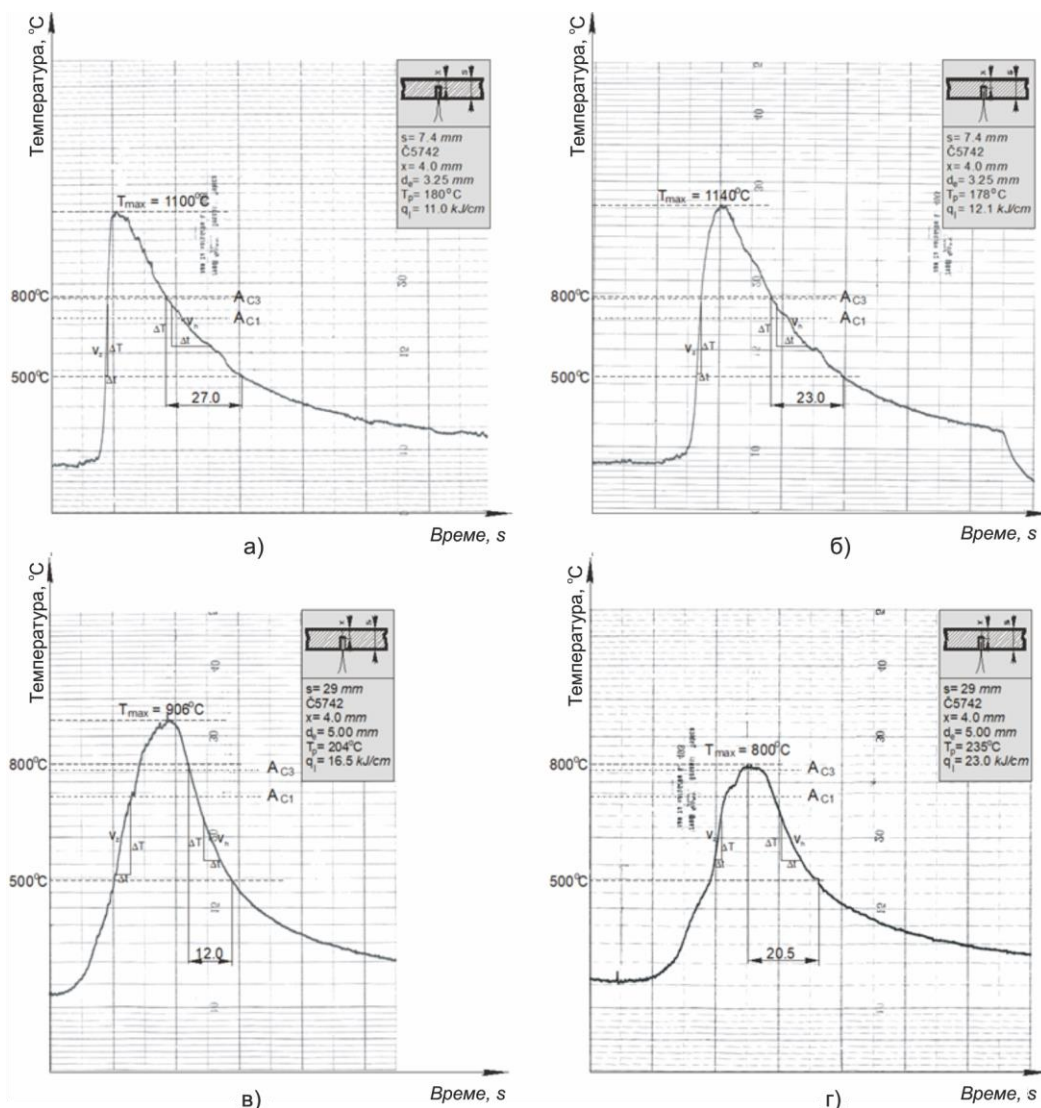
**Табела 4.1** Упоредне вредности времена хлађења  $t_{8/5}$  за плочу дебљине 7.4 mm

Брзина наваривања $v_z, \text{ cm/s}$	Линијска енергија наваривања $q_l, \text{ J/cm}$	Температура предгревања $T_o/T_p, \text{ }^\circ\text{C}$	Време хлађења $t_{8/5}, \text{ s}$			
			$(t_{8/5})^J$	$(t_{8/5})^{Sgr}$	$(t_{8/5})^{EXP}$	$(t_{8/5})^R$
0.238	9663	20	8.62	24.00	14.50	16.5-20
0.220	10560	20	9.85	29.0	17.00	20-21
0.186	12192	20	13.34	43.63	16.00	24-26
0.241	9543	70	10.14	31.17	16.50	20.5-23.5
0.172	13372	273	44.20	273.9	28.00	88-90
0.169	13609	280	47.35	304.50	34.00	94-98
0.136	16911	185	39.00	206	23.50	70-76
0.208	11058	180	20.1	84.9	27.00	42-50
0.175	13142	240	35.50	194.2	30.50	71-78
0.190	12105	178	22.80	100.3	23.00	48-54
0.183	12568	178	24.05	107.3	19.00	48.5-57
0.215	10698	169	18.19	73.4	19.50	36-43
0.150	15333	180	32.90	163.2	24.50	59-68
0.158	14557	290	55.80	386.7	31.00	104-113

**Табела 4.2** Упоредне вредности времена хлађења  $t_{8/5}$  за плочу дебљине 29 mm

Брзина наваривања $v_z, \text{ cm/s}$	Линијска енергија наваривања $q_l, \text{ J/cm}$	Температура предгревања $T_o/T_p, \text{ }^\circ\text{C}$	Време хлађења $t_{8/5}, \text{ s}$			
			$(t_{8/5})^J$	$(t_{8/5})^{Sgr}$	$(t_{8/5})^{EXP}$	$(t_{8/5})^R$
0.148	28757	20	11.20	14.10	16.0	10.8-12.5
0.130	32738	355	76.17	287.50	78.0	70.5-74.5
0.161	26436	231	24.36	47.30	25.0	24-27
0.152	28049	218	24.80	47.80	22.0	23.2-25.5
0.142	29870	231	29.30	60.40	24.0	27-29.6
0.258	16500	204	10.43	14.89	12.0	13.5-14.5
0.257	16912	204	10.83	15.52	12.0	13.6-14.7
0.167	25414	178	17.60	28.80	16.0	18-20
0.185	23000	235	20.20	37.10	20.5	21-23.5
0.163	26136	271	30.12	66.80	23.0	30-32

Неки од карактеристичних температурских циклуса приказани су на слици 4.13.



Слика 4.13 Температурски циклуси ЗУТ-а навара за плоче различитих дебљина [50]

После измерених температурских циклуса појединих зона ЗУТ-а и извршеног прорачуна према формулама датим у поглављу 4.1.3.4, могуће је извршити компарацију времена хлађења  $t_{8/5}$  добијених различитим методама.

На основу добијених резултата приказаних у радовима [29, 50, 93], може се закључити да је најбољу сагласност са експерименталним резултатима показала формула јапанских аутора (израз 4.49), док је формула за израчунавање на бази граничне дебљине лима показала велика одступања од експерименталних вредности. Изведени заључак важи само у случају наваривања равних призматичних површина. Као што је раније наведено, овако добијене вредности времена  $t_{8/5}$  је могуће упоредити и са нумеричким резултатима, што је у појединим истраживањима успешно изведено [28, 93].

Циљ оваквог упоређивања резултата јесте трагање за могућношћу да се избегну скупа и дуготрајна експериментална испитивања и израда узорака, која у случају ових челика могу бити прилично компликована (због високе тврдоће). Такође, предност формуле 4.49 јесте што је релативно једноставна за прорачун, јер не садржи одређене константе које нису строго дефинисане већ се бирају по препоруци.

Даље се, на основу добијених времена хлађења, изводи коначна процена структуре и тврдоће ЗУТ-а навариваних делова. У табели 4.3 дате су неке најбитније карактеристике коришћених дијаграма за челик 55NiCrMoV7 (сл. 4.12).

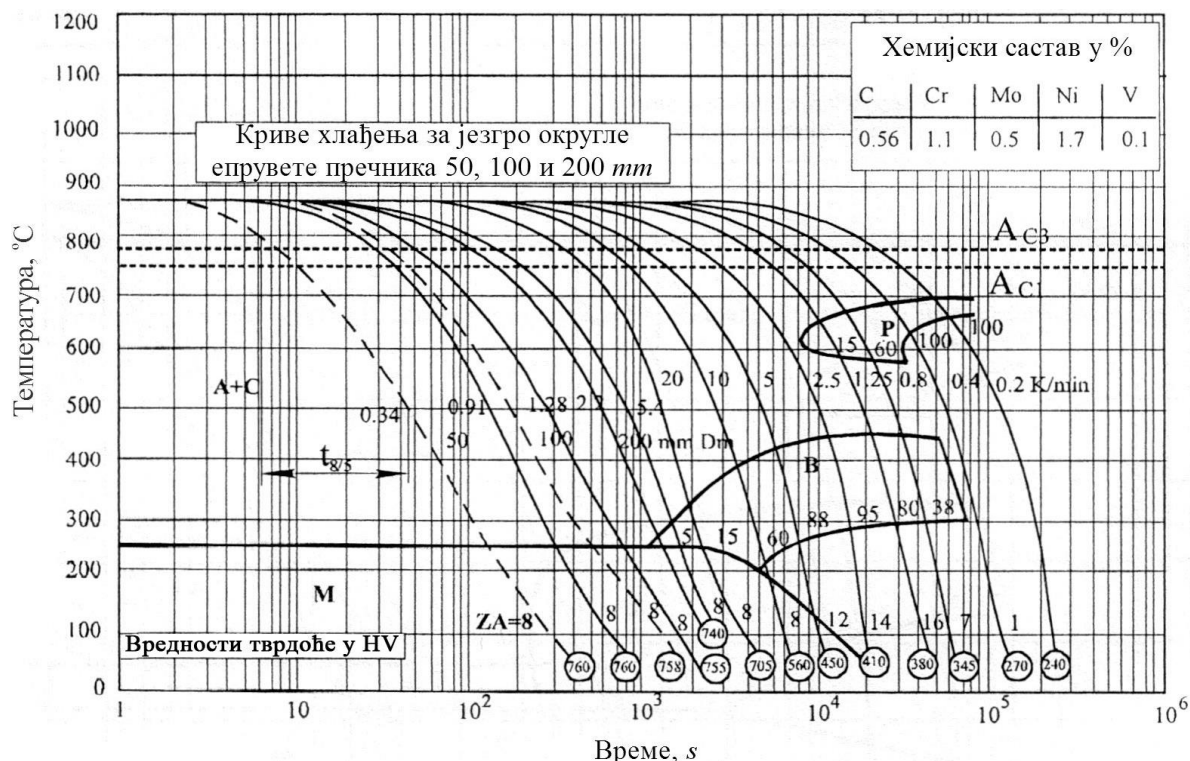
**Табела 4.3** Услови аустенитизације, преображајне температуре и времена и максимална тврдоћа челика 55NiCrMoV7 [50]

Литературни извор	$T_{ауст.}/t_{прогр.}$ °C/min	$A_{C1}$ , °C	$A_{C3}$ , °C	$M_s$ , °C	$t_{100}$ , s	$t_p$ , s	HV <sub>max</sub>
Železarna SIJ Ravne, Словенија	860/10	713	798	275	1500	6000	708
Atlas zur wärmebehandlung der stähle..., Немачка	880/15	740	780	250	1050	8000	760
Thyssen Krupp, Немачка	850/5	715	785	275	500	10000	743

\* гранично време које одговара чисто мартензитној структури (за свако  $t_{8/5} \leq t_{100}$ );

\*\* време које одговара почетку настанка перлитне промене.

Уколико су познате криве хлађења карактеристичних температурских циклуса, структура читана из КН дијаграма се може упоредити са структуром добијеном металографским испитивањима (поглавље 7.4). Са датих дијаграма, као и из табеле 4.3 се може уочити да се гранично време хлађења  $t_{8/5} = t_{100}$  креће од 500 до 1500 s. Ако се узме у обзир да су за израду узорака навариване плоче дебљине 15 и 20 mm може се закључити да би се гранично време  $t_{8/5} = t_{100}$  приближно 500 s уз предгревање ( $T_p = 300^\circ\text{C}$ ), могло постићи са  $q_1 \approx 85 \text{ kJ/cm}$  за  $s = 15 \text{ mm}$ , односно са  $q_1 \approx 125 \text{ kJ/cm}$  за  $s = 20 \text{ mm}$ . Ове вредности линијске енергије заваривања (уноса топлоте) никако није могуће остварити REL поступком, што условљава мартензитно-карбидну структуру ЗУТ-а високе тврдоће (700-743 HV1), без обзира на коришћене параметре наваривања (види поглавље 7.4.1). Из тих разлога је увек потребно извести отпуштање, пре свега због снижавања тврдоће ЗУТ-а и повећања пластичности одређених зона навареног споја, али и због снижења заосталих напона, који нарочито код делова типа ковачких алата, могу проузроковати оштећења површине.



**Слика 4.14** КН дијаграм термостојаног челика 55NiCrMoV7 са унетим временима хлађења



## 5. ОТПУШТАЊЕ ТЕРМОПОСТОЈАНИХ ЧЕЛИКА И ОТПУСНА КРТОСТ

Термичка обрада метала је саставни део многих технолошких процеса као завршна обрада финално обликованих машинских елемената, али и као међуоперација код полупроизвода у току ваљања, вучења или машинске обраде. Стога се термичка обрада примењује од самих почетака употребе металних материјала. С обзиром на то да је реч о завршном технолошком процесу који се изводи на зупчаницима, осовинама, алатима и другим функционално битним машинским деловима, сви видови термичке обраде детаљно су дефинисани техничким условима који укључују процесну и завршну контролу. Већина погона металопрерађивачке индустрије, као што су машинске радионице, алатнице или ковачнице, у свом саставу имају калионице којима руководе високостручни металурзи и мајстори калионичари који одржавају сложена постројења за термичку обраду.

Када је реч о термичкој обради и њеној примени у одређеним областима, подразумева се да је неопходно познавати неке основне ознаке и дефиниције процеса, режима и преображајних температура које су карактеристичне при загревању и хлађењу легура гвожђа. Више детаља о овој теми може се наћи у специјализованој литератури из те области [57, 58, 60, 62, 86, 87].

Опште је прихваћено да се сви видови термичке обраде могу разврстати у пет најважнијих група: жарење, каљење, отпуштање, термомеханичка обрада (ТМО) и хемијско-термичка обрада (ХТО) [57].

Такође, треба указати и на то да је анализом резултата добијених при металографским и механичким испитивањима метала и легура установљена јака корелација између структуре и механичких особина. Стога, термичку обраду треба посматрати као механизам за измену својстава материјала и прилагођавање одређеним захтевима који се пред материјал постављају.

Раније је напоменуто да се у овој дисертацији разматрају алатни термопостојани челици који се без изузетака подвргавају каљењу и отпуштању (једноступеном или пак двоступеном). Алатни челици високу тврдоћу и јачину добијају тек после каљења, међутим у таквом стању су неупотребљиви због веома мале пластичности и високих заосталих напона. Зато после каљења увек следује отпуштање по строго прописаним режимима.

Каљење челика је термичка обрада која се изводи загревањем радног предмета до изнад температуре  $A_{C3}$  за подеутектоидне и изнад  $A_{1,3}$  за надеутектоидне челике, прогревањем на тој температури и хлађењем брзином већом од критичне потребне за трансформацију аустенита у мартензит. Температура загревања за алатне челике је увек нешто виша од температуре загревања угљеничних челика због низа легирајућих елемената који повећавају стабилност аустенита. После аустенизације, каљење се може извести у уљу или води (чистој или са раствореном соли), али се код ових челика, по правилу за хлађење користи уље. Недовољна температура аустенитизације може довести до нехомогености материјала после каљења, као и до појаве неокаљених зона (меких зона где се аустенит није трансформисао у потпуности у мартензит).

Запреминско каљење се дели на мартензитно (континуално, степенасто) и бејнитно (изотермичко, континуално) док се ређе користе прекидно мартензитно и континуално бејнитно каљење, као и таложно каљење и "замрзавање" [57].

С обзиром на то да је мартензит добијен каљењем веома крт и неистегљив, делови такве структуре у пракси нису употребљиви, па је структуру потребно трансформисати у неку пожељнију. Осим кртости, у мартензитној структури настају велики унутрашњи напони који могу довести до дефеката (чак ломова) делова и пре дејства радног оптерећења. Због свега наведеног, делови се увек после каљења накнадно загревају до температура нижих од  $A_{C1}$  и споро хладе, а тај процес се другачије назива *отпуштање*. Примера ради, после отпуштања на  $550^{\circ}\text{C}$ , код окаљеног челика са 0.3% С, заостали напони се смањују са 600 на свега 80 МПа.

Мартензитна структура је неравнотежна и нестабилна услед презасићености кристалних решетки угљеником који је ту принудно задржан при брзом хлађењу. Због тога мартензит може да се одржи на собној температури само уколико се спречи свака дифузија која би омогућила атомима угљеника да напусте такву презасићену кристалну решетку. Међутим, код делова који се у експлоатацији излажу повишеним температурама ( $> 250^{\circ}\text{C}$ ), постоји општа тежња да се таква неравнотежна структура приближи равнотежној за дати почетни садржај угљеника (пре свега, при сваком спољашњем поремећају атоми угљеника ће дифундовати из презасићене тетрагоналне решетке и образовати посебну цементитну фазу).

Ако се окаљени челични предмет загрева, активираће се дифузија атома угљеника, тим јача уколико је температура загревања виша и време држања дужи. Као што је већ речено, процес термичке обраде који се састоји из накнадног загревања до испод критичне температуре  $A_{C1}$ , прогревања на тој температури и затим лаганог хлађења (у пећи или на мирном ваздуху), назива се *отпуштање*. Брзина хлађења после загревања и прогревања снижава ниво заосталих напона па се често овај процес назива и попуштање напона. Супротно томе, брзо хлађење у води са  $600^{\circ}\text{C}$  ствара нове заостале термичке напоне [57].

Треба истаћи и то да планираном отпуштању ових челика треба прићи после детаљног проучавања свих процесних параметара. Овакву опрезност намеће њихов хемијски састав и класа којој припадају, јер на одређеним температурама отпуштања може настати *отпусна крност*, о чему ће више речи бити у поглављу 5.1.4 овог рада.

## 5.1 ПРОМЕНЕ ПРИ ОТПУШТАЊУ НАВАРЕНИХ ЧЕЛИКА

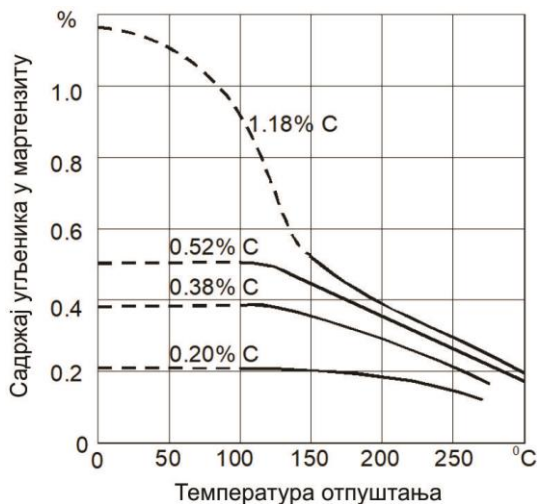
Термичка обрада наварених спојева с циљем да се нестабилна структура преведе у стабилну је горе описана и зове се отпуштање. Типична структура каљеног челика састоји се из мартензита и заосталог аустенита који су неравнотежне фазе. Превођење челика у стабилније фазе мора бити повезана са трансформацијом мартензита и заосталог аустенита у структуре сачињене од ферита и цементита код *угљеничних челика*, или из међуфазно-карбидне структуре код *легираних челика*. Ови структурни састојци разлажу се дифузијом и брзином која зависи од температуре и времена загревања. Од ова два састојка при загревању челика мартензит почиње први да се трансформише.

Мартензит као презасићен чврст раствор са повишеном слободном енергијом може прећи у равнотежно стање издвајањем вишка угљеника из чврстог раствора у виду цементита што је у ствари дифузиони процес који не настаје на околној температури. Из тог је разлога мартензит на собним температурама структура знатне стабилности. Међутим, довођењем топлоте олакшава се процес дифузије, при чему се, зависно од температуре, разликује више стадијума, тачније 4, што је детаљно изложено у наредном поглављу.

### 5.1.1 Промена мартензита при отпуштању наварених угљеничних челика

До око 80°C мартензит не подлеже никаквим променама. Прве промене се одвијају у температурском интервалу 80-200°C (150°C). Оне се заснивају на излучивању вишка угљеника из чврстог раствора у облику субмикроскопских честица карбида  $\epsilon$  (дебљине неколико атомских слојева) који има променљив састав у границама од  $Fe_2C$  до  $Fe_3C$  и густо паковану хексагоналну структуру. Места најлакшег излучивања  $\epsilon$  карбида су границе мартензитних кристала и локације са већим густинама грешака. Резултат промена је поступни губитак тетрагоналности решетке мартензита и у вези с тим попуштање напона решетке, као и смањење притискујућих напона који делују на заостали аустенит [50].

У другом стадијуму, 200-300°C (150-350°C), наставља се издвајање карбида  $\epsilon$ , да би пред крај промене у раствору остало још око 0.20% C (сл. 5.1). Губитак тетрагоналности мартензита праћен је снижавањем притискујућих напона који делују на заостали аустенит. Захваљујући томе, у том стадијуму одвија се даља промена заосталог аустенита у регуларни мартензит, иначе започета и при нижим температурама 150-180°C [49, 50, 57].



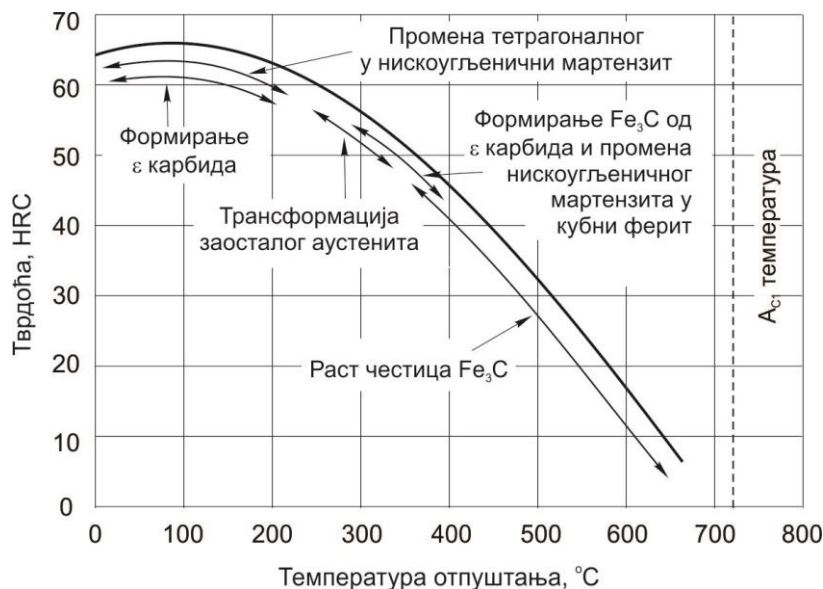
Слика 5.1 Зависност садржаја угљеника отпуштеном мартензиту од температуре [50]

Као резултат промена у прва два стадијума добија се комплексна и неједнородна двофазна структура, делимично презасићеног чврстог раствора угљеника у  $\alpha$ -Fe и веома малих честица  $\epsilon$  карбида која се назива *отпуштени мартензит*. На микроскопском снимку отпуштени мартензит има изглед веома близак мартензиту али са светлијим иглицама (мањи садржај угљеника у раствору) и тамнијој основи (промена заосталог аустенита у регуларни мартензит). Тврдоћа отпуштеног мартензита (500-600 HV), зависи од температуре загревања, састава челика, као и удела противуречних процеса: издвајање карбида  $\epsilon$  праћено смањењем унутрашњег напона решетке доводи до смањења тврдоће, а промена заосталог аустенита у регуларни мартензит повећава тврдоћу.

У трећем стадијуму отпуштања 300-400°C наставља се излучивање карбида  $\epsilon$  и његов преображај у субмикроскопске честице цементита ( $\epsilon \rightarrow Fe_xC \rightarrow Fe_3C$ ). Као резултат ових сложених процеса најзад престаје да постоји презасићен чврст раствор који на температури око 400°C постиже равнотежни садржај угљеника, а степен тетрагоналности се приближава јединици ( $c/a \approx 1$ ). На тај начин мартензит се преображава у смешу ферита и цементита. Изглед и величина карбидних честица ( $\sim 0.3 \mu m$ ) се мења приближавајући се сфероидалном облику. Као резултат тога добија се структура *високоотпуштеног мартензита (отпуштени труктит)* састављена из веома ситног зрнастог цементита у феритној основи.

Најзад, у четвртном стадијуму, који одговара интервалу од 400°C до температуре  $A_{C1}$ , при нижим температурама настаје сфероидизација субмикроскопских излучевина цементита које попримају облик куглице. На вишим температурама настаје коагулација тих куглица. Ситне куглице се међусобно повезују образујући веће (реда величине  $3-30 \cdot 10^{-5} \text{ mm}$ ). Изнад 600°C цементит се излучује као микроскопски цементит, при чему се запажа и пораст феритних зрна.

На слици 5.2 су приказани напред наведени стадијуми по којима се одвија процес разлагања неравнотежних структура при отпуштању челика [49, 50, 64].

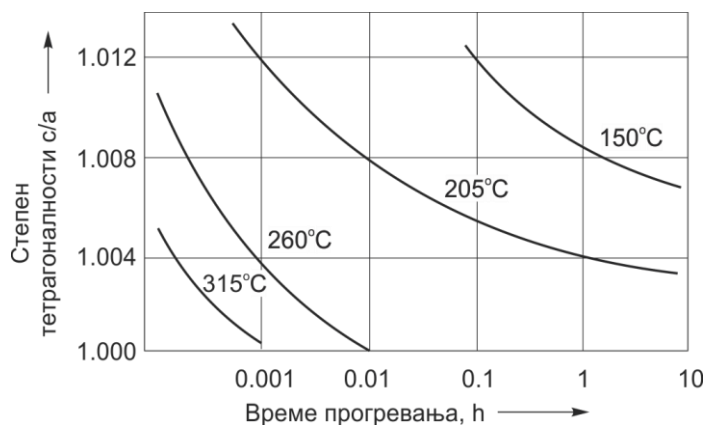


Слика 5.2 Промена тврдоће и структуре при отпуштању угљеничног еутектоидног челика

Два последња стадијума преображаја доводе до образовања двофазне структуре која представља мешавину ферита и цементита која опада са порастом температуре. За разлику од продуката перлитне и бејнитне промене, мешавине ферита и цементита-плочасте грађе, продукти распада мартензита имају сфероидалну (лоптасту) грађу излученог цементита распоређеног у феритној основи. Структура *отпуштеног сорбита* зависи од дисперзије  $Fe_3C$  па му се и тврдоћа мења од 500 до 200 НВ. Треба имати у виду да је сорбит структура добијена загревањем мартензита до око 650-680°C (300 НВ), а да се при овој температури отпуштања на око 680°C добија лоптасти цементит или сфероидит (200-300 НВ). При даљем загревању челика изнад  $A_{C1}$ , лоптасти цементит преображава се у аустенит.

Различите запремине аустенита и мартензита доводе до тога да у току распада мартензита настају димензијске (запреминске) промене челика што омогућава да се те промене прате дилатометријским методама. При томе се одвијају противуречни процеси: излучивање угљеника из презасићеног чврстог раствора праћено је смањењем специфичне запремине, а преображај заосталог аустенита у мартензит њеним повећањем; као резултат тих супротних појава добијају се резултујуће линеарне димензије [49, 50, 57, 64].

Наведени температурски интервали појединих стадијума преображаја имају само оријентациони карактер. У стварности су то континуални процеси код којих се поједине фазе делимично прекривају. Осим тога, поред температуре веома важан чинилац је и време прогревања челика. Дуготрајно прогревање на ниским температурама може имати већи утицај на распад мартензита него краткотрајна изложеност вишим температурама (сл. 5.3). Према [49], температура је далеко важнији параметар, док се време жарења усваја према изабраној температури.



Слика 5.3 Промена степена тетрагоналности мартензита у зависности од температуре и времена отпуштања

Пошто пораст температуре отпуштања обично доводи до повећања својстава деформације уз истовремено снижавање својстава отпорности и тврдоће, горња температура отпуштања се ограничава. На пример, конструкциони угљенични и нисколегирани алатни челици којима је неопходна висока тврдоћа, због отпорности на хабање, обично се жаре испод 250°C.

### 5.1.2 Мартензитна промена при отпуштању наварених легираних челика

Легирајући елементи у челику утичу како на температурски интервал промена мартензита, тако и на продукте настале услед тих промена.

Такође, легирајући елементи у челику доводе не само до промене кинетике аустенитне трансформације у току хлађења, већ и до кашњења структурних промена које настају за време отпуштања. Сви легирајући елементи сем кобалта одлажу почетак промене аустенита, чиме се смањује критична брзина хлађења при каљењу. Карбидотворни елементи изазивају и раздвајање перлитног и бејнитног преображаја, тако да се јавља температурски интервал повишене стабилности аустенита. Скоро сви легирајући елементи спуштају температуру почетка мартензитне трансформације ( $M_s$ ). То се пре свега односи на Mn, а затим Mo, Cr, Ni и Cu. Силицијум, незаобилазан у челику, у начелу не утиче на температуру  $M_s$ , док је Al и Co подижу.

У току отпуштања легираних челика померају се ка вишим температурама следећи процеси: разлагање мартензита, коагулација карбида, као и распад заосталог аустенита. Најјаче задржавају промену мартензита Ti, V, Cr, Mo, W и Si, а температуру промене аустенита подижу Cr, Mn и Si. Коагулација карбида код легираних челика са Cr, W и Si се одвија на око 450°C, а код челика легираних са Mo и V на температури од 550°C [49, 50].

Легирајући елементи који су по карбидотворности испред гвожђа сједињују се са угљеником излученим из мартензита па настају сложени карбиди различитих температура растварања у аустениту. Разлике у карактеру промене угљеничних и легираних челика изразито настају изнад 400-450°C (или у четвртном стадијуму преображаја), јер је цементит у тим условима нестабилан. На нижим температурама могућа је само интерстицијска дифузија угљеника (излучује се  $\epsilon$  карбид). Дифузија гвожђа и других елемената који омогућавају образовање карбида настаје управо изнад 400°C [50, 57].

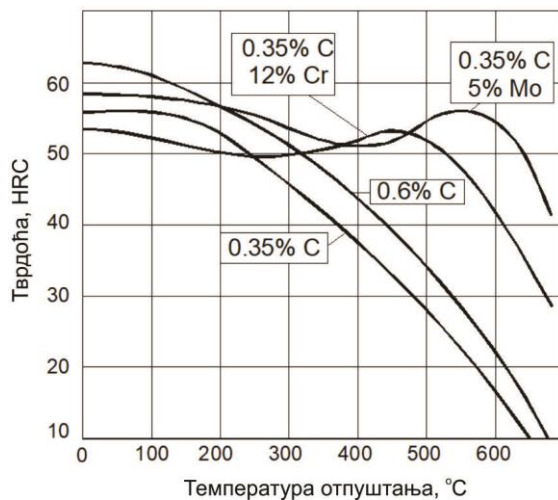
Легирани карбиди настају за време отпуштања као резултат промене комплексних карбида  $(Fe,M)_3C$ , према једном од следећа два механизма:

- 1) Издвајања нове фазе настале на граници која дели карбид  $M_3C$  и чврст раствор, при чему та фаза расте на рачун полазног карбида;

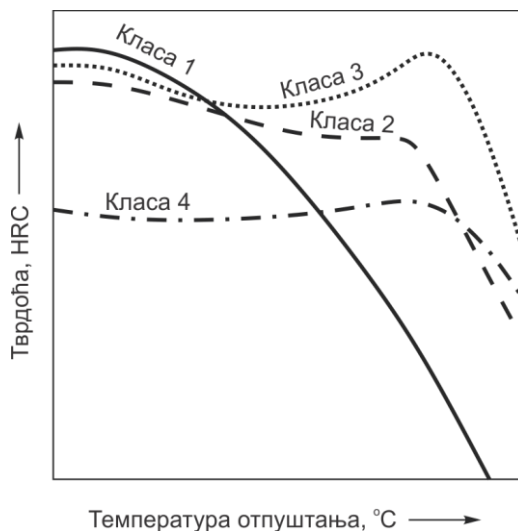
- 2) Разлагања карбида  $M_3C$  и образовања (уместо њега) легираног карбида.  
 Редослед промене карбида у току отпуштања легираних челика је следећи [50]:
- код челика легираних хромом:  $Fe_2C(\epsilon) \rightarrow M_3C \rightarrow M_7C \rightarrow M_{23}C_6$  и
  - код челика легираних са Мо или W:  $Fe_2C \rightarrow M_3C \rightarrow M_2C \rightarrow M_6C$ .

Код челика који садрже Cr, Мо, V, Ti или W издвајање легираних карбида условљава пораст тврдоће у области температура отпуштања 500-600°C. Та појава носи назив *секундарна тврдоћа* или *отпусна кртост* и карактеристична је за велики број термопостојаних челика (сл. 5.4).

Високолегирани алатни челици (брзорезни и челици за алате) се најчешће отпуштају на температури од 500-620°C у трајању од више сати. Тада долази и до формирања карбида. Нисколегирани алатни челици се отпуштају на нешто нижим температурама како би се избегло превелико смањење тврдоће и отпусна кртост. Појава отпусне кртости настаје услед преципитације секундарних легираних карбида на одређеним температурама. Брзорезни и челици за алате постижу максималну тврдоћу после секундарног отврдњавања [50]. Расподела тврдоће различитих алатних челика у зависности од температуре отпуштања за четири класе челика је дата на слици 5.5.



Слика 5.4 Утицај температуре отпуштања на промену тврдоће неких челика

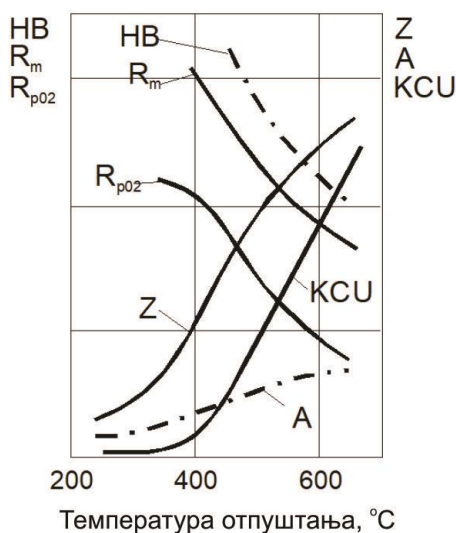


Слика 5.5 Појава секундарне тврдоће после отпуштања за 4 различите класе челика [56]:  
 1) угљенични нисколегирани челици, 2) средње до високолегирани челици,  
 3) високолегирани брзорезни челици и 4) средње до високолегирани челици за рад на топло

### 5.1.3 Утицај отпуштања на механичке особине

Разлагање мартензита при отпуштању утиче како на структурне промене, тако и на промене механичких особина. Склоност челика ка кртом лому смањује се при жарењу на ниским температурама (200-250°C), док се јачина и жилавост незнатно повећавају. При томе на тврдоћу више утиче садржај угљеника у фериту него легирајући елементи.

Порастом температуре отпуштања на 500-680°C тврдоћа се смањује драстично, као и затезна јачина и напон течења, а повећава се издужење и контракција (сл. 5.6). Ово се објашњава смањењем садржаја угљеника у  $\alpha$ -чврстом раствору, нестанком кохеренције на границама између карбида и  $\alpha$ -фазе и појавом опорављања у челику, а затим рекристализацијом и порастом карбида [50, 57].



Слика 5.6 Зависност механичких особина од температуре отпуштања

Сви легирани челици, а нарочито они који садрже карбидотворне елементе, имају већу тврдоћу од угљеничних челика после жарења на истој температури. То се објашњава кашњењем мартензитне трансформације, као и формирањем сложених легираних карбида. Тврдоћа се може повећати чак и при жарењу челика који садрже више неких елемената (Cr, Mo, V, W) и то при температурама 500-600°C. Ова појава је резултат преципитације честица специјалних карбида у мартензиту, које су веома отпорне према пластичном деформисању, а одликује их изузетно велика јачина и тврдоћа.

Пораст температуре отпуштања обично доводи до повећања својстава деформације, уз осетан пад својстава отпорности (смањују се јачина и тврдоћа). Зато се горња температура отпуштања ограничава. На пример, конструкциони угљенични и нисколегирани алатни челици којима је неопходна висока тврдоћа да би били отпорни на хабање обично се жаре испод 250°C.

### 5.1.4 Отпусна кртост легираних челика

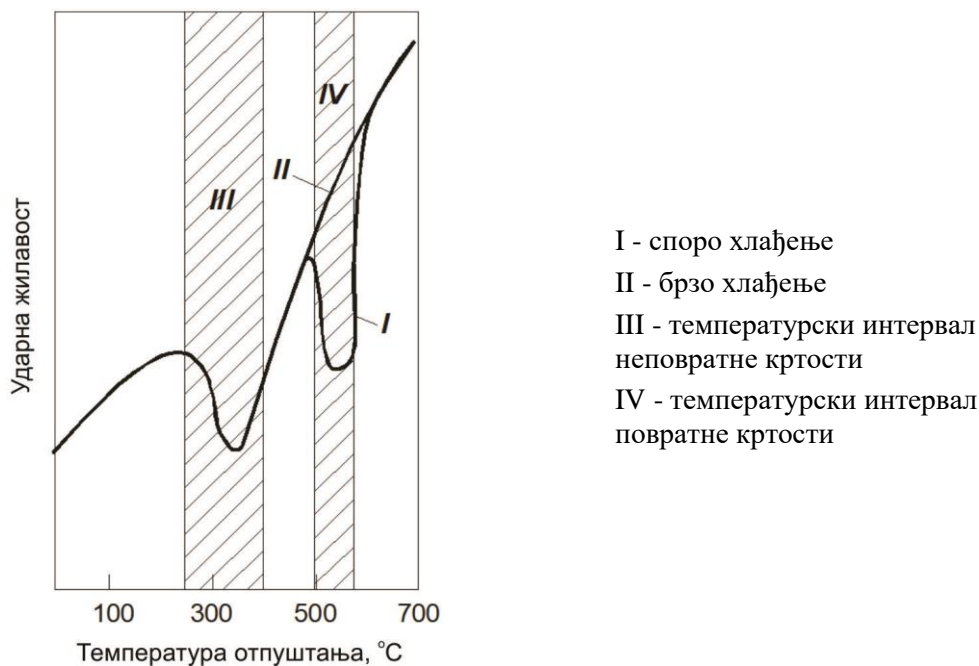
Отпуштање неких легираних челика (у температурским интервалима 250-400°C и 500-600°C) доводи до изразитог смањења ударне жилавости и пластичности материјала и до повећања тврдоће. Ова појава позната је као *отпусна кртост*. С обзиром на то, при хлађењу треба избегавати отпуштање на наведеним температурама како би се та појава избегла. Ако се отпуштање ипак изводи са виших температура препоручује се хлађење променљивом брзином: великом кроз критичну област да се спречи дифузија као битан фактор отпусне кртости, а малом брзином од те области до собне температуре.

Отпусна кртост настаје као резултат премештања нечистоћа у челику и њиховог

излучивања на границама зрна. Главни утицајни елементи су: антимон (Sb), фосфор (P), калај (Sn) и арсен (As). Код појединих врста челика пад жилавости се може регистровати (запазити) и на металографским снимцима узорака, а на основу задебљаних граница зрна (услед накупљених нечистоћа). Још један начин да се ова појава открије јесте примена ударних испитивања и фрактографске анализе чиме се лако може утврдити врста лома. Код материјала који су веома крти, лом је интеркристални (интергрануларни), тј. прелина се ширила дуж сегрегата на границама зрна. Једињења излучена по границама зрна смањују кохезиону чврстину између зрна па то даље утиче на пад жилавости.

Металуршка мера која спречава отпусну кртост јесте легирање алатних челика молибденом (до 0.6%), волфрамом (до 1.5%), као и ниобијумом. Ови елементи делују позитивно, јер спречавају сегрегацију узрочника отпусне кртости. Супротно томе, угљеник, антимон и арсен, а нарочито фосфор, доприносе отпусној кртости. Претпоставка је да негативно дејство фосфора почиње већ и код сасвим малих садржаја (око 0.005% P), због његове изражене склоности ка издвајању сегрегата. Поменути пад жилавости је реверзибилна појава, што значи да ће се поново испољити при накнадном загревању изнад критичне температурске области и каснијем спором хлађењу. Практичним истраживањима је утврђено да се сегрегацијом фосфора по границама металних зрна повећава склоност ка интеркристалном кртом лому. Утврђено је да Si и Mn убрзавају сегрегацију фосфора, па ће свако смањење садржаја P, Mn и Si допринети да се склоност ка отпусној кртости умањи. Међутим, у пракси је тешко и скупо произвести челике са само 0.015% P, док би велико смањење Mn имало друге неповољне последице. Зато се сегрегација P спречава увођењем Mo и V у микросадржајима ( $\approx 0.003\%$ ) и Nb, који се излучују по границама зрна и повећавају њихову кохезиону јачину чиме се надокнађује пад изазван фосфором [57].

Када је реч о легираним челицима, код њих се могу запазити две врсте отпусне кртости (сл. 5.7) [50].



Слика 5.7 Зависност ударне жилавости челика од температуре жарања и одговарајуће брзине хлађења



Прва врста кртости названа је *неповратном (иреверзибилном)* кртошћу првог реда и настаје при отпуштању у интервалу 250 до 400°C. Битна одлика овог типа кртости је неповратна природа, тј. чињеница да поновно жарење при истој температури неће повећати жилавост; ова врста кртости се може елиминисати само загревањем до температуре изнад 400°C. Међутим, отпуштање на тим температурама може довести до пада тврдоће испод жељених вредности. Накнадно загревање у опсегу 250 до 400°C неће смањити ударну жилавост. Стање кртости настаје услед тродимензионалног напонског стања насталог при неуниформном разлагању мартензита; добија се прелом карактеристичан за крти интеркристални лом.

Други облик кртости назван *повратном (реверзибилном)* кртошћу другог реда запажен је код неких легираних челика који се споро хладе (у пећи или на ваздуху) после жарења на 500 до 550°C или предугог држања на температури у овом интервалу. Отпусна кртост ове врсте нагло (драстично) смањује ударну жилавост и што је веома важно доводи до опасности од појаве хладних прслина. Енергија потребна да се иницира прслина, а нарочито енергија потребна за њено ширење се изразито смањује код челика који су у стању отпусне кртости. Овај тип отпусне кртости може бити спречен брзим хлађењем ("каљењем") нпр. у води са температуре жарења. После брзог хлађења са температуре 500-650°C добија се влакнасти прелом типичан за жилави лом, док се после спорог хлађења добија кристални прелом карактеристичан за крти лом. Суштинска одлика кртости другог реда јесте њена реверзибилност. Кртост услед спорог хлађења са 500-550°C може бити елиминисана понављањем операције жарења са 600-650°C после чега следи брзо хлађење. Она се може опет јавити при жарењу на 500-550°C уз одређено време држања. Кртост другог реда је највише изражена код челика који имају повећан садржај Р или Мп, Si или Cr, или када се у челику налазе Cr и Ni или Мп. Мали додатак Мо (0.2-0.3%) или W (0.5-0.7%) значајно редукује његову тенденцију ка отпусној кртости, јер ти елементи повољно утичу на величину зрна.

У циљу што бољег утврђивања склоности материјала ка отпусној кртости у Cr-Мо челицима, обично се у обзир узимају два фактора: Watanabe J фактор (5.1) [96] и Bruscati X фактор (5.2) [97]:

$$J = (Mn + Si)(P + Sn) \cdot 10^4, \% , \text{ и} \quad (5.1)$$

$$X = \frac{10P + 5Sb + 4Sn + As}{100}, \text{ ppm} . \quad (5.2)$$

Израз 5.1 се може применити на основни материјал и метал шава при заваривању, док је израз 5.2 применљив само на метал шава. Ако је вредност J фактора мања од 180, или вредност X фактора од 20, сматра се да је ризик од појаве отпусне кртости мали. Поред ових, постоје и друге препоруке како да се отпусна кртост предвиди али се све заснивају на овом сличном принципу, па се може рећи да приказани изрази дају задовољавајућу тачност у реалним условима.

## 6. ПРИМЕНА МЕХАНИКЕ ЛОМА ЗА ПРОЦЕНУ ОТПОРНОСТИ МАТЕРИЈАЛА НА ПОЈАВУ И ШИРЕЊЕ ПРСЛИНА

Механика лома је научна дисциплина која се бави проблемима појаве и ширења прслина у материјалу под дејством статичког или динамичког оптерећења. Такође, поред појаве прслина, механика лома прати понашање материјала са иницијалним прслинама за време експлоатације. Термин механика лома је двојаког смисла. У ужем смислу он се односи на истраживање услова развоја прслине, док у ширем смислу он обухвата и део отпорности материјала који се односи на завршну фазу деформисања материјала под дејством оптерећења. Механика лома се као област делом наслања и на теоријске анализе и математичке моделе различитих облика тела са прслином на основу којих се долази до експерименталних метода за одређивање параметара механике лома.

Развој механике лома, као научне дисциплине, почео је почетком XX века, и то захваљујући радовима Инглиса<sup>1</sup> из 1913. године о концентрацији напона на крајевима елиптичног отвора и Грифита<sup>2</sup> о брзини ослобађања енергије на узорцима кртих материјала попут стакла. Поред њих, средином XX века, свој допринос овој области дао је и Ирвин<sup>3</sup> који је поставио темеље линеарно-еластичне механике лома и увео фактор интензитета напона са његовим критичним вредностима који као параметар могу у довољној мери да опишу напонско стање у материјалу. Примена тих открића довела је до разјашњавања узрока лома различитих конструкција за чију хаварију до тада није било објашњења, као што су хаварије *Liberty* бродова<sup>4</sup>, нафтне платформе *Alexander Kielland*<sup>5</sup>, трајекта *Estonia*<sup>6</sup> и др.

Недуго затим, ова научна дисциплина даје објашњење за еласто-пластичну област испред врха прслине и то увођењем адекватних параметара: отварања врха прслине и  $J$ -интеграла. Механика лома служи за процену поузданости оних конструкција које су изложене радним условима типичним за настанак прслина, као што су замор, пузање и корозија. Ова научна дисциплина се заснива на двостраном тумачењу параметара: с једне стране се анализира оптерећење и геометрија конструкције, укључујући

---

<sup>1</sup> *Charles Edward Inglis* (1875-1952) је био британски грађевински инжењер који је допринео решавању проблема концентрације напона у материјалу.

<sup>2</sup> *Alan Arnold Griffith* (1893-1963) је био енглески инжењер који је дао велики допринос разумевању лома и замора метала и један од првих који је дао основу за развој млазног мотора.

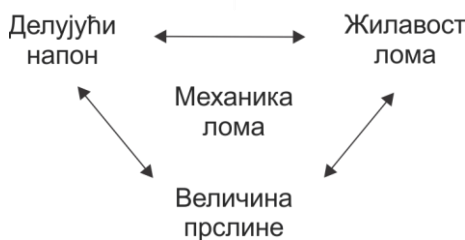
<sup>3</sup> *George Rankin Irwin* (1907-1998) је био амерички научник који се доказао у областима механике лома и чврстине материјала.

<sup>4</sup> Хаварија бродова *Liberty* се користи као синоним за описивање значаја механике лома при данашњем конструисању. Наиме, услед ниских температура воде на Пацифику, за време Другог светског рата, 1289 од 4694 бродова је претпело тешку хаварију, а 233 се чак преполовило. Разлог је прелазак материјала из жилавог у крто стање услед ниске температуре воде и околине и уграђених квадратних отвора на палуби бродова чији су оштри углови били концентратори напона.

<sup>5</sup> Хаварија Норвешке нафтне платформе је настала услед појаве и ширења заморне прслине на сучеоним и угаоним спојевима прирубница које су додате као носачи сонарних уређаја. Сонарни уређаји никада нису уграђени, али је прслина настала на месту споја прирубнице са носећом конструкцијом и довела до хаварије платформе 1980. године. У овој хаварији живот је изгубило 123 лица.

<sup>6</sup> Трајект *MS Estonia* је био Немачке брод производње који је потонуо 1994. године у Балтичком мору, одневши 852 живота. Сматра се највећом поморском незгодом XX века после потонућа Титаника. Узрок хаварије је преоптерећење завареног споја ручице за затварање врата која је била заварена за носач (врата нису била затворена па је ручица трпела велико оптерећење). Када је ручица оштећена дошло је до насилног отварања врата и наглог дотока воде у просторије на једној страни брода и превртања трајекта.

геометрију прслине, а својство материјала као меру отпорности на раст прслине, с друге стране. Тиме се формира тзв. троугао механике лома (сл. 6.1), који указује на међусобну везу параметара механике лома [24].



Слика 6.1 Троугао механике лома

Интегритет конструкција је релативно нова научна и инжењерска дисциплина која је утемељена на принципима механике лома. У ширем смислу она обухвата анализу стања и дијагностику понашања и попуштања, процену века и ревитализацију оштећених конструкција. Дакле, ова дисциплина се бави [24, 98, 99, 107]:

1. Анализом напонско-деформационог стања у структури без прслина, применом методе коначних елемената-МКЕ, чиме се добија прецизна и детаљна расподела напона, померања и деформација у структури. На тај начин је могуће да се утврде "слаба" места и предупреди појава прслина, као и њихов даљи раст и
2. Анализом ширења већ постојеће прслине у структури, предвиђа се даље понашање конструкције под дејством радног оптерећења; даље се утврђује стабилност раста прслине и предлажу одређене мере у циљу спречавања појаве изненадног или катастрофалног лома.

У овом раду су приказане теоријске основе механике лома, односно основни концепти линеарно-еластичне и еласто-пластичне механике лома, објашњена њихова примена на извесном броју практичних примера и на крају је приказана експериментална и нумеричка потврда принципа и параметара механике лома за процену отпорности на појаву и ширење прслина у основном материјалу и навареним слојевима ковачких алата израђених од термопостојаних челика.

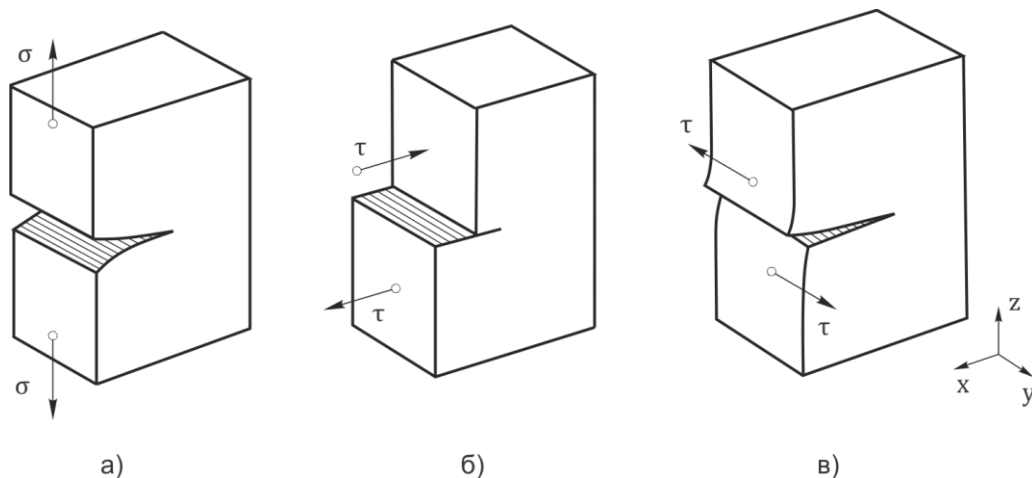
## 6.1 ОСНОВНИ ОБЛИЦИ ШИРЕЊА ПРСЛИНЕ

Раст прслине зависи од напонско-деформационог стања у околини њеног врха. Расподела напона у поменутој области утиче на облик површина насталог лома. Површина лома представља неоптерећену границу напрегнутог тела. Код изотропних материјала разликују се три основна облика померања површина прслине (Орован<sup>7</sup>) (сл. 6.2) [24, 98, 99, 101-103, 107]:

- Тип I – цепање: прслина настаје раздвајањем површина лома дуж  $z$ -осе, симетрично у односу на првобитну раван прслине (раван  $xу$ ). При томе се површине лома одвајају једна од друге.
- Тип II – смицање у равни: развој прслине клизањем представља померање једне површине лома према другој у истој равни (раван  $xу$ ). Код овог облика, површине клизају једна по другој и то у правцу  $x$ -осе, али у супротним смеровима.
- Тип III – смицање ван равни: прслина се образује бочним смицањем и то померањем једне површине лома по другој дуж чела прслине ( $y$ -оса). При томе,

<sup>7</sup> Egon Orowan (1902-1989) је био амерички физичар и металург мађарског порекла који је први дефинисао три могућа типа ширења прслине кроз изотропан материјал.

тачке које су пре настанка прслине биле у истој вертикалној  $z$ -равни се после образовања прслине распоређују у различитим вертикалним равнима. Код овог облика долази до међусобног клизања површина у правцу  $y$ -осе.

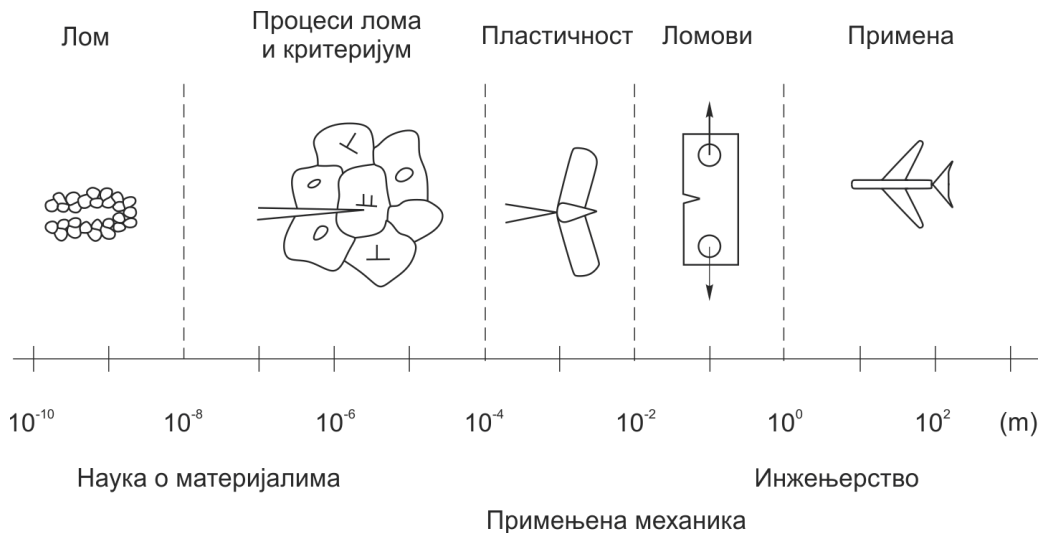


Слика 6.2 Основни типови ширења прслине: Тип I – цепање (а), Тип II – смицање у равни (б) и Тип III – смицање ван равни (в)

Најзаступљенији облик стварања површине лома приликом пројектовања и експлоатације конструкција јесте Тип I. При оптерећењу машинског дела на затезање долази до појаве иницијалне прслине цепањем материјала, а затим и до њеног неконтролисаног раста до критичне вредности, што даље доводи до лома конструкције. Међутим, у реалним материјалима под оптерећењем је тешко рећи да постоји само један тип лома, већ је најчешће то комбинација сва три случаја.

### 6.2 ЗНАЧАЈ И ПОДЕЛА МЕХАНИКЕ ЛОМА

Као што је већ речено, механика лома представља научну дисциплину у којој је неизбежно повезивање теоријских разматрања са експерименталним резултатима, с једне стране и појавом ломова и хаварија конструкција у експлоатацији, с друге стране. Како би примена механике лома била што потпунија неопходно је поседовати знања и из других области као што су наука о материјалима, механика материјала и др. (сл. 6.3) [104].



Слика 6.3 Области примене механике лома

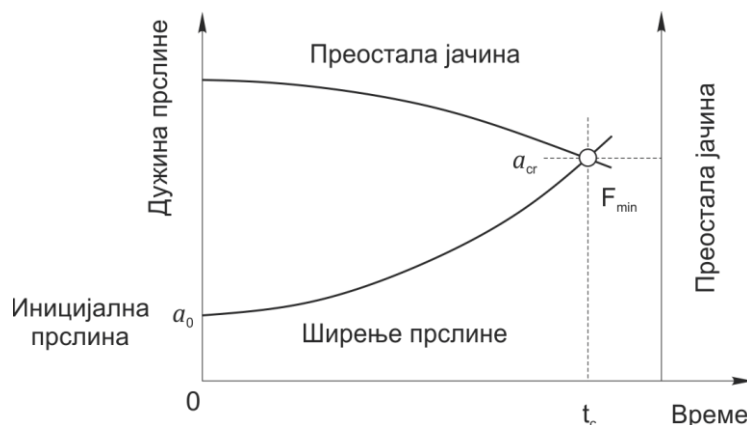
При пројектовању одговорних конструкција као што су мостови, дизалице, посуде под притиском и тсл. један од основних захтева је да њихове захтеване перформансе буду искоришћене на максимални могући начин са становишта цене материјала, времена конструисања, одржавања и др. Да би се то остварило, неопходно је познавање радних оптерећења у току експлоатације и могућности материјала из аспекта механичких својстава. Ако се још анализирају и заварене конструкције онда се проблеми додатно усложњавају. Као могући узроци отказа могу се идентификовати:

- прекомерна еластична деформација,
- прекомерна пластична деформација и
- лом.

Међутим, и ако се при пројектовању конструкција испуне сви кораци и препоруке, у експлоатацији ипак често настаје лом. Разлог је што материјал који се користи не може да се посматра као идеалан, већ као материјал који у себи има одређени ниво дисконтинуитета који су заправо потенцијална места лома. Споменуте грешке могу бити врло мале (реда величине неколико  $\mu m$ , а некада и реда величине  $mm$ ). Ту до изражаја долазе резултати испитивања без разарања, јер се применом радиографског или ултразвучног испитивања такве грешке могу открити и на време отклонити. Наравно, најмање грешке ће и даље остати, јер их је немогуће уочити, али се ту решење може потражити у механици лома која се бави проблемима стабилног и нестабилног ширења прслине која је већ постојала или је у међувремену настала.

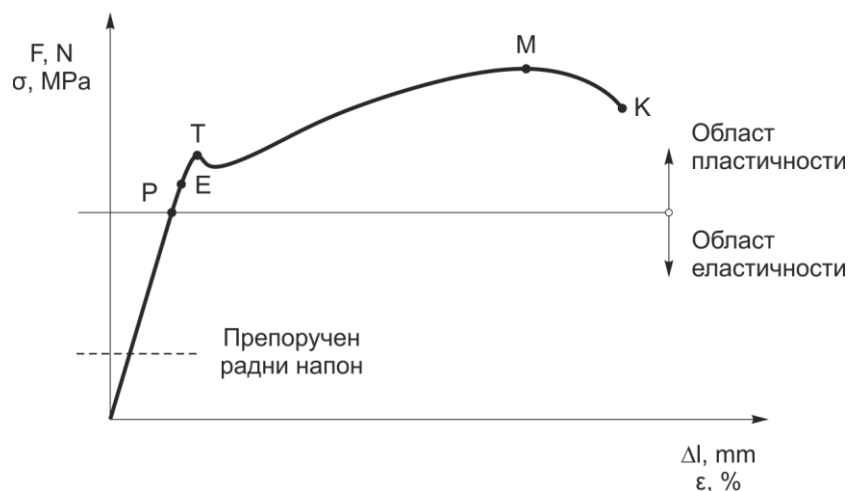
Уопштено се може се рећи да пројектовање засновано на класичним критеријумима поузданости (концепт допуштених напона и степен сигурности), није довољно поуздано, јер за време експлоатације може доћи до појаве непредвиђених утицаја као што су заостали напони, ниска температура или ударно оптерећење, агресивна средина и др. Због тога се данас при изради одговорних и скувих конструкција саветује одређивање и додатних критеријума, као што су процена радног века пре пуштања у рад, одређивање нивоа заосталих напона и др.

Појава и развој прслине су главни узрок лома највећег броја машинских делова. Утицај ових чинилаца се знатно повећава у неповољним атмосферским условима (температура, влага, корозивна средина и др.). Међутим, ако се прслина може идентификовати и предвидети њено понашање (раст) у експлоатацији, може се проценити век трајања конструкције. Дакле, ако се прслина идентификује и одреди се њен прираштај по циклусу оптерећења или у дефинисаном времену, може се на поуздан начин предвидети и радни век машинских делова (сл. 6.4) [103].



Слика 6.4 Зависност преостале отпорности од дужине прслине ( $a_{cr}$  – критична прслина)

Дијаграм на слици 6.4 показује да када прелина порасте до неке критичне дужине ( $a_{cr}$ ) преостала чврстоћа материјала је исцрпљена и може се очекивати изненадни лом. Када је то познато још у фази избора материјала и пројектовања конструкције потребно је анализирати дијаграм затезања ( $F-\Delta l, \sigma-\varepsilon$ ) (сл. 6.5).



Слика 6.5 Дијаграм затезања и области механике лома

На дијаграму затезања, треба уочити тачку Р на којој се заснива подела механике лома. Тачка Р као граница пропорционалности, представља границу до које је веза између напона ( $\sigma$ ) и деформација ( $\varepsilon$ ) линеарна, тј. до које важи Хуков<sup>8</sup> закон:

$$\sigma = E \cdot \varepsilon, \text{ МПа} \tag{6.1}$$

где је:  $E$ -Young-ов модул еластичности (карактеристика материјала).

Граница еластичности је представљена тачком Е, што значи да се материјал по престанку дејства оптерећења враћа у првобитно стање, међутим веза између напона и деформације више није потпуно линеарна већ почињу да се уочавају мања одступања. После тачке Е долази до појаве пластичне деформације материјала што значи да после престанка дејства силе настале деформације неће нестати, тј. настала деформација је трајне природе.

Механика лома, као научна дисциплина, се може поделити у зависности од принципа одређивања локалних поља напона и деформација на:

- Линеарно-еластичну механику лома (LEML) која се бави проучавањима појава и феномена у подручју до тачке Р. У оквиру еластичног понашања материјала су широко развијене посебне научне дисциплине, као што су: вискоеластичност и термоеластичност (до тачке Р) и
- Нелинеарну механику лома која се даље дели на еласто-пластичну (EPML) - бави се проучавањем појава у зони видљивих/трајних пластичних деформација (после тачке Т на дијаграму (сл. 6.5)), вискоеластичну и вископластичну механику лома.

Од 1960. године развијене су различите теорије механике лома о феномену пластичног понашања материјала, као што су: теорија пластичности, вископластичност и термопластичност (од тачке Р).

У табели 6.1 дат је приказ типова ломова неких материјала на температури околине.

<sup>8</sup> Robert Hooke (1635-1703) је био енглески физичар и секретар Краљевског друштва у Лондону који је 1678. године дефинисао закон који гласи: "Напон је пропорционалан деформацији".

Табела 6.1 Типови лома карактеристични за неке материјале [99]

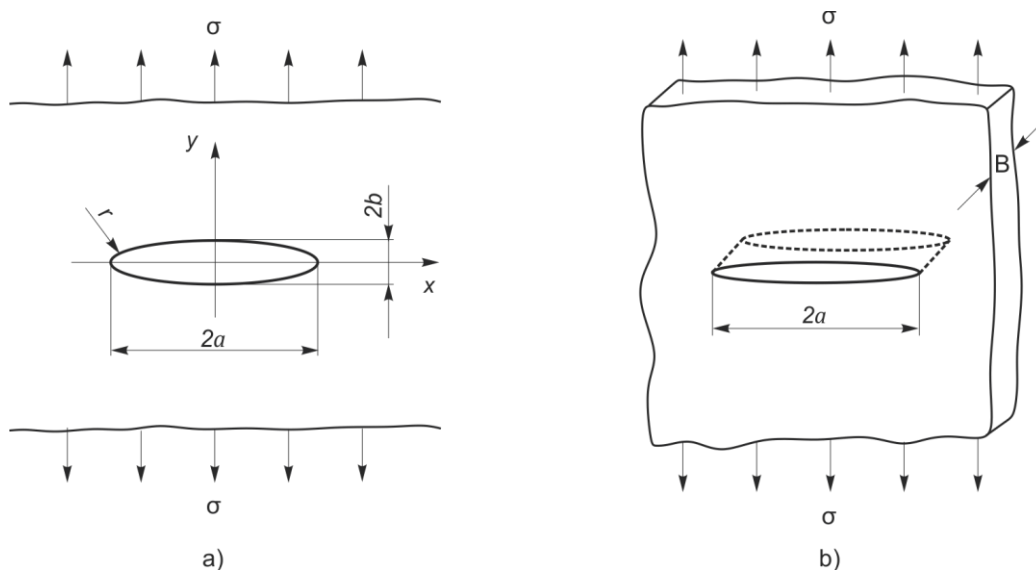
Материјал	Тип лома (собна температура)
Челик високе јачине	Линеарно-еластичан
Челик ниске и средње јачине	Еластично-пластичан
Аустенитни нерђајући челик	Потпуно еластичан
Алуминијум отврднут таложењем	Линеарно-еластичан
Метали при високим температурама	Вископластичан
Метали при великим брзинама деформације	Динамичко-вископластичан
Полимери (испод прелазне температуре)	Линеарно-еластичан/вискоеластичан
Полимери (изнад прелазне температуре)	Вископластичан
Монолитна керамика	Линеарно-еластичан
Керамички композит	Линеарно-еластичан
Керамика при високим температурама	Вископластичан

У случају постојања прслина и/или зареза у структури, долази до прерасподеле напона у близини њиховог врха, тј. до појаве концентрације напона. Под дејством повишених вредности напона, у тој зони настаје пластична деформација. Самим тим, постоје две области: линеарно-еластична област (удаљена од врха прслине) и пластична област (око врха прслине). Пластично подручје је релативно мало у односу на димензије машинског дела. На овој претпоставци заснива се даља анализа настанка и раста прслине на бази теоријских принципа линеарно-еластичне механике лома. За област у близини врха прслине врши се корекција заснована на принципима теорије пластичности.

### 6.2.1 Линеарно-еластична механика лома

Расподела напона у близини врха прслине увелико утиче на развој прслине и појаву лома. Иако је појава пластичних деформација на самом врху прслине неизбежна, решења произишла из теорије еластичности имају велики теоријски и практични значај. Један од значајних успеха теорије еластичности био је објашњење значајне разлике између теоријске и стварне јачине поликристалних материјала. Истраживање ове области је почело за време Првог светског рата када је Грифит укључен у решавање проблема лома стакла. Наиме, проблем је био како објаснити феномен да је стварни напон потребан за лом стакла око  $100 \text{ MPa}$ , док је теоријски напон потребан да се раздвоје везе између атома у стаклу око  $10000 \text{ MPa}$ .

Грифит је први објаснио разлоге овог неслагања у раду објављеном 1921. године [100], где је претпоставио да макроскопски хомоген материјал узорка који се испитује садржи грешку типа прслине, која заправо условљава концентрацију напона довољну да се локално не достигне теоријска јачина [24]. Споменута грешка типа прслине може да се апроксимира елиптичним отвором велике осе  $2a$  и мале осе  $2b$  (сл. 6.6а).



Слика 6.6 Схема Грифитовог проблема: а) елиптични отвор и б) прслина

Ако оптерећење делује управно на вертикалну осу, тј. дуж у-осе, максимални напон се може израчунати по изразу [24]:

$$\sigma_{\max} = \sigma \left( 1 + \frac{2a}{b} \right) = \sigma \left[ 1 + 2 \left( \frac{a}{r} \right)^{1/2} \right], \tag{6.2}$$

где је  $r = b^2/a$ , полупречник заобљења у темену елипсе. При томе је претпостављено да је плоча јединичне дебљине и бесконачна, па оптерећење  $\sigma$  представља истовремено напон у пресеку довољно удаљеном од елиптичног отвора.

За веома узан отвор (прслину) као гранични случај може да се узме да је полупречник заобљења на врху прслине  $r$  једнак растојању атома у кристалној решетки  $b_0$ . Како је, због мале величине  $b_0$  други члан у изразу (6.2) много већи од 1, добија се:

$$\sigma_{\max} \cong 2 \sqrt{\frac{a}{b_0}} \sigma . \tag{6.3}$$

С обзиром на то да израз 6.3 важи за међуатомско растојање  $b_0$ , напон  $\sigma_{\max}$  одговара теоријској јачини, док се удаљени напон  $\sigma$  може сматрати да одговара стварној јачини. За грешку дужине  $2a = 5000 \cdot b_0$  (што одговара  $2a \approx 1 \mu\text{m}$  за растојање атома  $b_0 \approx 2 \text{ \AA}$ ), из једначине (6.3) следи да је удаљени напон  $\sigma$  за два реда величине мањи од  $\sigma_{\max}$ . Како се грешке тог реда величине неминовно јављају у поликристалним тј. металним материјалима, јасно је да је стварна јачина мања од теоријске за одређени ред величине.

Најважнији Грифитов допринос је ипак везан за успостављање енергетског критеријума нестабилног раста прслине, који представља основу развоја механике лома. Та теорија каже да ће прслина на врху оштрог зареза нестабилно расти ако је ослобођена потенцијална енергија једнака раду потребном за настанак нових површина прслине [24, 102]:

$$\frac{\pi \sigma^2 a}{E} = 2\gamma_s . \tag{6.4}$$

Лева страна израза (6.4) представља брзину ослобађања енергије, а десна страна отпорност материјала на (нестабилни) раст прслине. Брзина ослобађања енергије, која



се у част Грифита означава са  $G$ , зове се још и активна сила раста прслине и представља оптерећење и геометрију тела, укључујући геометрију прслине, док је отпорност материјала на раст прслине њена критична вредност, која се односи на својство материјала под одређеним условима. Према томе, једначина (6.4) може да се напише и у облику:

$$G = G_c . \quad (6.5)$$

На основу израза (6.4) и (6.5) добија се напон потребан за нестабилан раст прслине, односно за крти лом плоче:

$$\sigma_c = \left( \frac{2E\gamma_S}{\pi a} \right)^{1/2} . \quad (6.6)$$

Из наведене једначине се може извести израз за критичну дужину прслине  $a_c$ , при датом напону.

Детаљнија извођења наведених израза се могу наћи у специјализованој литератури из ове области [24, 98, 101-103].

Будући да је Грифитова теорија била применљива само на крте материјале, Ирвин је са сарадницима радио на њеној модификацији, јер је утврдио да важну улогу при развоју прслине има и пластична деформација на врху прслине. Наиме, он је закључио да се услед постојања високе концентрације напона, на врху прслине може десити да локални напони надмаше границу течења материјала и проузрокују ширење прслине. Његов даљи рад је био усмерен на дефинисање јединственог параметра који ће описати брзину ослобађања те потребне енергије. Тај параметар је дефинисао као *фактор интензитета напона*  $K_I$ .

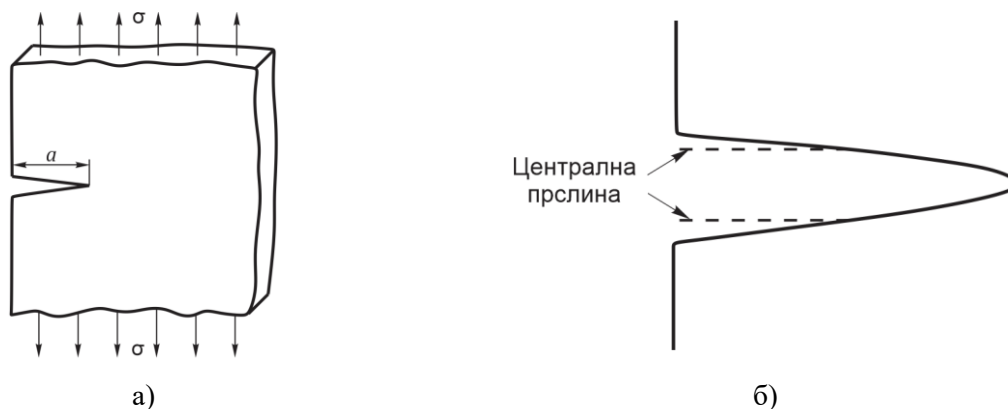
### 6.2.1.1 Фактор интензитета напона - $K$

Фактор интензитета напона -  $K$  је основни фактор у области механике лома, којим се описује напонско-деформационо стање у околини врха прслине, узроковано дејством удаљеног оптерећења или постојањем заосталих напона у материјалу. Када вредност напона постане критична, мале прслине почињу да расту до критичне вредности што доводи до лома. Вредност фактора интензитета напона  $K$  је функција примењеног напона, облика површине лома, величине и положаја прслине, као и геометрије машинског дела на/у ком прслина постоји. Фактор интензитета напона се може изразити за сва три мода отварања прслине (сл. 6.2), али због сложености извођење тих израза овде није приказано већ се оно детаљније може видети у литератури [24, 101, 102].

За равну плочу од материјала идеално еластичних својстава, јединичне дебљине, са централном прслином дужине  $2a$  (сл. 6.7), добија се следећа зависност (једначина Грифита):

$$K = \sigma \cdot \sqrt{\pi \cdot a} , \quad (6.7)$$

чиме је успостављен однос локалне (фактор интензитета напона) и глобалне величине (удаљени напон).



Слика 6.7 Ивична прслина у бесконачној затегнутој плочи: а) плоча и б) детаљ прслине

Како израз (6.7) важи само у случају затегнуте бесконачне плоче са централном прслином, то у свим осталим случајевима, треба да се користи коефицијент  $Y$ , који узима у обзир наведена одступања:

$$K_I = Y\sigma\sqrt{\pi a} . \tag{6.8}$$

Код тела бесконачних димензија, коефицијент  $Y$  зависи само од врсте и положаја прслине, а код тела коначних димензија још и од односа величине прслине и димензија тела, обично дефинисаног количником дужине прслине и одговарајуће димензије тела, нпр. ширине,  $a/W$ . Тако нпр. за бесконачну плочу са ивичном прслином, важи израз:

$$K_I \approx 1.12\sigma\sqrt{\pi a} , \tag{6.9}$$

при чему је увећање  $K_I$  од 12% последица чињенице да се ивична прслина више отвара, јер је геометријски мање ограничена од централне прслине.

За коначну плочу са ивичном прслином важи израз:

$$K_I = Y\left(\frac{a}{W}\right) \cdot \sqrt{\pi a} , \tag{6.10}$$

где су:

$a$  - дужина прслине,

$W$  - ширина плоче и

$$Y\left(\frac{a}{W}\right) = 1.12 - 0.26\left(\frac{a}{W}\right) + 10.52\left(\frac{a}{W}\right)^2 - 21.66\left(\frac{a}{W}\right)^3 - 30.31\left(\frac{a}{W}\right)^4 .$$

За мале вредности односа  $a/W$  коефицијент  $Y(a/W) \rightarrow 1.12$ .

Вредности коефицијента  $Y(a/W)$  за велики број различитих случајева су дате у приручницима, нпр. [87], док су овде дати изрази за неке основне конфигурације (затегнуте коначне плоче са централном, ивичном или две ивичне прслине, пробне узорке за савијање у три тачке, СТ узорак, затегнуту плочу са површинском прслином). Компликованије конфигурације често могу да се сведу на једноставније случајеве [106], што има велики практичан значај.

Знајући величину грешке и коефицијент интензитета напона  $K_I$  може се израчунати безбедан напон  $\sigma_{krit}$  за нагло, катастрофално ширење прслине за дату конструкцију. Слично овоме, знајући оптерећење и  $K$ , може се утврдити критична дужина прслине (грешке) која није безбедна за дату конструкцију, под условом, да се дужина прслине у току експлоатације не повећава. У оваквом случају прслина се мора

стално радиографски контролисати.

За време експлоатације конструкције, прслине поткритичне величине могу се даље ширити, нарочито онда кад делује напонска корозија и/или променљиво оптерећење.

Интересантно је напоменути и то да се у условима корозије или оксидације отпорност на лом увелико смањује. То је важно код делова типа ковачких алата, јер је то уједно и један од узрочника њиховог отказа. Повећање отпорности према појави прслина настаје само онда кад дужина прслина не расте, већ због процеса корозије или оксидације дно зареза постаје заокружено или такође, као и кад због дифузионих процеса, долази до промена на дну зареза па расте отпорност на раст прслине.

У пракси, корозивни процеси најчешће скраћују радни век алата јер могу допринети ширењу прслине до критичних димензија. Време потребно за разарање зависи од величине  $K$ . При одређеном сталном оптерећењу и величини грешке, може се одредити фактор интензитета напона  $K_I$  који доводи до иницијалних прслина, као и смањено оптерећење преко  $K_I$ , за које при задржавању пробе у корозивној средини неће бити утицаја на развој прслина.

Постоји, дакле, одређено гранично оптерећење за величину грешке, које без дејства корозивног медијума не доводи до појаве прслина. Ову отпорност на лом у корозивној средини може да се представи у форми:  $K_{IC\ kor} < K_{IC}$ . Детаљно извођење споменутог параметра је могуће наћи у [99].

### 6.2.1.2 Жилавост лома - $K_{IC}$

Жилавост материјала се може дефинисати као својство материјала да се при дејству одређеног напона дуктилно деформише у присуству прслине. Раније је објашњено да фактор интензитета напона представља активну силу раста прслине узимајући у обзир оптерећење и геометрију тела, укључујући прслину. Ако се повежу изрази (6.2) и (6.4) уочљиво је да постоји веза између фактора интензитета напона и силе раста прслине:

$$K^2/E' = G, \tag{6.11}$$

где је:  $E' = E$  за раванско стање напона (РСН), односно  $E' = E/(1-\nu^2)$  за раванско стање деформације (РСД).

Разлика између раванског стања напона и раванског стања деформација је од кључног значаја за примену линеарно еластичне механике лома, јер само у условима РСД може да се занемари утицај пластичне деформације. Имајући у виду анализу (квази) кртог лома и тумачење фактора интензитета напона као силе раста прслине, очигледно је да једначина 6.7 може да се напише у еквивалентном облику:

$$K_I = K_{IC}, \tag{6.12}$$

где је:

$K_I$  - фактор интензитета напона при лому типа I (сл. 6.2) и

$K_{IC}$  - критична вредност фактора интензитета напона, која представља својство материјала ако се одреди при РСД.

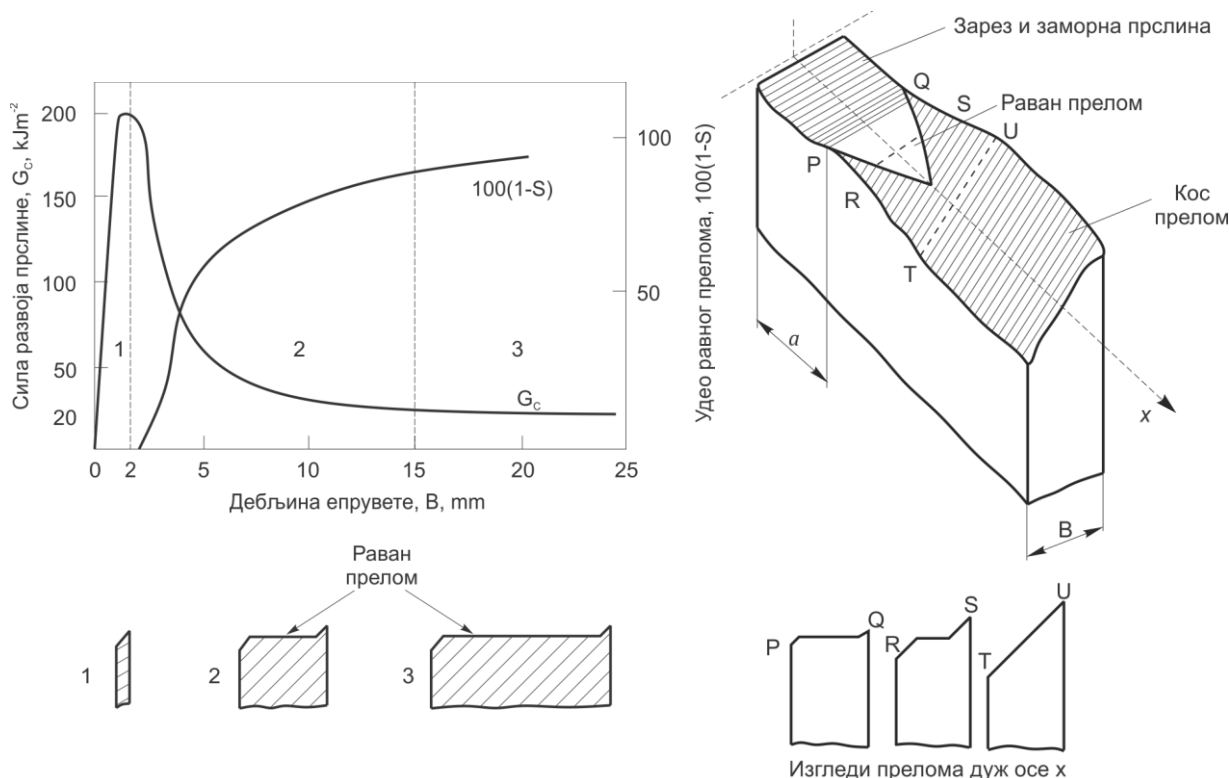
Кључни услов за успостављање РСД је довољна дебљина (прописује се стандардом), а на основу искуствених података [24] се она дефинише као:

$$t_{min} \geq 2.5(K_{IC}/\sigma_{eH})^2, \tag{6.13}$$

где је:  $\sigma_{eH}$  – напон на горњој граници течења.

Жилавост лома при РСД је најмања отпорност материјала на раст прслине и одређује се према стандардној процедури (нпр. ASTM E399 [105]). Уколико услови РСД нису задовољени, односно ако је дебљина мања од  $t_{min}$ , материјал показује већу отпорност на раст прслине. Евидентно је да на дијаграму зависности жилавости лома од дебљине постоје три карактеристичне области означене са 1, 2 и 3 (сл. 6.8) [24]:

- Област 1 (мале дебљине): жилавост лома расте са повећањем дебљине, успостављено је раванско стање напона, а прелом је кос.
- Област 2 (средње дебљине): жилавост лома се смањује са повећањем дебљине, на бочним површинама је раванско стање напона, које ка средини прелази у РСД, прелом је делимично раван, док је на бочним површинама кос (сл. 6.9).
- Област 3 (велике дебљине): успоставља се константна величина жилавости лома, површина лома је претежно равна.

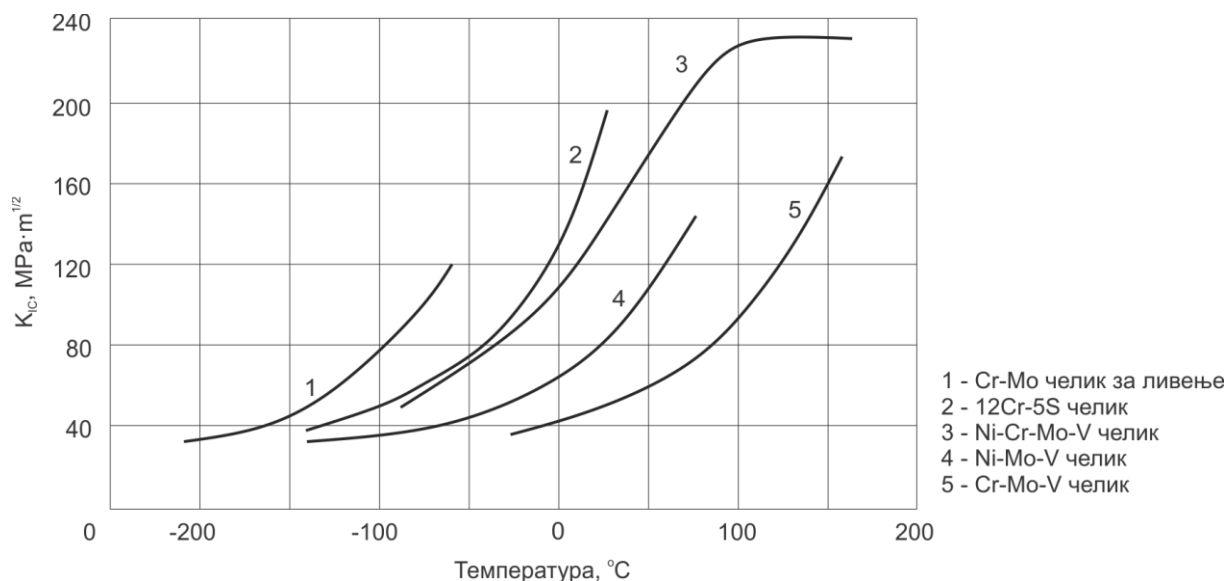


Слика 6.8 Промена жилавости лома и удела равног прелома са дебљином узорка - схематски приказ

Слика 6.9 Изглед површине прелома при прелазном облику лома

На критични фактор интензитета напона (жилавост лома) -  $K_{IC}$  првенствено утичу: врста материјала, микроструктура, температура и ниво напона, односно брзина дејства (учесталост) оптерећења. Жилавост лома се, као и напон течења, повећава са смањењем величине металних зрна у микроструктури материјала. Ово важи само у случају да остале карактеристике микроструктуре остају константне. Са порастом температуре, такође се повећава вредност жилавости лома [24]. Ова тврдња је од значаја за овај рад будући да се материјали који се овде испитују експлоатишу на повишеним температурама.

На слици 6.10 је дат дијаграм зависности жилавости лома  $K_{IC}$  у функцији од температуре за неке врсте челика коришћене за израду лопатица турбинског ротора.



Слика 6.10 Жилавост лома  $K_{IC}$  у функцији од температуре за различите материјале [99]

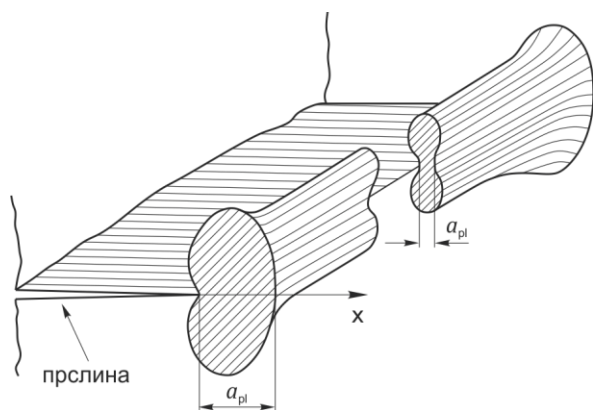
Технолошки методи ојачања материјала, којима се повећава вредност напона на граници течења -  $\sigma_{eH}$ , по правилу утичу на смањење жилавости лома. Код већине конструкционих материјала  $K_{IC}$  не зависи од геометрије дела (облик и димензије). Уколико је вредност жилавости лома  $K_{IC}$  нижа, у материјалу се јавља крт лом, односно уколико материјал има вишу жилавост доћи ће до пластичног лома. Дакле, жилавост лома  $K_{IC}$  је квалитативна мера отпорности материјала на појаву кртог лома. Жилавост лома  $K_{IC}$  је карактеристика материјала која има велики значаја при пројектовању машинских делова, па је зато потребно на то обратити посебну пажњу при избору материјала [57].

### 6.2.1.3 Пластична зона испред врха прслине

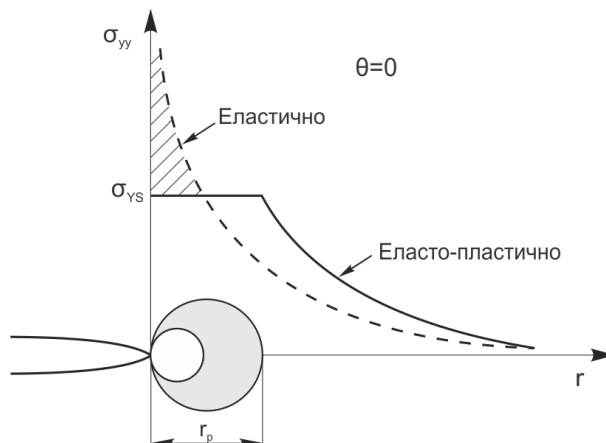
За време деформисања материјала, на врху прслине у материјалу долази до формирања пластичне зоне испред врха прслине (сл. 6.11). Мала пластична деформациона зона у средини одговара раванском стању деформације (РСД), док је на бочним површинама изражена пластична деформација при раванском стању напона (РСН). Ако се ојачање материјала занемари, у оквиру пластичне зоне ( $r_p$ ), напон је константан (тада важи  $\sigma_{yy} = \sigma_{YS}$ ), односно не прелази напон течења  $\sigma_{YS}$ , што омогућава једноставну апроксимацију величине (полупречника) пластичне зоне на основу претпоставке о њеном повећању до успостављања равнотеже (сл. 6.12). На тај начин се добија Ирвинова корекција полупречника пластичне зоне као најједноставнији начин увођења стања пластичности у анализу понашања материјала око врха прслине [24]:

$$r_p = 2r_y = \frac{1}{\pi} \left( \frac{K_I}{\sigma_{YS}} \right)^2 \text{ за РСН; } r_p = 2r_y = \frac{1}{3\pi} \left( \frac{K_I}{\sigma_{YS}} \right)^2 \text{ за РСД.} \quad (6.14)$$

У случају представљања пластичне зоне траком попуштања по моделу Дагдејла (енгл. *Dugdale*) могућа су и другачија тумачења величине пластичне зоне, о чему се детаљније може видети у одговарајућој литератури [24, 106, 107].



Слика 6.11 Пластична зона испред врха прслине



Слика 6.12 Напонско стање око врха прслине, еласто-пластично понашање материјала

Пластично деформисана запремина мора да буде унутар зоне у којој доминира сингуларитет. Ако пластична зона постане сувише велика, онда сингуларитет нестаје, па кориговани фактор интензитета напона  $K_I$  није битан параметар за дефинисање стања у близини врха прслине.

## 6.2.2 Еласто-пластична механика лома

С обзиром на ограничену примену линеарно-еластичне механике лома, ван њеног домена остаје већа група материјала нормалне и средње отпорности, коришћених за резервоаре под притиском, мостове, бродове, цевоводе и др., релативно великих дебљина. Лом материјала у условима нелинеарне-еластичности или еласто-пластичности је знатно сложенији него у условима линеарне еластичности.

При еласто-пластичном лому разликују се следеће етапе развоја прслине [101]:

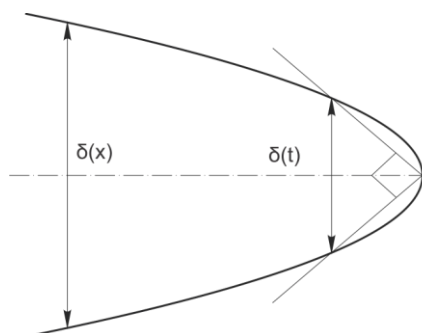
- иницијална прслина стабилног карактера,
- константан развој прслине и
- прелазак лома у нестабилно стање.

Све наведено је потребно разматрати онда када се у подручју врха прслине појави пластична зона знатне величине и када више није могуће једнозначним параметром описати напонско и деформационо поље, као што је то био случај са фактором интензитета напона  $K_I$ , нити је могуће његовом критичном вредношћу дефинисати жилавост лома материјала. Дакле, уколико дође до појаве шире зоне пластичности око врха прслине, при анализи се морају узети у обзир и други параметри као што су: отварање врха прслине (COD - *Crack Opening Displacement*), R-крива и Рајсов  $J$ -интеграл, који ће нешто детаљније бити споменути у наставку.

### 6.2.2.1 Отварање врха прслине (CTOD)

За дефинисање отварања прслине (COD) користе се два појма (сл. 6.13):

- CTOD (*Crack Tip Opening Displacement*) - отварање врха прслине, параметар који се мери на одређеном растојању са самог врха прслине и
- CMOD (*Crack Mouth Opening Displacement*) - отварање "уста" прслине параметар које се мери на слободној површини прслине (на месту максималног отварања).



Слика 6.13 Дефиниције CTOD:  $\delta(x)$  - удаљење страна прслине на месту врха прслине  
 $\delta_t$  - пресек са отвором  $90^\circ$  [99]

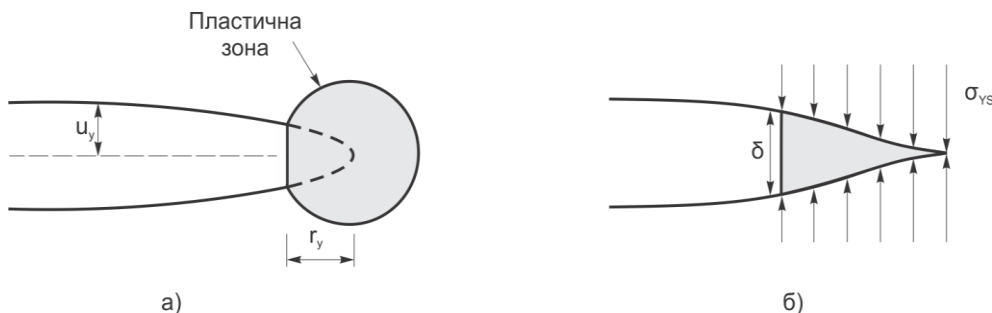
При покушају мерења  $K_{IC}$  код конструкционих челика, од стране Велса (енгл. Wells) 1960-их година, примећено је да су се површине прслине раздвојиле пре лома, а да је пластична деформација затупила оштар врх прслине [24, 106]. Даљим истраживањем је утврђено да затупљење врха прслине расте пропорционално жилавости материјала, па је Велс предложио отварање врха прслине (CTOD) као мерило жилавости лома материјала. Иако има искуствени карактер, CTOD је широко примењиван, јер може једноставно да се одреди а даје добре резултате.

Осим тога, у области сразмерно малог течења, може да се успостави веза између CTOD и  $K_I$ . Разматрајући прслину са малом пластичном зоном испред врха (сл. 6.14а), Ирвин је претпоставио да се таква прслина понаша исто као и прслина са оштрим врхом, али мало веће дужине,  $a+r_y$ , где је  $r_y$  полупречник пластичне зоне. Ако се за Ирвинову корекцију  $r_y$  узме вредност за РСН, добија се [24]:

$$\delta_t = \frac{4}{\pi} \frac{K_I^2}{\sigma_{YS} E}, \tag{6.15}$$

где је: CTOD означено са  $\delta_t$ .

На овај начин CTOD је повезан са  $K_I$ , али је предложени модел сувише упрошћен. Стога су 1960. године, у циљу разматрања услова на дну зареза, Баренблат (енгл. Varenblatt) и Дагдејл, независно један од другог, предложили тзв. модел прага или модел траке клизања. Према овом моделу, код пластичних челика на дну зареза мора постојати зона сталних напона који задржавају отварање прслине (сл. 6.14б). Величина ових напона одговара граници течења материјала. Сходно овом моделу, под прслином се подразумева и пластично деформисана зона око врхова прслине.



Слика 6.14 Модели отварања прслине: а) Ирвинов и б) Дагдејлов

Применом модела траке клизања добија се [24]:

$$\delta_t = \frac{8\sigma_{YS} a}{\pi E} \ln \sec \left( \frac{\pi \sigma}{2 \sigma_{YS}} \right) = \frac{K_I^2}{\sigma_{YS} E} \left[ 1 + \frac{1}{6} \left( \frac{\pi \sigma}{2 \sigma_{YS}} \right)^2 + \dots \right], \tag{6.16}$$

$$\delta_t = \frac{8\sigma_{YS}a}{\pi E} \ln \sec\left(\frac{\pi \sigma}{2 \sigma_{YS}}\right) = \frac{K_I^2}{\sigma_{YS}E} \left[ 1 + \frac{1}{6} \left(\frac{\pi \sigma}{2 \sigma_{YS}}\right)^2 + \dots \right], \quad (6.17)$$

где је:  $\ln \sec$  развијен у ред.

Ако се задржи само први члан реда, добија се израз:

$$\delta_t = \frac{K_I^2}{\sigma_{YS}E} = \frac{G}{\sigma_{YS}}. \quad (6.18)$$

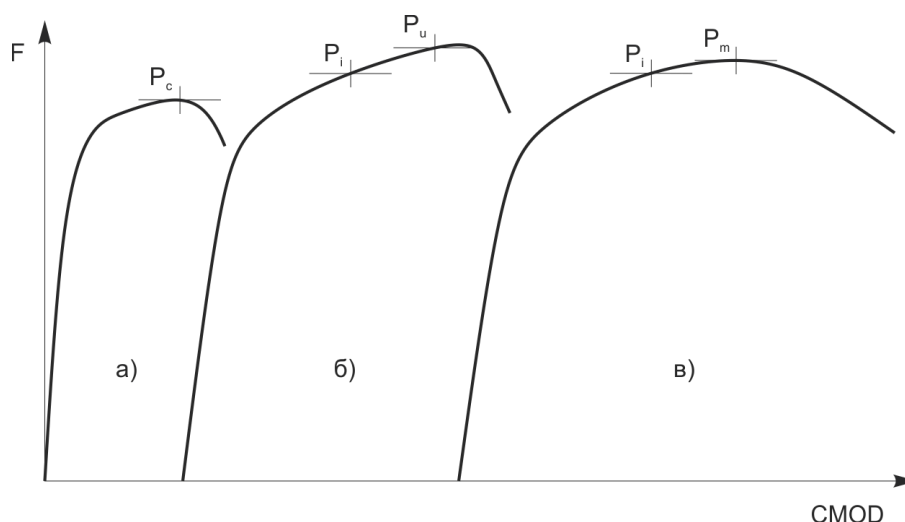
Израз 6.18 се од једначине (6.15) разликује за  $\approx 28\%$ . Како Дагдејлов модел важи за РСН и идеално пластични материјал (који не ојачава), то је за другачије услове неопходна корекција једначине (6.18):

$$\delta_t = \frac{K_I^2}{m\sigma_{YS}E} = \frac{G}{m\sigma_{YS}}, \quad (6.19)$$

где је:  $m$  - бездимензиона константа која износи 1.0 за РСН и идеално пластични материјал, а између 1.0 и 2.6 за РСД и материјал који ојачава.

Стандардно мерење СТOD је засновано на претпоставци о фиксном центру обртања, када се отварање врха прслине одређује на основу релације са измереном величином  $v_g$ . Више детаља о споменутој методи је дато у литератури [24, 106, 107].

За разлику од LEML, достизању критичне вредност параметара ЕПМЛ може да претходи стабилан раст прслине, па је лом у том случају дуктилан, а не крт. Карактеристичне зависности силе и отварања уста прслине су приказане на слици 6.15. Нестабилан раст прслине је на слици означен индексом "c", за  $\Delta a$  мање од 0.2 mm, односно индексом "u" (сл. 6.15б), за  $\Delta a$  веће од 0.2 mm. Индекс "m" на слици 6.15в значи да је максимална сила први пут достигнута у пуној пластичности, а индекс "i" појаву стабилног раста прслине, као карактеристичну појаву која претходи лому (сл. 6.15б,в). Детаљније и прецизније дефинисање наведених величина је дато у монографији [24].



Слика 6.15 Типичне зависности сила CMOD

Треба истаћи да одређивање ових параметара није тако једноставно као код параметара LEML (једначина 6.13), јер осим кртог лома (нестабилног раста прслине), постоји и могућност анализе стабилног раста прслине, односно увођења криве отпорности материјала на раст прслине (тзв. R-крива), исказане као зависност СТOD од пораста дужине прслине.



### 6.2.2.2 $J$ - интеграл

$J$  - интеграл представља још један параметар еласто-пластичне механике лома који је уведен како би надокнадио један од главних недостатака широко примењиваног параметра СТОД, а то је недостатак теоријске основе. За разлику од СТОД,  $J$  - интеграл је теоријски утемељен у основним законима механике континуума. Постављање теоријских основа и увођење  $J$  - интеграла се приписује Џејмсу Рајсу<sup>9</sup> [24, 103]. Иако су до тада већ постојала нека слична истраживања, нпр. изрази Черепанова (енгл. *Cherepanov*) [108], Рајс је први препознао значај  $J$  - интеграла и осмислио његово аналитичко и експериментално одређивање, што је и објавио у свом научном раду 1968. године [109].

Примена  $J$  - интеграла у механици лома се заснива на три битне одлике:

1. Независност од путање интеграције, што омогућава једноставно нумеричко, аналитичко или експериментално одређивање,
2. Могућност идентификације са брзином ослобађања енергије, што обезбеђује његово тумачење као енергетског параметра и
3. Могућност описа еласто-пластичног поља напона и деформације око врха прслине, аналогно улози фактора напона у опису одговарајућих линеарно еластичних поља.

У сваком од наведених својстава је "утрађено" и ограничење у примени овог параметра, које следи из захтева да се еласто-пластично понашање материјала дефинише у оквиру тзв. деформационе теорије пластичности, односно (математички посматрано) као нелинеарно-еластично. Строго гледано, ово значи да  $J$  - интеграл важи само у случају да у области пластичне деформације нема растерећења, што је по правилу испуњено код сразмерно малих пластичних деформација и малог раста дужине прслине. Међутим, неким спроведеним истраживањима је показано да  $J$  - интеграл може успешно да се примени и ван наведених граница, а такође постоје и теоријска разматрања која потврђују ту тврдњу [24].

Рајсов контурни интеграл се дефинише као [24, 109]:

$$J = \oint_{\Gamma} \left( W dy - T_i \frac{\partial u_i}{\partial x} ds \right), \quad (6.20)$$

где су:

$W = \int \sigma_{ij} d\varepsilon_{ij}$  - густина деформационе енергије,

$\Gamma$  - путања интеграције,

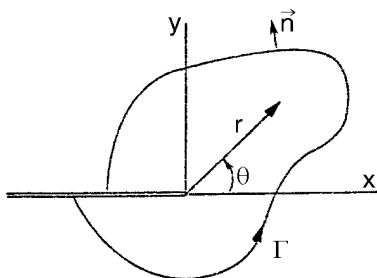
$ds$  - елемент дужине на путањи интеграције,

$T_i = \sigma_{ij} n_j$  - сила затезања на контури,

$u_i$  - померање и

$n_i$  - јединична нормала на  $\Gamma$  (сл. 6.16).

<sup>9</sup> *James Robert Rice* (1940-) је амерички инжењер и научник који је поставио основе примене контурног  $J$  - интеграла и доказао да он не зависи од путање интеграције.



Слика 6.16 Путања интеграције за  $J$  - интеграл

Осим што је увео  $J$  као контурни интеграл независан од путање, Рајс је показао да је вредност  $J$  - интеграла једнака брзини ослобађања енергије у нелинеарно еластичним условима:

$$J \cdot t \cdot da = t \int_{\Gamma} W dy da - t \int_{\Gamma} T_i \frac{\partial u_i}{\partial x} ds da \quad (6.21)$$

где су:

$t$  - дебљина узорка,

$t \int_{\Gamma} W dy da$  - деформациона енергија добијена дуж контуре за пораст прслине -  $da$  у области нелинеарне еластичности,

$t \int_{\Gamma} T_i \frac{\partial u_i}{\partial x} ds da$  - рад спољних сила на отварању врха прслине за прираст дужине -  $da$  и

$J \cdot t \cdot da$  - тотална енергија у врху прслине доступна за њено ширење и једнака је вредности  $J = G = \frac{K^2}{\bar{E}}$ , где се  $\bar{E}$  узима као:

$\bar{E} = E$  - за раванско стање напона (код малих дебљина) и

$\bar{E} = \frac{E}{1-\nu^2}$  - за раванско стање деформације.

У пластичној зони,  $W$  није густина деформационе енергије, која се ослобађа унутар самог материјала, што значи да  $J$  - интеграл није целокупна енергија прслине потребна за њен раст. У циљу обезбеђивања сингуларног поља у околини врха прслине, потребно је испунити неке услове. Дакле, у околини врха прслине се налази зона позната под називом "процесна зона лома", у којој је материјал деформисан у значајној мери, са шупљинама и другим облицима дисконтинуитета. Величина пластичне зоне може бити мала у односу на димензије узорка, што је случај код раванског стања деформација, при чему је само потребно да важи следеће:

$$t, b, a = 25 \frac{J}{\sigma_0}, \quad (6.22)$$

где је:  $b = W - a$ , лигамент узорка.

С обзиром на то да је познато да испред прслине постоји подручје у коме се при ширењу прслине одвијају различити процеси, треба размотрити и њих. Поље у околини врха прслине (сл. 6.17) се назива и HRR поље по првим словима имена научника који су га дефинисали (*Hutchinson, Rice, Rosengren*) и може да дефинише еласто-пластично понашање материјала следећом зависношћу (*Ramberg-Osgood* релација) [99, 110]:

$$\frac{\varepsilon}{\varepsilon_0} = \frac{\sigma}{\sigma_0} + \alpha \cdot \left( \frac{\sigma}{\sigma_0} \right)^n, \tag{6.23}$$

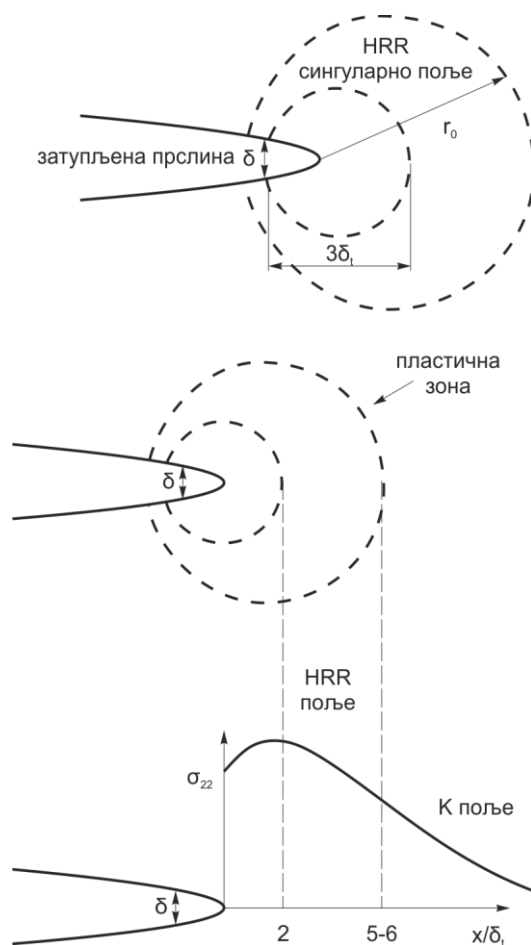
где су:

$\alpha$  и  $n$  - константа и експонент деформационог ојачања (константа материјала), респективно,

$\sigma_0$  - референтни напон течења и

$\varepsilon_0 = \frac{\sigma_0}{E}$  - референтна деформација,

при чему важи да је  $n = 1$  за линеарно-еластичне материјале  $n = \infty$  за идеално пластичне материјале.



Слика 6.17 HRR поље у околини врха прслине [99]

Расподела напона и деформација у околини врха прслине се могу израчунати према изразима датим у монографији [24].

### Примена $J$ -интеграла на анализу (почетка) раста прслине

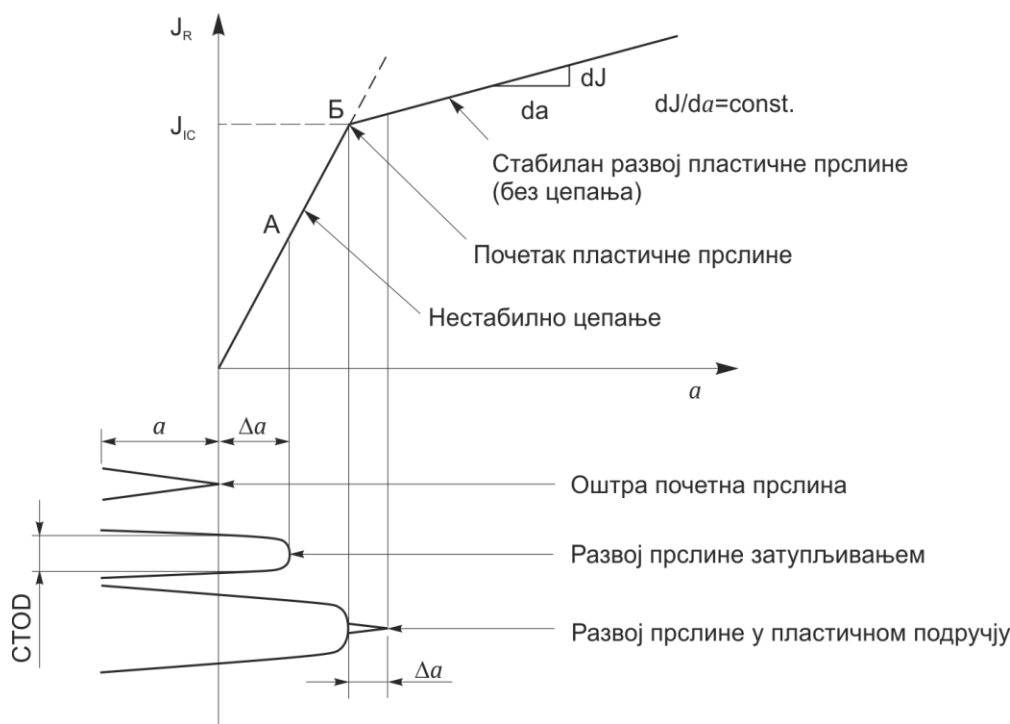
Понашање еласто-пластичног материјала за време стабилног ширења прслине може се описати зависношћу параметара механике еласто-пластичног лома ( $K$ , COD,  $J$  - интеграл) од прираста дужине прслине -  $\Delta a$  у структури (сл. 6.18). Код кртих материјала на лом се не троши енергија, што је приказано хоризонталном правом испрекиданом линијом, која пресеца ординату на висини  $J_{IC}$  - критична енергија потребна за иницирање прслине.

С друге стране, код дуктилних материјала (еласто-пластичних), ако у материјалу већ постоји иницијална прслина, онда се њен даљи раст одвија у три фазе [24, 99]:

- у фази I долази до почетног затупљивања оштрог врха и привидног пораста дужине прслине - у почетном стадијуму када оптерећење расте, а енергија се ослобађа, деформација се манифестује порастом отварања прслине, али не и њеним растом (прслина се заправо затупљује). Описана појава се манифестује косом правом линијом на дијаграму  $J-a$  (сл. 6.18), приказујући затупљивање оштрог врха прслине.
- у фази II настаје стабилан раст прслине када при достизању критичног нивоа енергије дође до појаве прслине која настаје на затупљеном делу формираном у фази I. У том критичном тренутку нагиб линије на дијаграму се мења, јер је следећи стадијум отварања прслине повезан са њеним даљим ширењем и самим тим и повећањем њене дужине, што захтева растуће оптерећење. Тачка лома криве (тачка Б) је означена са  $J_{IC}$  и представља жилавост лома. Коришћењем те вредности могуће је израчунати критичан фактор интензитета напона (жилавост лома за раванско стање деформације) -  $K_{IC}$  према изразу:

$$K_{IC} = \sqrt{\frac{J_{IC}}{E'}}, \tag{6.24}$$

- У фази III у одређеном моменту се достиже критично оптерећење и дужина прслине при којој стабилан раст прелазу у брзи нестабилан раст прслине и лом.



Слика 6.18 Стабилан раст прслине

Отварање врха прслине -  $CTOD$  може послужити за описивање понашања материјала у околини врха прслине, при томе, у тачки Б се овај параметар може одредити на основу следећег изрази:

$$CTOD = \delta = \frac{J}{m\sigma_{YS}}, \tag{6.25}$$

где су:

$m$ - коефицијент,  $m=1-2.6$ , при чему се мање вредности односе на раванско стање напона и идеалну пластичност, док веће вредности важе за раванско стање деформације и  $\sigma_{YS}$  - напон на граници течења.

Зависност  $J-\Delta a$ , приказана графички на слици 6.19 као  $J-R$  крива, представља отпорност материјала на раст прслине, а вредност  $J$  - интеграла у тачки превоја криве се означава са  $J_{IC}$  и сматра се својством материјала (еквивалентним критичном фактору интензитета напона  $K_{IC}$ ). На основу тога уведено је испитивање жилавости лома дуктилних материјала, за које је практично немогуће задовољити услов РСД и измерити  $K_{IC}$ , било због недовољне дебљине узорка, било због недовољне максималне силе машине за затезање. Овај поступак се спроводи тако што се измери  $J_{IC}$ , а затим се  $K_{IC}$  израчуна применом израза:

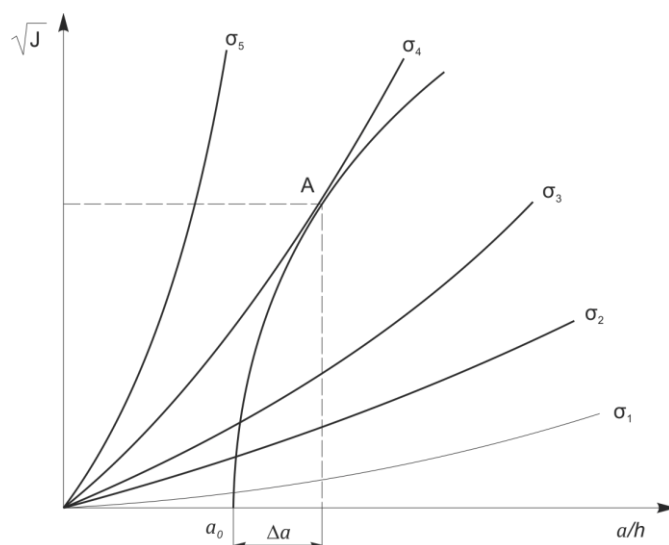
$$J = G = \frac{K_I^2}{E}. \tag{6.26}$$

Иако се ради о различитим величинама, јер  $J_{IC}$  дефинише почетак стабилног раста прслине, а  $K_{IC}$  почетак нестабилног раста, показало се да је овакав приступ оправдан [24].

На основу описаног понашања материјала може да се успостави критеријум за предвиђање лома у условима РСН. У том циљу је потребно познавати отпорност материјала на раст прслине ( $J-R$  крива), с једне стране и промену силе раста прслине при порасту њене дужине с друге стране, као што је детаљније описано у [24].

Процедура за дефинисање  $J-R$  криве се састоји од следећих корака:

1. Одређивање  $(J-R)^{1/2}$  - тзв. *криве отпора материјала*. Крива се добија експериментално користећи одговарајући узорак (за савијање-SEN(B)<sup>10</sup>, за затезање-T(S) или C(T)),
2. Одређивање  $(J_R)^{1/2}$  тј. *силе раста прслине* за различите величине прслине, као и за различите вредности примењеног напона коришћењем адекватног нумеричког модела (сл. 6.19, криве означене са  $\sigma_1-\sigma_5$ ). Оне се могу одредити *теоријско-аналитички* и *нумерички*,
3. Одређивање тачке нестабилности раста прслине, као заједничке тангентне тачке криве отпора материјала и криве силе раста прслине (тачка А), напон лома -  $\sigma_4$  и стабилан пораст прслине  $\Delta a$ . Тачка А јесте критична вредност  $J_{IC}$  и  $a_c$  (сл. 6.19).



Слика 6.19 Упоредни приказ кривих раста прслине и криве  $J - R$

<sup>10</sup> SEN(B) – Single Edge Notch (bend).

Отпорност материјала на почетак (стабилног) раста прслине, тзв.  $J$ - $R$  крива се добија експериментално. Облик криве је исти, док се положај дуж апсцисе мења у зависности од дужине иницијалне прслине -  $a_0$ .

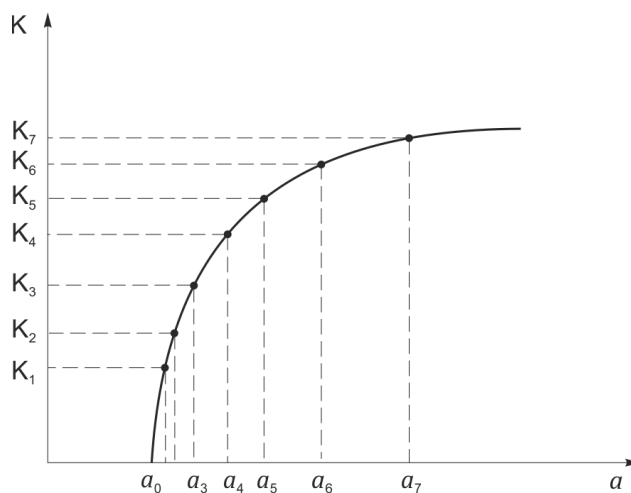
Критеријум за почетак нестабилног раста прслине (тачка А, сл. 6.19) се математички може описати изразом:

$$\frac{\partial J(\sigma, a)}{\partial a} \geq \frac{\partial J}{\partial a}, \quad (6.27)$$

што значи да сила раста прслине мора бити већа од отпорности материјала при порасту прслине. Када сила раста прслине -  $J(\sigma, a)$  достигне вредност  $J_{IC}$  почиње **стабилан раст прслине**, који се наставља до тренутка када  $\frac{\partial J(\sigma, a)}{\partial a}$  постане веће од  $\frac{\partial J}{\partial a}$  после чега следи **нестабилан раст прслине**.

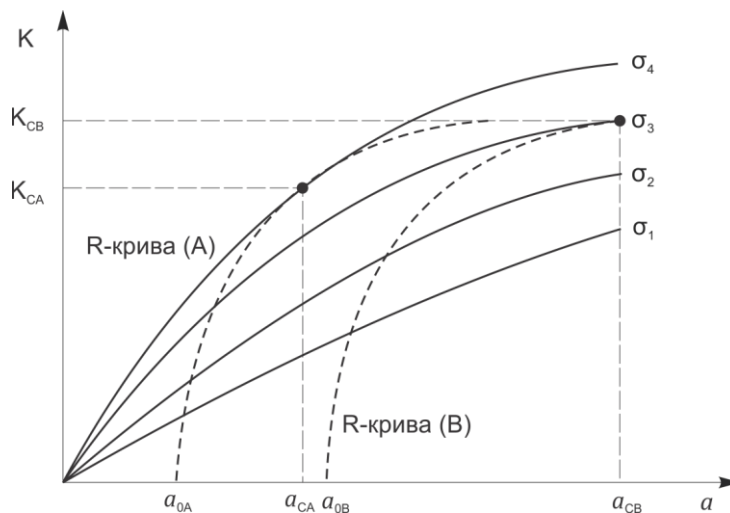
### ***R*-крива (крива отпора расту прслине)**

Дијаграм ширења прслине -  $a$  у функцији од фактора интензитета напона -  $K$  представља тзв.  $R$ -криву и добија се експерименталним путем.  $R$ -крива карактерише отпор материјала појави лома у структури за време стабилног раста прслине. Дакле, ако у структури постоји иницијална прслина, а самим тим и извесна област пластичности у околини њеног врха, под дејством оптерећења ће доћи до њеног даљег раста, а потом и до заустављања. Ова појава је описана као споро стабилно или квазистатичко ширење прслине. Дакле, при константном делујућем напону  $\sigma$  којем је материјал изложен, за сваку вредност дужине прслине добија се фактор интензитета напона  $K$ , при чему се добија функционална зависност:  $K = f(a)$  (сл. 6.20) [24].



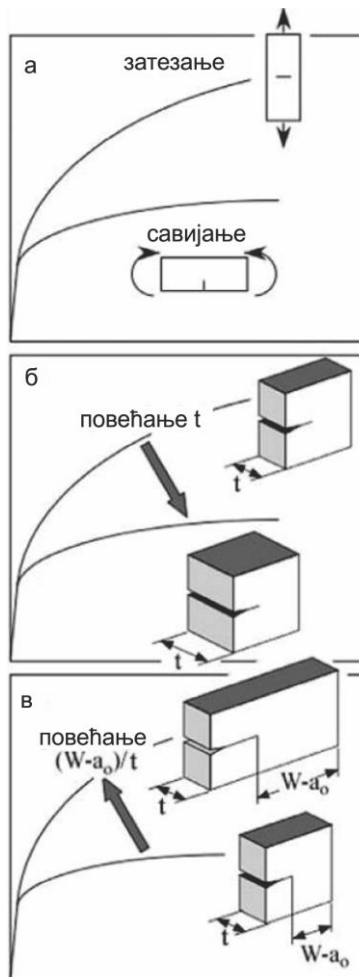
Слика 6.20 Пример  $R$ -криве [99]

На слици 6.21 су приказане криве фактора интензитета напона  $K$  за различите вредности напона од  $\sigma_1$  до  $\sigma_4$ . Крива фактора интензитета напона која је тангентна на  $R$ -криву одређује критичне услове: критичну дужину прслине -  $a_c$  при којој настаје нестабилан раст прслине, као и жилавост лома тј. критичну вредност фактора интензитета напона  $K_{IC}$ . Дакле, тачка додира зависи од дужине иницијалне прслине у материјалу -  $a_0$ , док  $R$ -крива зависи од димензија узорка (геометрије), температуре и степена издужења. Њен облик не зависи од дужине иницијалне прслине -  $a_0$  ( $R$ -крива А и  $R$ -крива В имају исти облик само су транслаторно померене једна у односу на другу у одређеној мери, у зависности од величине иницијалне прслине).



Слика 6.21 Практична примена R-криве [99]

Нагиб криве зависи од облика узорка и типа оптерећења (затезање или савијање) што је приказано на слици 6.22.



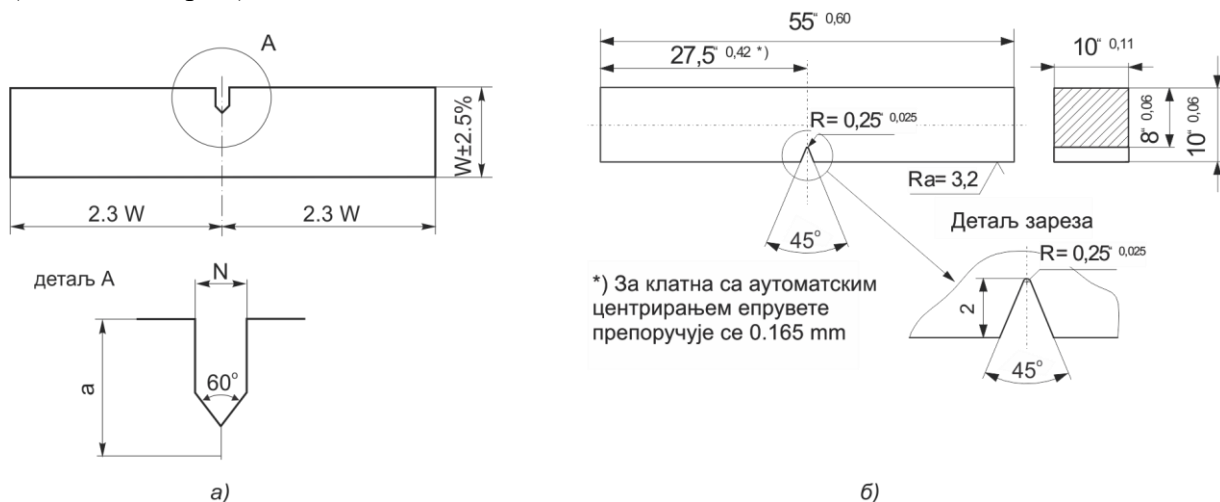
Слика 6.22 Фактори који утичу на облик R-криве [99]

Споменути параметри механике лома ( $K$ ,  $CTOD$  и  $J$  - интеграл) се могу практично одредити у лабораторијским условима. За то су потребни следећи подаци:

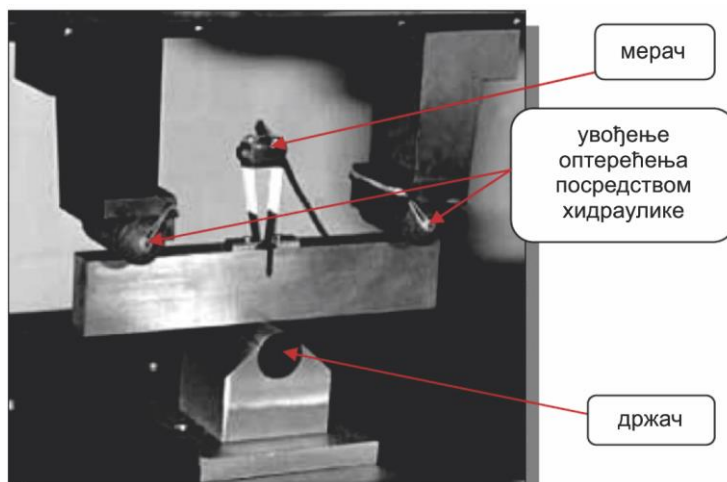
- димензије узорка ( $W, t$ ),
- дужина иницијалне прслине ( $a_0$ ),

- напон на граници течења ( $\sigma_t/R_{p0,2}$ ),
- обрађени подаци са дијаграма сила-померање,
- величина зоне појаве и раста прслине, које се могу одредити после завршеног испитивања и коначног преламања пробног узорка.

На сликама 6.23 и 6.24 су приказани изгледи могућих узорка са карактеристичним мерама, као и испитивање узорка на машини методом савијања у три тачке и праћење карактеристика материјала одговарајућим мерним уређајем (екстензометром).



Слика 6.23 Узорци за савијање у три тачке: SEN(B) (а) и Шарп узорак са V зарезом (б)



Слика 6.24 Снимак прибора за савијање у три тачке на машини за време испитивања

Детаљи извођења ових и сличних процедура испитивања параметара механике лома се могу пронаћи у специјализованој литератури [24, 106, 107].

Параметри механике лома се на основу измерених величина одређују на следећи начин:

- фактор интензитета напона -  $K$  се добија са дијаграма  $F-V$  или  $F-q$ . Зависи од примењене силе и геометрије (величине прслине и одговарајуће геометријске функције, дате за геометрију стандардног узорка);
- отварање врха прслине -  $\delta$  - CTOD може се поделити на еластичну и пластичну компоненту. Еластични део CTOD се добија посредством фактора интензитета напона -  $K$ , док се пластична компонента CTOD добија помоћу вредности отварања уста прслине -  $\delta_m$  - CMOD (мерена величина);



- $J$  - интеграл се такође може раздвојити на две компоненте. Као и претходни параметар, еластичан део  $J$  - интеграла се добија помоћу  $K$ . Пластична компонента се добија као површина испод криве на дијаграму сила-померање (сл. 6.18). Треба напоменути да се сва три параметра могу међусобно повезати. Зависност није универзална, јер на њу утичу и затезне карактеристике материјала и геометрија узорка.

У пракси се, такође користи и одређивање параметара према одговарајућем ASTM стандарду за механику лома, а то је угао отварања врха прслине-СТОА (*Crack Tip Opening Angle*), што представља угао између површина лома (прслине). Добијен је на основу низа лабораторијских испитивања од стране *Andersson*-а и *de Koning*-а. Нешто касније, *Demofonti* и *Rizzi* [111] бавећи се истраживањем ширења прслине у дуктилним материјалима (гасни цевовод), као и *Newman* и *James* [112] у области ваздухопловства, дошли су до закључка да је СТОА, одмах после иницијалног краткотрајног режима (транзиције), константан за све време стабилног раста прслине у структури (стационаран режим). Дакле, овај параметар је мерило стабилног раста прслине. С обзиром на то да у овој докторској дисертацији овај параметар није одређиван, он се даље неће разматрати, а више детаља се може наћи у одговарајућој литератури [99].

### 6.2.2.3 Параметри раста заморне прслине

Сигурност заварених спојева при деловању променљивог оптерећења је у данашње време доминантна тема свих релевантних истраживача у овој области, нарочито када се има у виду да већина машинских делова заправо ради у условима променљивих оптерећења. Стога је неопходно споменути и детаљније анализирати утицај променљивог оптерећења на понашање материјала и заварених спојева.

Замор материјала је дефинисан као процес постепеног раста микропрслине до њеног критичног нивоа па се може описати кроз следеће фазе [101, 113]:

- настанак локалног микрооштећења у материјалу услед омекшавања или отврдњавања,
- појава микроскопских оштећења,
- спајање микрооштећења у већи дефект у материјалу у макропрслину,
- пораст прслине и
- лом дела по постизању критичне дужине прслине.

У инжењерској пракси прве три горенаведене фазе се посматрају као процес настанка макропрслине, тј. тзв. инжењерске прслине (оне која је видљива за опрему за испитивање материјала).

У зависности од броја циклуса који доводе до лома материјала, замор материјала може бити нискоциклични (мање од  $10^4$  циклуса до лома) и високоциклични (више од  $10^4$  циклуса до лома). Оба вида заморног оптерећења се веома често срећу у пракси с тим што је нискоциклични замор чешћи код конструкција типа реактора, посуда под притиском, цевовода и тсл., док је високоциклични замор типичан за машинске делове који раде у динамичким условима као што су вратила, турбине, пумпе и тсл.

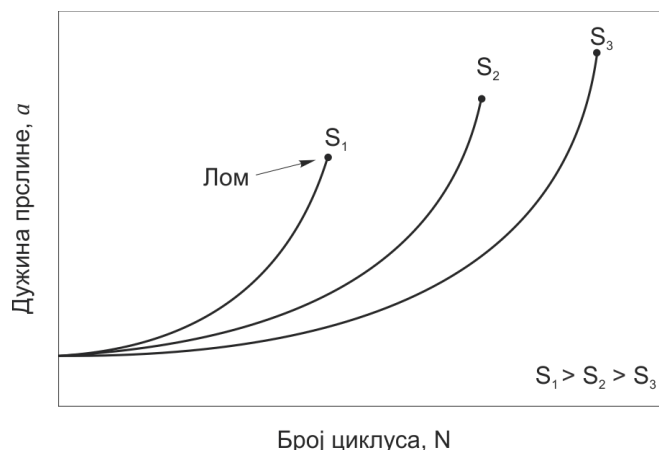
Предвиђање радног века машинских елемената, као и заварених конструкција на које делује заморно оптерећење су потребна како при конструисању тако и при дефинисању интервала контроле за откривање и отклањање оштећења насталих у експлоатацији [102]. Према томе, анализа раста прслине при променљивом оптерећењу је разлог примене механике лома за проучавање заморног понашања. Стога, основни напредак који је у механици лома направљен у сфери замора материјала састоји се у аналитичком рашчлањавању феномена лома услед замора на период стварања, у коме

заморна прслина настаје, и на период раста или ширења, који следи и у ком се настала прслина повећава до критичне величине при којој долази до наглог лома. Тако се укупан број циклуса ( $N_u$ ), после којих долази до лома, дели на број циклуса потребних да заморна прслина настане ( $N_i$ ) и број циклуса да она порасте до критичне величине за лом ( $N_p$ ) [99]:

$$N_u = N_i + N_p. \quad (6.28)$$

Паралелно увођење експерименталног и теоријског приступа је омогућило развој у проучавању понашања материјала при дејству променљивог оптерећења, јер се само теоријским приступом не може потпуно објаснити настанак и раст заморне прслине. У основи, механика лома повезује дужину прслине, интензитет напона и отпорност материјала исказану помоћу фактора интензитета напона, односно може се проценити брзина раста прслине у виду прираштаја прслине по циклусу.

Потреба за увођење механике лома у проучавање заморног понашања проистекла је из анализе раста прслине при цикличном оптерећењу. На слици 6.25 је приказана промена дужине прслине  $a$ , са бројем циклуса  $N$ , за три нивоа горњег напона  $S_g$  ( $S_1 > S_2 > S_3$ ) при доњем напону  $S_d = 0$ , при чему је сваки узорак имао исту почетну дужину прслине  $a_0$ .



Слика 6.25 Зависност дужине заморне прслине од броја циклуса оптерећења

Са дијаграма је јасно уочљиво да прслина брже расте при напону вишег нивоа и да притом до лома долази при мањем броју циклуса. На основу тога се може закључити да век до лома зависи од тога да ли материјал има почетну прслину или не и од величине напона и отпорности материјала према лому. Међутим, подаци приказани на слици 6.25 се не могу непосредно искористити при пројектовању, и управо због тога треба искористити приступ механике лома.

У основи, механика лома повезује дужину прслине  $a$ , интензитет номиналног напона  $\sigma$  и отпорност материјала, исказану величином фактора интензитета напона  $K$ , па се на основу тога може проценити брзина раста прслине у виду прираштаја прслине по циклусу -  $da/dN$ . Квантитативна испитивања раста прслине су претежно изведена на плjosнатим узорцима. Да би се добила прслина на жељеном месту уз минимални утрошак времена, на узорку се израђује отвор или жлеб, зависно од облика узорка и начина испитивања. После тога се мери дужина прслине у зависности од броја циклуса и одређује брзина раста прслине  $da/dN$ . Брзина раста прслине зависи углавном од амплитуде напона и тренутне дужине прслине (сл. 6.26). Када се достигне критична дужина, напон у преосталом пресеку толико порасте да наступа лом. Данас су развијени поступци који дају теоријско предвиђање брзине раста прслине при константној амплитуди оптерећења [24]. Подлога за такве поступке је познавање

напонског и деформационог стања у околини прслине. Посебно је интересантна пластична деформација, која претходи напредовању прслине. Раст прслине је углавном пластични процес, па ће и пластичне деформације око врха прслине при променљивом оптерећењу бити зависне од опсега делујућег напона на врху прслине.

Анализа напонског и деформационог стања на врху растуће заморне прслине поступцима линеарно-еластичне механике лома је довела до формулисања *Парисовог*<sup>11</sup> закона за све метале и легуре [114], који доводи у везу брзину раста заморне прслине,  $da/dN$  са опсегом фактора интензитета напона на врху прслине -  $\Delta K$ .

$$\frac{da}{dN} = C \cdot (\Delta K)^m, \tag{6.29}$$

где су:

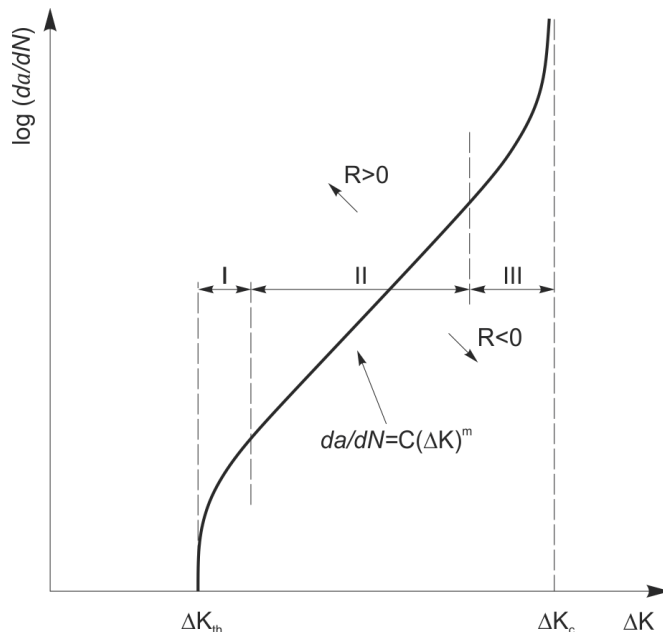
$\frac{da}{dN}$  - брзина раста заморне прслине,

$a$  - дужина прслине,

$N$  - број циклуса оптерећења,

$C$  и  $m$  – константе материјала (одређују се експериментално и зависе од услова рада).

Важно је истаћи да Парисов закон не важи у читавом подручју, али између малих брзина у близини прага замора,  $\Delta K_{th}$  и великих брзина,  $K_{IC}$  покрива линеарни средњи део криве. Парисов закон се са практичне тачке гледишта показао далеко најважнијим, јер истовремено допушта да се направи разлика између иницијације и раста заморне прслине (сл. 6.26). Примена Парисовог закона се показала нарочито ефикасном у подручју замора конструкција израђених од материјала повишене и високе јачине, што је случај и овој дисертацији. Испитивање развоја прслине се базира на дужини прслине у функцији броја циклуса (сл. 6.26) и одређивању брзине раста заморне прслине диференцирањем  $a-N$  криве тачку по тачку. Та величина се после упоређује са дефинисаним  $\Delta K$ , као што се види на слици 6.26 [102].



Слика 6.26 Типичан изглед криве брзине раста заморне прслине у функцији од  $\Delta K$  [102, 115]

<sup>11</sup> Paul Croce Paris (1930-2017) је био амерички инжењер и истраживач који се бавио замором и механиком лома у авио-индустрији. Увео је у механику лома Парисов закон који дефинише раст заморне прслине у зависности од нивоа делујућих напона на врху прслине.

Величина  $\Delta K$  код испитивања константним средњим напоном и амплитудом напона може да се израчуна из израза (6.8), тј.:

$$\Delta K = \Delta \sigma \sqrt{\pi a Y} . \quad (6.30)$$

Из израза (6.30) се види да ће због  $\Delta \sigma = const.$  величина  $\Delta K$  расти само са порастом дужине прслине. Када се детаљније анализира дијаграм  $da/dN$  у функцији од промене фактора интензитета напона  $\Delta K$  (у логаритамском облику), дат на слици 6.26, уочава се да се на дијаграму јављају две асимптоте:

- лева асимптота - у тачки  $\Delta K_{th}$  која представља праг фактора интензитета напона (праг замора). Вредности мање од  $\Delta K_{th}$  неће изазвати ширење (раст) прслине и
- десна асимптота у тачки  $\Delta K_C$  - тачка максималне (критичне) вредности фактора интензитета напона. Уколико се достигну ове вредности, доћи ће до лома материјала.

Тачније, на дијаграму се јасно уочавају три области, ограничене двема асимптотама:

- I област вредности  $\Delta K$  нижих од граничне вредности  $\Delta K_{th}$  - нема ширења прслине,
- II област - Парисова област, дефинисана законом (6.29) и
- III област - област брзог ширења прслине и лома.

Међутим, недостатак Парисовог закона је то што она не узима у обзир утицај фактора асиметрије циклуса -  $R$ . Из тог разлога се користи Форманова једначина [116]:

$$\frac{da}{dN} = \frac{C_F \cdot (\Delta K)^{m_F}}{(1-R) \cdot K_{IC} - \Delta K} = \frac{C_F \cdot (\Delta K)^{m_F-1} K_{max}}{K_{IC} - K_{max}} . \quad (6.31)$$

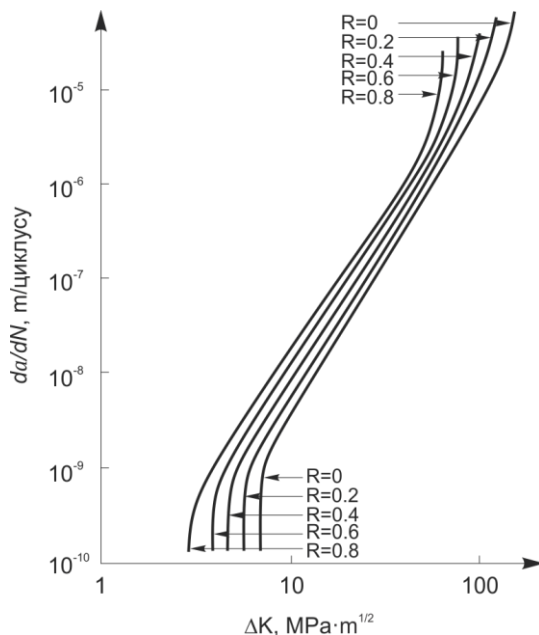
Примена Парисовог закона се показала ефикасном при испитивању заварених спојева. Наиме, за разлику од хомогених материјала, где на укупан број циклуса до лома доминантно утиче број остварених циклуса, код заварених спојева је уочено да на број циклуса до лома највише утиче раст заморне прслине. Разлог за то су присутне велике нехомогености у завареном споју које веома лако проузрокују настанак иницијалне заморне прслине која се затим шири. Најкритичније место за настанак ових прслина јесте прелаз између надвишења шава и основног материјала, где се налазе неравнине и ситни укључци који делују као концентратори напона [104].

Праг замора или праг опсега интензитета напона,  $\Delta K_{th}$  се може одредити:

- смањивањем оптерећења до престанка раста прслине,
- жарењем узорка са зарезом у циљу отклањања заосталих напона око врха прслине,
- поступним повећањем оптерећења до почетка раста прслине и
- коришћењем узорка одговарајућег облика, код кога интензитет напона опада са дужином прслине.

Из оштрих концентратора напона ће у условима променљивог оптерећења, после одређеног броја циклуса, доћи до стварања прслине и до њеног раста ако је прекорачен  $\Delta K_{th}$ . Како конструкција под одређеним условима неће бити угрожена, док прслина не достигне критичну величину, може се, уз претходне анализе, допустити експлоатација конструкције са прслином и у периоду раста прслине. Веома битан податак за одлуку о даљој експлоатацији јесте познавање брзине раста прслине и њене зависности од делујућег оптерећења. Стандард ASTM E647 [117] прописује мерење  $da/dN$  која се развија из постојеће прслине и  $\Delta K$ . То значи да пробни узорак мора да садржи заморну прслину. Међутим, овај стандард има и два важна ограничења:

- брзина раста пррлине мора да буде већа од  $10^{-8}$  m/циклусу како би се избегло подручје прага замора  $\Delta K_{th}$  и
- делујуће оптерећење треба да буде константне амплитуде. Уз  $\Delta K$ , важан параметар који утиче на брзину раста заморне пррлине јесте и однос напона  $R$  према  $da/dN$ , тако да он расте са порастом  $R$ . На слици 6.27 се уочава да при константној вредности  $\Delta K$  повећање средњег напона и смањење амплитуде доводе до повећања  $da/dN$ . Повећање  $R$  не доводи само до повећања брзине раста пррлине, већ и до померања граничних вредности [102].



Слика 6.27 Утицај односа напона  $R$  на облик дијаграма раста заморне пррлине [99]

Поред аналитичког и експерименталног начина, постоје и други начини за одређивање криве заморног раста пррлине међу којима се највише истичу метода NASGRO, као једна од најтачнијих тј. најприближнијих експерименталним, али и нумеричке симулације које често могу да замене скупе и дуготрајне експерименте. Детаљније о предностима и могућностима наведених метода се може видети у [99].

На основу свега напред наведеног може се закључити да је  $\Delta K$  параметар који је најутицајнији на раст заморне пррлине али и да поред њега на брзину раста заморне пррлине утичу и механички, геометријски и металуршки фактори, као и радна средина. Због свега тога није могуће формулисати један универзални израз који ће важити за све материјале и услове, па се оваква испитивања дефинишу и изводе у зависности од свега наведеног. Због тога данас постоји више израза различитих аутора који се односе на специфичне услове и различите материјале.

Парисов закон (6.29), у коме су  $C$  и  $m$  константе материјала, важи само у II области раста пррлине (сл. 6.26) и само за једну вредност напона  $R = K_{max}/K_{min}$ .  $C$  обзиром на то да су линије брзине раста пррлине у области II за различите вредности  $R$  готово паралелне (сл. 6.27), то ће и вредности коефицијента  $m$  бити исте, али ће се разликовати коефицијенти  $C$ , јер они зависе од односа  $R$  [104].

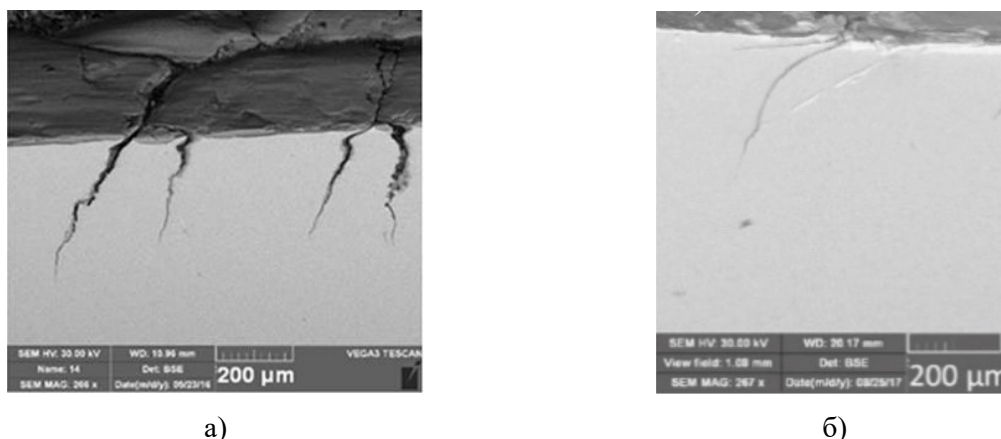
Та зависност се може приказати на следећи начин:

$$\frac{da}{dN} = \frac{C_v}{(1-R)^{n_v}} \cdot (\Delta K)^{m_R}, \tag{6.32}$$

где су:  $C_v$  и  $n_v$  - коефицијенти дефинисани за однос  $R = 0$ .

Како је у овој дисертацији реч о високочврстим челицима мале жилавости, значајно је споменути да је наведени израз модификовао Форман са сарадницима [116] и предложио израз (6.31), који поред односа  $R$ , укључује и утицај брзог лома када се  $K_{max}$  приближава жилавости лома  $K_{IC}$ . Овакво понашање је изражено код метала високе јачине, а ниске жилавости лома, какви се у овој дисертацији анализирају.

На слици 6.28а је приказан пример заморних прслина у/на ковачком алату израђеном од челика X40CrMoV5-1, док је на слици 6.28б приказана прслина у навару репарираниог ковачког алата. Алат је експлоатисан у побољшаном стању (каљен у уљу и отпуштен на 600°C). Интересантан је и закључак аутора радова [118, 119], да је прслина у навареном алату настала после готово двоструко више циклуса ковања него прслина у новом алату. На то велики утицај има тврдоћа алата при експлоатацији која у случају навареног алата може бити већа него код алата који није наварен.



**Слика 6.28** Прслине настале у алату услед термичког замора (челик X40CrMoV5-1) после 4000 циклуса ковања [118] и у навару алата репарираниог EPP методом после 7500 циклуса [119]

Код конструкција као што су ковачки алати и слични делови, који својом површином долазе у непосредни контакт са другим материјалима, од кључног је значаја да квалитет обрађене површине буде висок, како би се смањила могућност за појаву иницијалне прслине већ у фази обраде.

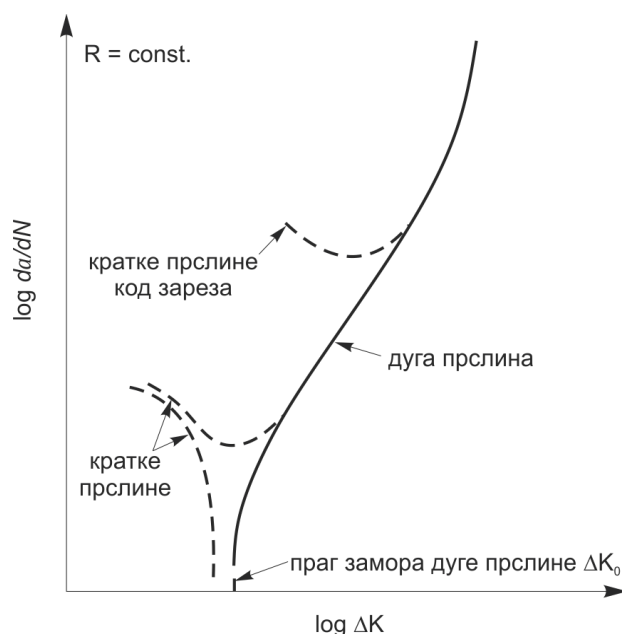
Иако се репаратурно заваривање оштећених алата електролучним поступцима показало веома успешним и делотворним, развој метода репаратуре није престао, па је данас у развоју тзв. хибридна репаратура која подразумева двофазну репаратуру алата. У првој фази се алат наварује неком конвенционалном методом (REL, MAG/MIG, EPP и др.) а затим се нанети навар нитрира. Такви хибридни навари су показали да је постојаност алата већа него у случају када се користи само једна од метода [119].

#### 6.2.2.4 Појава и ширење кратких заморних прслина

Проблем кратких заморних прслина (енгл. *short crack*) је откривен 1975. године и објављен у раду [120] на примеру испитивања алуминијумских легура. Закључак који је тада изведен јесте да линеарно-еластични део механике лома не може успешно да прати пропагацију веома кратких прслина (0.006-0.5 mm). Касније је тај проблем разматран у бројним истраживањима од којих је већина наведена у раду [113]. Од откривања тог феномена па до његовог значајнијег објашњавања прошло је око 20 година. Данас је познато да у појединим материјалима изложеним заморном оптерећењу после одређеног броја циклуса долази до формирања тзв. кратке прслине. Кратке прслине могу настати још за време прераде челика у челичанама или чак за време заваривања, транспорта и складиштења [121].

Заварене конструкције захтевају повећан опрез по питању свих типова прслина. С обзиром на то да данас постоји велики број инжењерских материјала, неопходно је направити разлику између њих у зависности од њиховог понашања у условима динамичких оптерећења. Код појединих материјала иницирање и пропација прслине настаје веома брзо, па је њихов радни век у случају да раде са грешком, релативно кратак. С друге стране, одређене групе материјала се према прслини понашају резистентно, тј. не дозвољавају раст постојећих прслина или је тај раст ограничен. Због тога је најпоузданије да се сваки материјал испита у условима динамичких оптерећења и да се добију одређени подаци, било да је реч о уобичајеном замору (S-N крива) или испитивању заморне прслине (Парисов закон).

Појава и раст заморне прслине у материјалу је већ споменута у поглављу 6.2.2.3, где је дефинисано када прслина настаје, како расте и којим се методама може пратити. Међутим, тада није прецизирано на које се прслине дата објашњења односе. Наиме, осим тзв. инжењерских прслина, код појединих класа челика срећу се тзв. кратке прслине, које настају при напонима нижим од напона који важе за дуге уобичајене прслине, а које се због своје величине тешко уочавају. Пример кратких прслина и њихов начин приказивања на дијаграму је дат на слици 6.29.



Слика 6.29 Дијаграми кратких и дугих прслина [121]

Величина кратких прслина може бити од неколико микрометара, када оне настану услед металуршких нехомогености (типа неметалних укључака) или неколико милиметара када су нпр. у питању грешке настале при заваривању (типа укључака троске, непровара и тсл.). Управо због величине грешке, која је и данас тешко уочљива конвенционалним методама испитивања без разарања (нпр. ултразвучном дефектоскопијом, могу се открити грешке величине до половине примењене таласне дужине [66]), постоје одређена ограничења када је у питању откривање микропрслина.

Анализом дијаграма на слици 6.29 уочава се да кратке прслине настају при напону нижем од прага напона за дуге прслине ( $\Delta K_{th}$ ) и да је њихов раст по циклусу оптерећења израженији него раст дуге прслине. Међутим, са дијаграма се такође уочава и тенденција кратких прслина да се затварају или сједињавају са оближњом дугом прслином. То говори да кратке прслине обично настају у близини дугих и да за време раста дуге прслине оне нестају. Дакле, при испитивању материјала који имају склоност ка појави кратких прслина, при испитивању раста прслине на епрувети са зарезом,

теоријски из дна зареза не креће једна прслина, већ постоји једна дуга прслина и више кратких које ће се за време раста дуге прслине стопити у једну.

Кратке прслине се могу окарактерисати на више начина [121, 122] и то као:

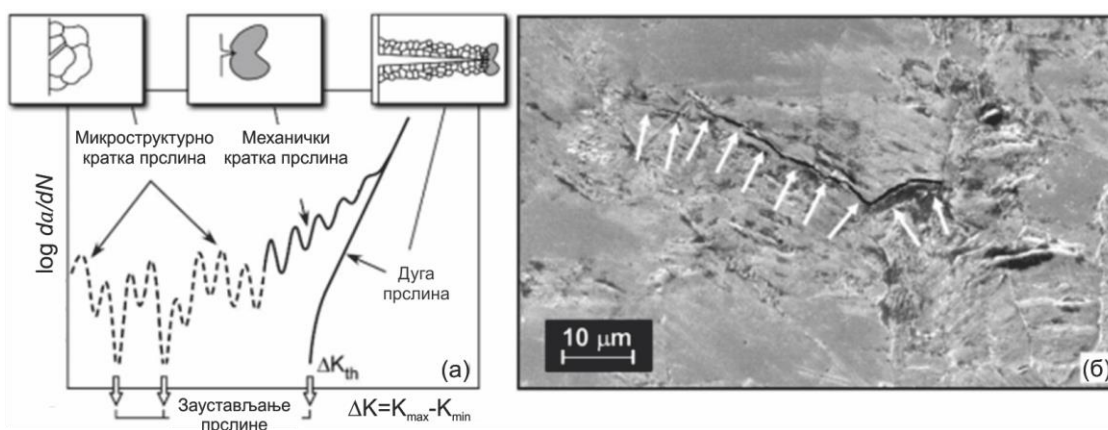
- микроструктурне (прслине на нивоу величине металног зрна),
- механичке (прслине величине мање од зоне пластичности на врху прслине за дати материјал, најчешће око  $10^{-2} \text{ mm}$  за високочврсте материјале) и
- физичке кратке прслине (прслине величине  $0.5\text{-}1 \text{ mm}$ ).

Када се спомену кратке прслине најчешће се мисли на прве две горепоменуте групе будући да са развојем технике и дефектоскопских уређаја трећа група може да се смањи, а и физички кратке прслине у одговарајућим условима могу брзо почети да расту тако да добију карактер дугих прслина, што није случај са микроструктурним и механичким. У литератури [123] се поред наведених спомиње и термин хемијски кратка прслина.

Како се механика лома може користити за процену интегритета конструкција, потребно је познавати све могуће утицајне параметре који могу променити закључке о датој конструкцији или материјалу. Пажњу треба посветити следећем [122]:

- Неопходно је адекватно описати све кратке прслине које се не могу описивати принципима који важе за класичне дуге прслине. С обзиром на то да је величина прслине занемарљива у односу на пластичну зону, предвиђање пропагације прслине није могуће применом линеарно-еластичне механике лома и стандардне вредности  $\Delta K$ , већ је потребно увести еласто-пластичне принципе.
- Пожељно је открити почетну величину прслине бар статистичким методама у зависности од величине зрна и дефеката у материјалу (експериментално откривање прслине је веома тешко због њених малих димензија).

Постојање заморне прслине и њено ширење се може описати различитим фазама пропагације (сл. 6.30а). Највећи број микроструктурно кратких прслина најчешће настаје унутар или на граници зрна, али већина њих бива затворена<sup>12</sup>, нпр. на некој од граница зрна или на неком укључку. У том смислу, веома је важно познавати ниво напона испод кога ће овакве прслине зацелити тј. неће прерасти у велику прслину. Пример такве прслине је дат на слици 6.30б.



Слика 6.30 Фазе пропагације заморне прслине (а) и зацељена прслина унутар зрна после  $10^8$  циклуса [122]

При дејству јачих напона у материјалу ће доћи до појаве и ширења више кратких прслина које се неће затворити и које се не могу анализирати стандардним принципима

<sup>12</sup> Затварање прслине се често у енглеској литератури назива и *crack closure* или *crack arresting*.



механике лома. На зацељивање прслина се може утицати повећањем пластичности материјала, а могу помоћи и безопасни оксиди који ће зауставити раст прслине ако она наиђе на њих. У случају да се прслина убрзо по настанку не затвори, постоји опасност да кратка прслина прерасте у уобичајену прслину (сл. 6.30а). Свакако, у случају да до затварања прслине дође, то ће се десити пре достизања прага замора прслине  $\Delta K_{th,LC}$ .

Заморни век материјала најчешће зависи од контролисања кратких прслина. Иако оне могу бити "невидљиве" због малих димензија, њих треба разврстати на микроструктурне, механичке или физичке кратке прслине.

Када је реч о микроструктурно кратким прслинама, закључак који се намеће јесте да на њих у највећој мери утиче микроструктура метала који се испитује. Микроструктура која садржи фино дисперговане карбиде и хомогена метална зрна, као и одсуство неметалних укључака оштрих ивица, може значајно да смањи могућност за појаву микроструктурних прслина. Такве се прслине тешко могу детектовати, али се њихова појава и нестанак могу претпоставити (сл. 6.31).

Код механички кратких прслина њена дужина је мања од пластичне зоне која окружује врх прслине. Као последица тога концепт  $\Delta K$  (LEML) се не може користити за карактеризацију прслине. Уместо тога, потребно је увести параметар динамичког  $J$  - интеграла који се може одредити нумерички или аналитички, применом EPRI метода. Како се у овој дисертацији анализирају проблеми отказа реалних алата и постојање и утицај дугих прслина ова метода се даље неће спомињати, а више детаља може се наћи у одговарајућој литератури [119, 122].

Физички кратке прслине одликује постепен развој услова за зацељивање за време ширења прслине. Затварање прслине се описује параметром  $U$  као:

$$U = \frac{\Delta K_{eff}}{\Delta K}, \quad (6.33)$$

где су:

$\Delta K_{eff} = K_{max} - K_{op}$  – разлика максималног напона и напона на врху прслине и

$\Delta K = K_{max} - K_{min}$  – разлика између максималног и минималног напона у циклусу.

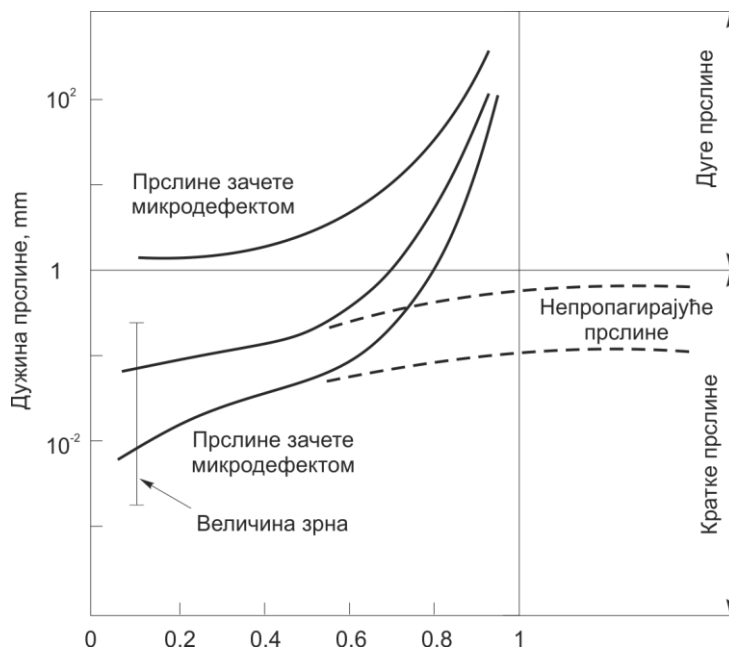
Све док ефективни напон на врху прслине не прекорачи критичне вредности раст прслине неће се десити. Међутим, проблем није тако једноставан, па споменути вредност треба посматрати и у односу на дужину прслине. Такође, важно је напоменути да праг замора  $\Delta K_{eff}$  зависи само од кристалне решетке материјала и микроструктуре. Опширније видети у раду [121].

### **Иницијална прслина**

Настанак иницијалне прслине у материјалу се везује за локално прекорачење напона када се на неком месту, најчешће на месту дефекта, појаве две раздвојене површине. Међутим, кратке прслине код одређених група материјала не могу да пропагирају, тј. врло брзо се затворе. То затварање прслине се најчешће настаје на границама зрна, јер је за савладавање препреке (места са нагомиланим дислокацијама) потребна додатна енергија. Још ако суседна метална зрна имају и другачију оријентацију, онда су услови још повољнији. Међутим, важно је напоменути да иако су иницијалне прслине микро нивоа и распоред металних зрна је стохастички, дужина прслине при затварању ће бити већа од само једног зрна. Мураками је у раду [124] на примеру челика са 0.13% С показао да то може бити кратка прслина дужине три метална зрна. Свакако, то не значи да се само микроструктурно кратке прслине могу затворити, јер затварање прслине може настати и код физички кратких прслина онда

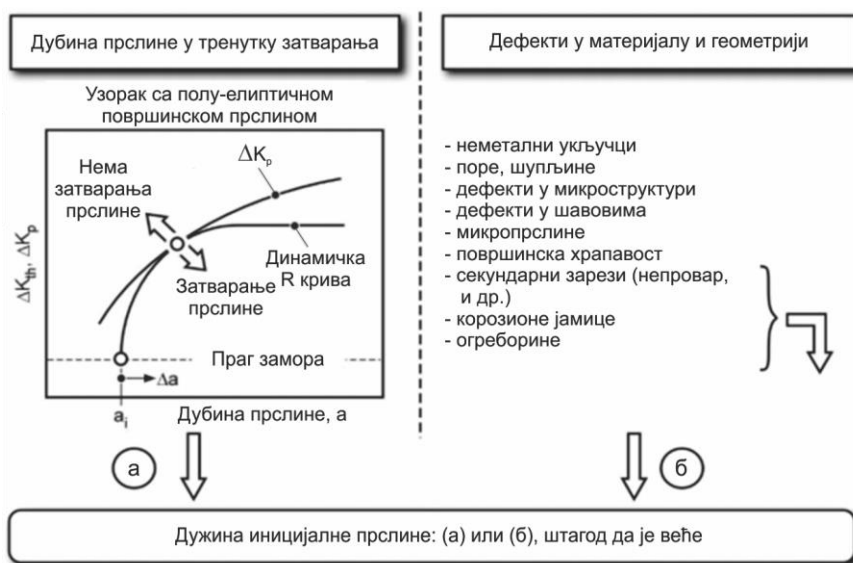
када напони локално падну испод неког нивоа, а то најчешће настаје на одређеној удаљености од подножја зареза. Споменути критични ниво напона се применом динамичког  $J$  - интеграла може израчунати, а детаљан опис његовог израчунавања приказан је у раду [125].

На слици 6.31 приказан је дијаграм заморног века делова у присуству кратких и дугих прслина. Практично, у већини случајева, кратке прслине ће настати и престати да пропагирају за време експлоатације дела и то неће утицати на његов заморни век.



Слика 6.31 Дијаграм заморног века делова у присуству кратких и дугих прслина [113]

Заморне прслине обично настају на местима дефеката у материјалу (сл. 6.32) [121]. Ти дефекти могу бити: неметални укључци, поре, корозионе јамице, површинске огреботине и тсл. Ако за време експлоатације у материјалу настане кратка прслина и убрзо се затвори, онда нема потребе да се спроводи било каква даља анализа. Међутим, уколико кратка прслина почне да пропагира и надмаши дужину до које би требало да се затвори, онда се она посматра као иницијална макропрслина и подлеже даљој анализи.

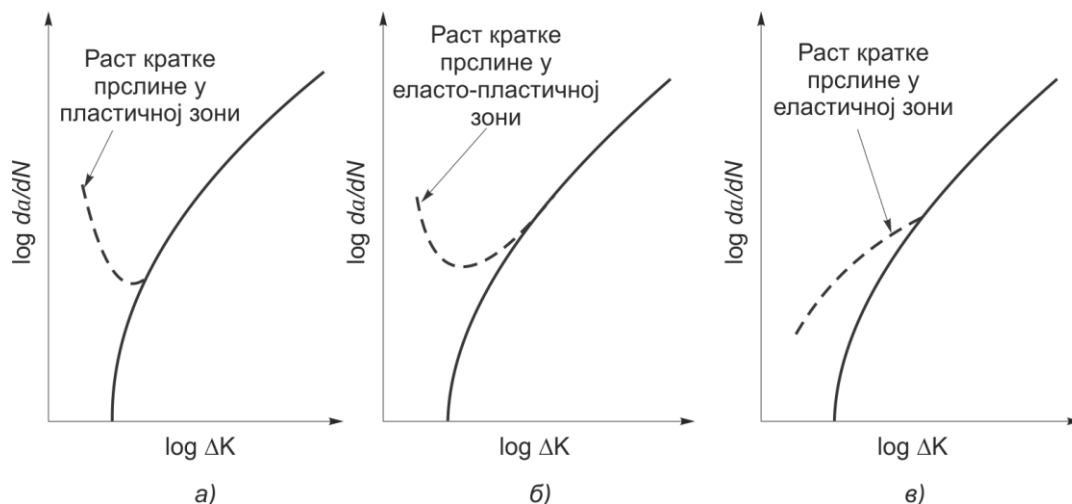


Слика 6.32 Дефиниција и одређивање заморне прслине која може утицати на интегритет дела

Када је реч о карактеру кратких прслина, треба споменути резултате истраживања објављене у раду [125] у коме су аутори истраживали ефекат затварања прслине код два челика различите јачине. Један челик је имао напон течења од око 1000 MPa (S960QL) а други око три пута мање, 380 MPa (S355NL). Добијени резултати су показали да затварање прслина много лакше наступа код челика за већом јачином, при чему су величине зрна оба материјала и неметалних укључака биле приближне. На тај начин се може закључити да неметални укључци код високочврстих челика могу довести до повећане способности челика ка затварању прслине, док се за челике мање јачине то не може рећи. То на неки начин представља потврду тврдњи датих у [124] да неметални укључци у челицима високе јачине контролишу заморни век.

Поред горенаведених утицајних фактора, важно је споменути и заваривање као могући узрок појаве кратких прслина. Додатно, различитим истраживањима је потврђено да и заваривање доводи до појаве развоја више кратких прслина у зони завареног споја, а нарочито у корену завареног споја [121]. Међутим, као и у осталим случајевима, не дешава се да све прслине из кратке прерасту у дуге па као такве не представљају опасност по интегритет конструкција, али свакако заварене спојеве треба ригорозније контролисати. Исти принцип се може применити и на наварене спојеве с тим што се зона материјала испод навара може посматрати као корен споја.

На крају, треба споменути и то да се у зависности од врсте кратке прслине која је уочена разликује и дијаграм, па и то може бити неки показатељ при анализи материјала. Наиме, у случају када је кратка прслина у чисто пластичном пољу, на дијаграму ће се појавити стрма линија смера супротног од смера дуге прслине, која се постепено стапа са кривом дуге прслине (сл. 6.33а). У случају када је прслина у комбинованом еласто-пластичном подручју, крива је слична, налик на параболу, али је нешто блажег нагиба (сл. 6.33б). У трећем случају, када је прслина у еластичном подручју њено постојање се на дијаграму види као благо закривљена конквексна линија која се приближава линији дуге прслине (сл. 6.33в). Кратке прслине су на слици приказане испрекиданим линијама, а дуга (класична) прслина пуном линијом.



Слика 6.33 Изглед дијаграма у зависности од врсте кратких прслина

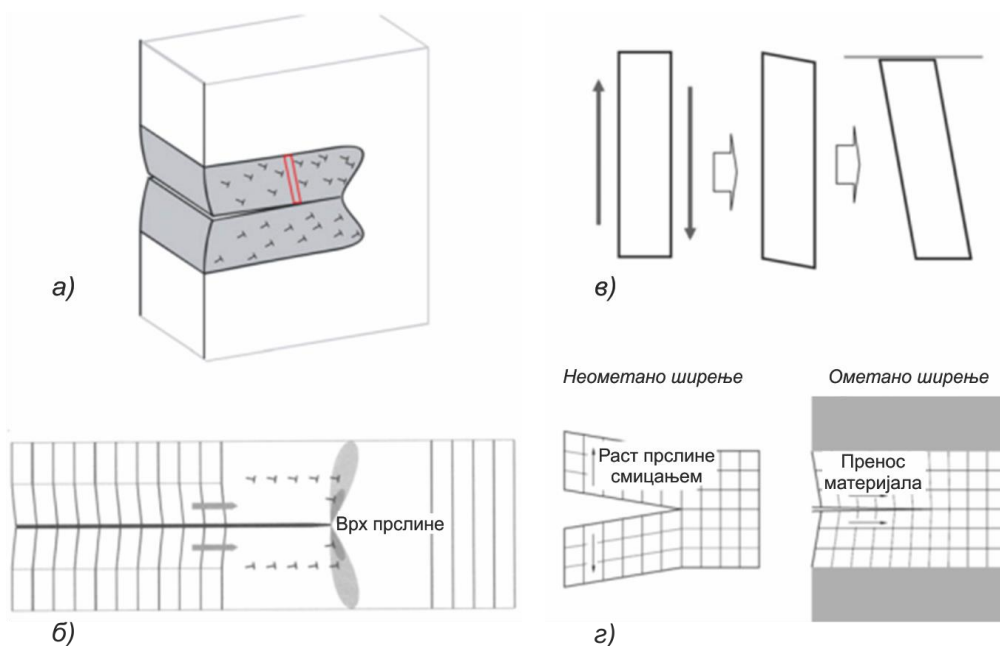
### Затварање заморне прслине

Кратке прслине настају при одређеним напонима нижим од прага замора класичне прслине. Међутим, код таквих прслина врло често долази до затварања прслине. До затварања прслине може доћи на неколико начина и то [126]:

- затварање услед појаве пластичне зоне испред врха прслине,

- затварање услед храпавости и
- затварање услед оксидних препрека.

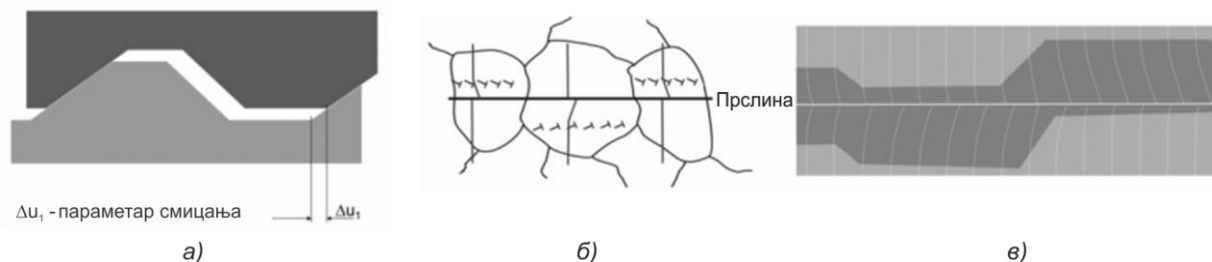
Затварање услед појаве пластичне зоне испред врха прслине настаје по два механизма, а све у зависности од напонско-деформационог стања у материјалу, тј. околини прслине. Код пластичнијих материјала, када у околини прслине долази до појаве велике пластичне зоне (раванско стање напона), у непосредном контакту са прслином долази до формирања слоја материјала који је толико пластичан да упија део деформације и пригушује динамичко дејство напона на ширење прслине (тзв. пластични клин). У тренутку када делујући напони падну испод вредности локалне пластичности материјала, доћи ће до затварања прслине. Међутим, како се у овој дисертацији анализирају релативно крти материјали, код којих пластична зона на врху прслине не постоји или је врло мала и где влада раванско стање деформације, ситуација је другачија. Највећа разлика јесте што у овом случају не постоји пластична зона испред прслине или иако постоји она је толико мала да се сматра безначајном. Типично за ове материјале је то што прслина расте при готово константној вредности фактора интензитета напона  $\Delta K$ . Међутим, пластична зона не изостаје потпуно. Наиме, истраживањима [126, 127] је утврђено да у кртим материјалима испред врха прслине долази до локалног смицања материјала и нагомилавања грешака (ваканција и дислокација) под одређеним углом, што проузрокује стварање препрека за даљи раст прслине. По овом механизму, долази чак и до делимичног локалног премештања материјала. Илустрација описаног механизма затварања прслине је приказана на слици 6.34 [126].



**Слика 6.34** Илустрација ефекта појаве пластичне зоне око прслине при константној вредности  $\Delta K$ : а) и б) пластична смичућа деформација узрокује премештање материјала и дислокација на врх прслине, в) и г) ротирање елемената у материјалу за време премештања и раст прслине у случају ометаног и неометаног ширења зоне материјала са прслином

Затварање прслине услед храпавости унутар материјала се може описати као појава до које долази због разлике у храпавости два слоја материјала у контакту између којих прслина почиње да се шири. Та појава је први пут описана и објашњена раних 1980-их година [120, 121]. Будући да се овај феномен одвија на микроструктурном

нивоу, он веома много зависи од микроструктуре, анизотропије и хомогености материјала. Објашњење овог феномена је схематски приказано на слици 6.35.



**Слика 6.35** Смакнуте површине материјала (а), несиметрични распоред дислокација у металним зрнима (б) и формирање зона пластичности у околини прслине на супротним странама прслине (в)

Наиме, раст прслине се на почетку сваке анализе посматра као раздвајање материјала (Тип I - цепање, сл. 6.2). Међутим, у стварности, на врху прслине долази до раста прслине по различитим модовима ширења прслине, тј. поред Типа I често настају и Типови II и III. Такво стање у одређеној зони материјала проузрокује настанак неке врсте хрпаве површине. Када још притом дође и до релативног смицања површина једне у односу на другу, у околини зоне смакнутих површина формира се напонско поље које се разликује од зрна до зрна (сл. 6.35б). Уколико се прслина шири кроз таква метална зрна и пролази кроз овакву зону материјала, њено ширење може бити отежано, јер се материјал испред прслине не деформише равномерно, што доводи до успоравања ширења прслине или чак заустављања. Треба истаћи да је овај начин заустављања прслине најизраженији у околини прага замора за дати материјал и да се са растом  $\Delta K$  његов ефекат смањује.

*Затварање услед оксидних препрека* настаје када оксидни или корозивни укључци унутар материјала формирају одређен слој који ће се при наиласку прслине на њега понашати као препрека. Такође, излагање спољашњости материјала или преломљене површине атмосферским утицајима такође доводи до оксидације. Слој оксида који настаје на површини је најчешће дебљине свега неколико нанометара, али то може бити довољно да утиче на карактеристике материјала [122]. Међутим, истраживањима је утврђено и да оксидни слој услед пластичности материјала и затварања прслине по неком другом механизму може довести до повећања дебљине оксидног слоја на вредности од чак 100 *nm*. Пораст оксидног слоја је нарочито изражен при нижим оптерећењима и при спором расту прслине (у околини прага замора). Такође, интересантно је навести да се оксидни слој на преломљеним површинама код челика може лако уочити чак и голим оком, јер је тамне боје (нијанса црне).

Дакле, из свега наведеног се може закључити да се кратке прслине често могу јавити у инжењерским материјалима, али такође и да се може догодити да оне после одређеног времена успоре са растом, те никада и не буду регистроване. У материјалима попут термостојаних челика постоји могућност за појаву кратких прслина пре свега због изузетно високих механичких карактеристика и постојања микродефеката и укључака [152]. Такође, како се у овој дисертацији разматра заваривање као метод репаратуре, посебну пажњу треба обратити на коренске пролазе при заваривању тј. први слој при наваривању, јер је то зона подложна за појаву кратких прслина.

## 7. ЕКСПЕРИМЕНТАЛНА ИСТРАЖИВАЊА

Како би се понашање конструкција изложених ударним и динамичким оптерећењима што боље разумело, потребно је познавати што више карактеристика материјала у условима што приближнијим реалним радним условима. У циљу добијања што јасније слике о наведеним челицима, који су предмет анализе у овој дисертацији спроведен је читав низ експерименталних испитивања. Један део изведених испитивања спада у групу стандардних испитивања материјала док испитивање ширења заморне прслине и одређивање броја циклуса до лома спада у испитивања који припадају области механике лома.

Како се у овом раду говори о наваривању као методу репаратуре (конкретно челика намењених за израду ковачких и других алата за рад на топло), поред испитивања карактеристика основних материјала, планом експеримента је предвиђено и испитивање завареног/навареног споја изведеног одговарајућом технологијом. Добијени резултати су упоређивани са својствима основног материјала и на основу тога су изведени одређени закључци.

Узорци за лабораторијска испитивања узети су из плоча основног материјала и наварених плоча. Сав потребан основни и додатни материјал, као и материјалне и људске ресурсе неопходне за наваривање обезбедила је фирма Застава Ковачница а.д. Крагујевац, у чијим погонима је наваривање и непосредно извршено. После наваривања плоча приступило се изради узорака. Узорци су израђивани по фазама и на више различитих места. Будући да је реч о челицима и наварима високе тврдоће, при изради узорака су стално биле изражене тешкоће због смањене постојаности (интензивног хабања) алата за машинску обраду. Узорци за затезање и динамичка испитивања су припремљени у фирми Застава Ковачница а.д. у Крагујевцу стругањем и брушењем, узорци за испитивање ударом у фирми Симовић Милија, д.о.о у Чачку сечењем воденим млазом и на Војнотехничком институту у Београду брушењем, узорци за испитивање тврдоће и металграфију на Војнотехничком институту у Београду и у Лабораторији за испитивање материјала Машинског Факултета Универзитета у Жилини. Узорци за праћење раста и развоја прслине су израђени сечењем на ерозимату са жицом у фирми Софир д.о.о. у Крагујевцу, док је финално брушење и израда зареза (иницијалне прслине) изведено на Војнотехничком институту у Београду.

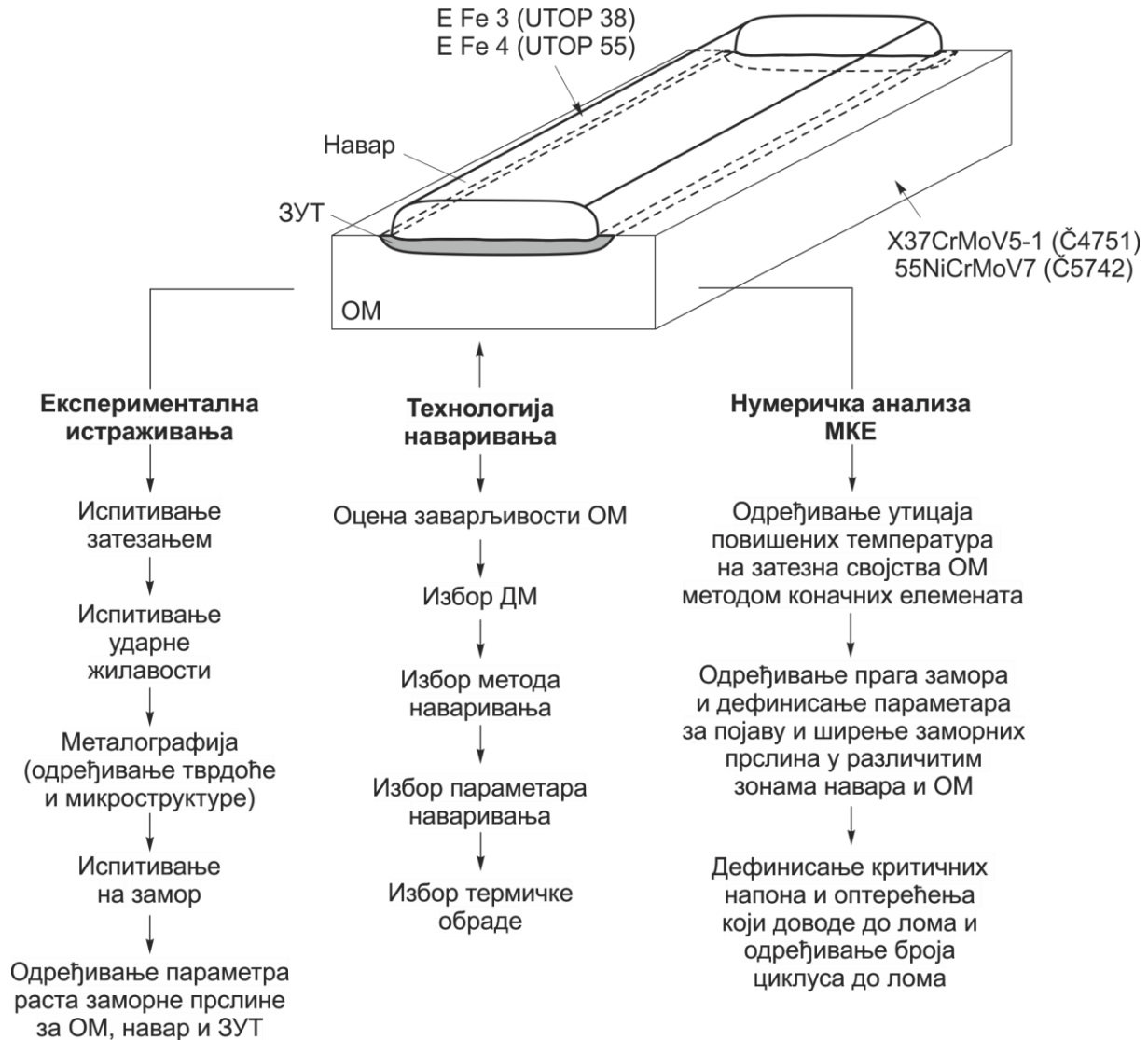
### 7.1 ПЛАН ЕКСПЕРИМЕНТА И ПРИПРЕМА УЗОРАКА

Експериментална истраживања у овој докторској дисертацији обухватила су:

1. Одређивање затезних својстава основних материјала и прорачун кривих ојачања за све испитиване узорке;
2. Одређивање енергије лома (енергије потребне за стварање и ширење прслине) на узорцима из основног материјала и навареним узорцима и фрактографске анализе преломљених површина;
3. Мерење тврдоће и одређивање микроструктуре четири карактеристична узорка која обухватају све зоне навара;
4. Одређивање трајне динамичке (заморне) издржљивости основних материјала;
5. Одређивање критичних вредности напона који доводе до појаве и ширења заморних прслина (прага замора) на узорцима из основног материјала, зоне

утицаја топлоте и чистог навара и одређивање критичне дужине прслине и броја циклуса до лома за усвојене режиме испитивања.

План експерименталних и нумеричких истраживања је приказан на слици 7.1.



Слика 7.1 План експериментално-нумеричких истраживања

Експерименти су изведени на узорцима (моделима) добијеним наваривањем плоча од изабраних термопостојаних челика. Технологија наваривања, избор додатног материјала, као и режими термичке обраде су усклађени са реалним процесом репаратуре ковачких алата.

### 7.1.1 Основни материјали

За експериментална истраживања су коришћена два термопостојана алатна челика намењена за рад на топло, од којих се ковачки алати најчешће израђују<sup>1</sup>. То су: X37CrMoV5-1 и 55NiCrMoV7<sup>2</sup>. Ознаке наведених челика према другим (националним и међународним) стандардима дате су у табели 7.1 [95].

<sup>1</sup> Челици ове класе се често називају и "утопи" (UTOP).

<sup>2</sup> Ознаке челика су у складу са стандардом EN ISO 4957:2018.

Табела 7.1 Ознаке коришћених челика у различитим стандардима

EN (Међународни)	DIN (Немачка)	ASTM (САД)	GOST (Русија)	GB (Кина)	JIS (Јапан)	IS (Индија)	JUS <sup>3</sup> (Србија)
X37CrMoV5-1	X38CrMoV5-1	H11	4Ch5MFS	4Cr5MoSiV	SKD 6	XT35Cr5Mo1V3	Ћ4751
55NiCrMoV7	56NiCrMoV7	L6	4ChMNFS	5CrNiMo	SKT 4	T55Ni7Cr4Mo5V1	Ћ5742

Челик X37CrMoV5-1 (Ћ4751) одликује веома добра отпорност на термичке "шокове" и појаву прелина, изузетне механичке особине на собним и повишеним температурама, добра жилавост и тврдоћа. При термичкој обради не долази до појаве сегрегација и веома је лако машински обрадив. Намењен је за израду пресерских ковачких алата, алата за ливење алуминијума тврдоће 46-50 HRC, алата за ливење бакра тврдоће 41-46 HRC, калупова за гравитационо ливење метала и пластике, алата за екструдирање и др. Овај челик је најпрепознатљивији по ознаци H11, према америчком ASTM A681 стандарду.

Челик 55NiCrMoV7 (Ћ5742) има веома добру отпорност на термичке шокове и појаву прелина, добре механичке особине на собним и повишеним температурама, релативно високу жилавост на собним и сниженим температурама и др. Такође, после термичке обраде овај челик има добру димензиону стабилност. Намењен је за израду свих врста ковачких калупа и алата за рад на топло, калупова за гравитационо ливење метала и пластике, алата за истискивање и екструдирање и др.

Хемијске, физичке, механичке и микроструктурне карактеристике ова два изабрана челика дате су у табелама 7.2 до 7.8. Приказани подаци су преузети из одговарајућих каталога и специјализоване литературе произвођача челика [51, 95].

Табела 7.2 Хемијски састав коришћених челика

Ознака по EN	Хемијски састав, %								
	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo	V
X37CrMoV5-1	0.37	1.0	0.4	0.020	0.025	5.2	-	1.2	0.4
55NiCrMoV7	0.55	0.3	0.7	0.035	0.035	1.1	1.7	0.5	0.12

Табела 7.3 Физичке и механичке особине челика X37CrMoV5-1 у зависности од температуре

Температура, °C	20	100	200	300	400	500	600	650	700
Коефицијент линеарног термичког ширења, $m/m^{\circ}C \cdot 10^{-6}$	-	11.5	12.0	12.2	12.5	12.9	13.0	-	13.2
Модул еластичности, GPa	219	-	-	-	183	176	165	-	-
Затезна јачина, MPa	≈ 1700	-	-	≈ 1400	≈ 1300	≈ 1100	≈ 800	≈ 600	-
Напон течења, MPa	≈ 1550	-	-	≈ 1200	≈ 1100	≈ 900	≈ 600	≈ 400	-
Специфична топлота, J/kg·K	460	-	-	-	-	550	590	-	-
Термичка проводност, W/m·K	25	-	-	-	-	28.5	29.3	-	-
Густина, g/cm <sup>3</sup>	7.8	-	-	-	-	7.64	7.60	-	-
Специфична електрична отпорност, $\Omega \cdot mm^2/m$	0.52	-	-	-	-	0.86	0.96	-	-
Електрична проводљивост, S·m/mm <sup>2</sup>	1.92	-	-	-	-	1.16	1.04	-	-

<sup>3</sup> Ознаке челика по некадашњем југословенском стандарду (JUS) се у раду могу срести и дају се паралелно уз европске ознаке, будући да су у нашој терминологији још увек у примени.

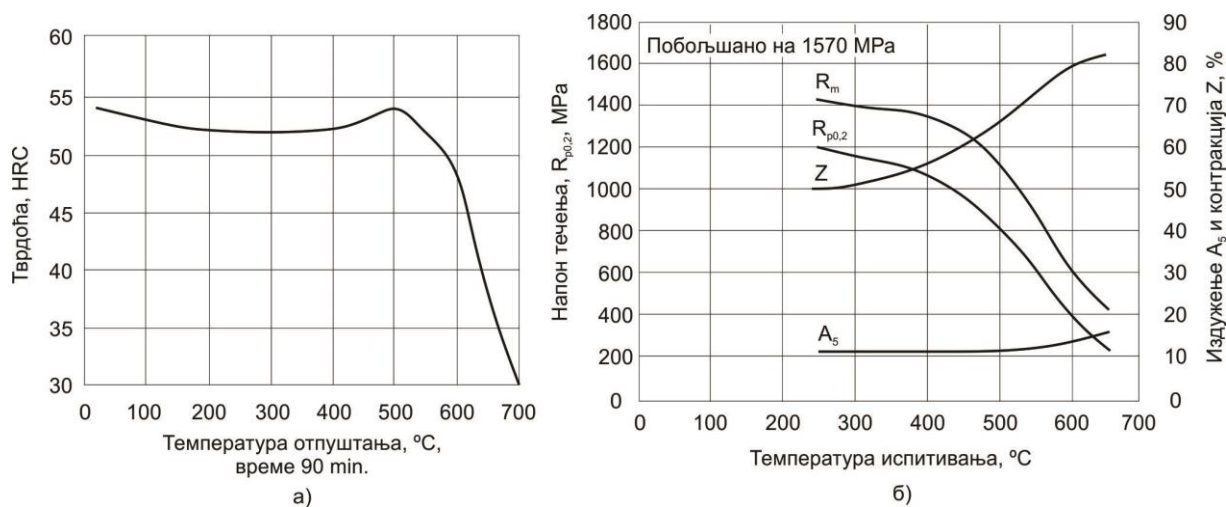


**Табела 7.4** Препоручени режими отпуштања и очекиване механичке особине за челик X37CrMoV5-1 после каљења у уљу са 1050°C

Температура отпуштања, °C	50	100	150	200	250	300	350	400	450	500	550	600	650	700
Тврдоћа, НВ	543	525	518	512	512	518	534	550	568	577	512	432	362	286
Тврдоћа, HRC	54	53	52.5	52	52	52.5	53.5	54.5	55.5	56	52	46	39	30
Затезна јачина, МПа	2010	1950	1915	1880	1880	1915	1980	2040	2115	2160	1880	1520	1220	950

**Табела 7.5** Препоручени режими термичке обраде и критичне температуре за челик X37CrMoV5-1

Топло ковање	900-1050°C.			
Каљење	Загревање до 1030-1040°C, прогревање у трајању од 3-4 min/mm дебљине, а затим каљење у уљу на 40°C. Очекивана тврдоћа ~ 54 HRC.			
Отпуштање	550-700°C. Непосредно после каљења. Обавезно двостепено.			
Отпуштање напона	Споро загревање на 600-650°C па хлађење у пећи до 350°C, а затим хлађење на ваздуху. Изводи се обавезно пре каљења, а после машинске обраде.			
Меко жарење	800-810°C, хлађење у пећи (max брзина 25°/h) до 600°C, затим на ваздуху. Очекивана тврдоћа max 229 НВ.			
Сфероидално жарење	845-885°C, хлађење у пећи брзином 22°/h до 480°C, затим нагло хлађење на ваздуху. Очекивана тврдоћа 192-229 НВ.			
Изотермално жарење	800°C, хлађење у пећи до 660°C, застој, хлађење у пећи до 620°C, затим на ваздуху.			
Предгревање пре заваривања	350°C; Према формули Сеферијана $T_p \approx 300^\circ\text{C}$ [128].			
Отпуштање напона после заваривања	У соном купатилу на температури 50°C нижој од температуре отпуштања.			
Критичне температуре, °C	A <sub>C1</sub>	A <sub>C3</sub>	M <sub>s</sub>	M <sub>f</sub>
	830	890	310	80



**Слика 7.2** Промена тврдоће (а) и механичких особина (б) при отпуштању челика X37CrMoV5-1

Табела 7.6 Физичке и механичке особине челика 55NiCrMoV7 у зависности од температуре

Температура, °C	20	100	200	300	400	500	600	700
Коефицијент линеарног термичког ширења, $m/m^{\circ}C \cdot 10^{-6}$	-	12.5	13.1	13.4	13.9	14.0	14.3	12.5
Модул еластичности, $GPa$	212	-	-	-	198	176	165	-
Затезна јачина, $MPa^4$	$\approx 1600$	-	-	$\approx 1350$	$\approx 1200$	$\approx 1000$	$\approx 600$	-
Напон течења, $MPa$	$\approx 1450$	-	-	$\approx 1150$	$\approx 1000$	$\approx 750$	$\approx 350$	-
Специфична топлота, $J/kg \cdot K$	460	-	-	-	-	550	590	-
Термичка проводност, $W/m \cdot K$	25.5	-	-	-	-	25	24.6	-
Густина, $g/cm^3$	7.8	-	-	-	-	7.64	7.60	-
Специфична електрична отпорност, $\Omega \cdot mm^2/m$	0.3	-	-	-	-	0.71	0.84	-
Електрична проводљивост, $S \cdot m/mm^2$	3.33	-	-	-	-	1.41	1.19	-

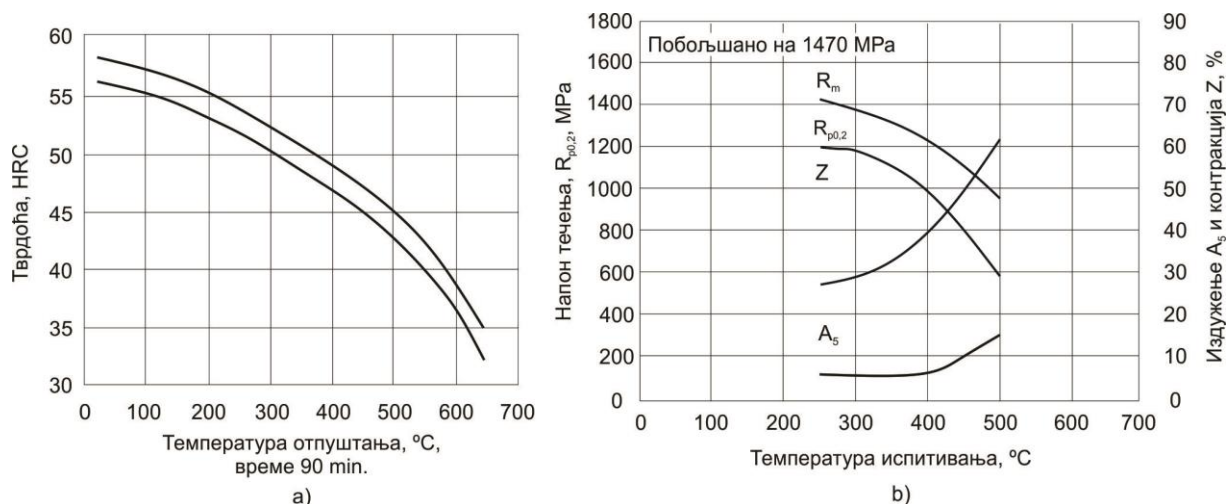
Табела 7.7 Препоручени режими отпуштања и очекиване механичке особине за челик 55NiCrMoV7

Температура отпуштања, °C		100	150	200	250	300	350	400	450	500	550	600	650
Каљење у уљу са 900°C	Тврдоћа, HB	634	615	595	577	543	512	482	468	442	409	390	-
	Тврдоћа, HRC	59	58	57	56	54	52	50	49	47	44	42	-
	Затезна јачина, $MPa$	2420	2330	2240	2160	2010	1880	1760	1700	1580	1430	1340	-
Каљење у води са 900°C	Тврдоћа, HB	560	-	512	-	482	-	442	421	400	371	336	301
	Тврдоћа, HRC	55	-	52	-	50	-	47	45	43	40	36	32
	Затезна јачина, $MPa$	2070	-	1880	-	1760	-	1580	1480	1390	1250	1110	1010

Табела 7.8 Препоручени режими термичке обраде и критичне температуре за челик 55NiCrMoV7

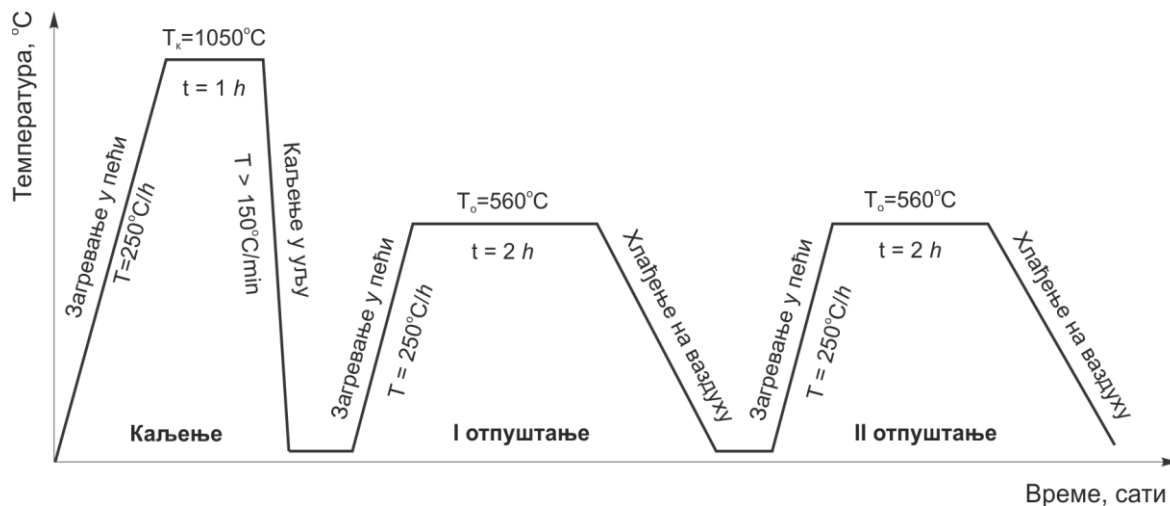
Топло ковање	850-1050°C.		
Каљење	Загревање до 900°C, прогревање у трајању од 3-4 min/mm дебљине, а затим каљење у уљу на 40°C.		
Отпуштање	400-680°C. Непосредно после каљења. Обавезно двостепено.		
Отпуштање напона	Споро загревање на 650°C па хлађење у пећи до 350°C, а затим хлађење на ваздуху. Изводи се обавезно пре каљења, а после машинске обраде.		
Меко жарење	680-700°C, хлађење у пећи до 150°C, затим на ваздуху. Очекивана тврдоћа $\max 248 HB$ напон течења $R_{p0.2} \approx 670-700$ .		
Изотермално жарење	800°C, хлађење у пећи до 660°C, пауза, хлађење у пећи до 620°C, затим на ваздуху.		
Предгревање пре заваривања	350°C; према формули Сеферијана $T_p \approx 300^{\circ}C$ [128].		
Отпуштање напона после заваривања	650°C и хлађење у пећи до собне температуре.		
Критичне температуре, °C	$A_{C1}$	$A_{C3}$	$M_s$
	710	770	250
			$M_f$
			10

<sup>4</sup> Вредности су за челик у побољшаном стању (каљење и високо отпуштање).



Слика 7.3 Промена тврдоће (а) и механичких особина (б) при отпуштању челика 55NiCrMoV7

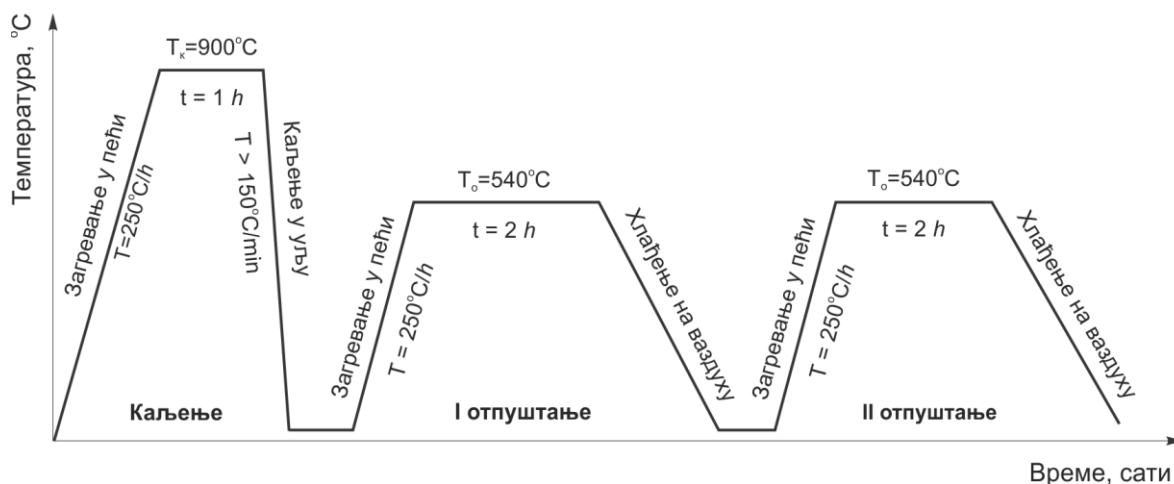
Како би се експериментални резултати што више приближили реалним, све плоче предвиђене за наваривање су побољшане (каљење + високо отпуштање). Режији термичке обраде су прописани сагласно препорукама и искуству у производним системима који се баве сличном проблематиком. У случају челика X37CrMoV5-1 каљење је изведено у уљу са температуре 1050°C. Прогревање плоча је трајало 1 h. После каљења, уследило је двостепено отпуштање (због сложеног хемијског састава и структура које настају) на 560°C. Целокупан режим термичке обраде дат је на слици 7.4. Загревање плоча је изведено заједно са пећи брзином 20°C/min. Двоструко отпуштање има вишеструки повољан утицај на механичке особине, тј. у односу на једноструко отпуштање, двоструким се постижу за око 20% боља механичка својства [129].



Слика 7.4 Режији двостепеног отпуштања за челик X37CrMoV5-1

У случају челика 55NiCrMoV7 каљење је изведено са температуре 900°C, такође у уљу. У циљу бољег прокаљивања плоче су све време њихане у течности како би се уклонио парни омотач који настаје око плоча услед превелике разлике у температури (Лајденфростов ефекат<sup>5</sup>), а који смањује интензитет хлађења. Отпуштање код челика 55NiCrMoV7 је такође било двостепено али на нешто нижим температурама (сл. 7.5).

<sup>5</sup> Лајденфростов ефекат је појава лебдења течне капи изнад површине чија је температура знатно већа од тачке кључања течности. Кап на врелој површини "лебди" јер је ослобођена пара врло слаб проводник топлоте па акумулирана између капи и вреле површине служи као топлотни изолатор. Ефекат је први описао немачки научник Johann Gottlob Leidenfrost (1715-1794) још 1756. године, по коме је он и назван.



Слика 7.5 Режим двоступеног отпуштања за 55NiCrMoV7

После термичке обраде на плочама је измерена тврдоћа и она се кретала у границама од 45-49 HRC за челик X37CrMoV5-1 и 42-45 HRC за челик 55NiCrMoV7. При изради узорак за експериментална испитивања није извођено омекшавајуће жарење (иако је HB > 350), а обрада је изведена стругањем са дијамантским резним плочицама велике постојаности а затим брушењем. Из овако припремљених плоча, пре наваривања, исечени су узорци за испитивање на затезање и на замор.

У експерименталне сврхе навариване су плоче од челика X37CrMoV5-1 дебљине 15 mm и од челика 55NiCrMoV7 дебљине 20 mm. Пре наваривања плоче су предгрејане на 300°C због склоности челика ка закаљивању и појави прелина (C > 0.35%) [26]. Температура предгревања је усвојена према препорукама произвођача челика [51, 95] и према формули Сеферијана (види једначину 2.33) [128].

### 7.1.2 Избор додатног материјала и технологије наваривања плоча

Наваривањем се могу репарирати различити делови машинских система, али када је реч о алатима, највише се примењује за репаратуру алата предвиђених за рад како на топло тако и на хладно. При регенерацији оштећених алата треба узети у обзир следеће:

1. За репаратурно наваривање ковачких матрица израђених од челика препоручених за рад на топло треба применити електроде E3-UM-40T (DIN 8555) (0.13% C, 5.0% Cr, 4.0% Mo, 0.2% V) и E6-UM-60T (DIN 8555) (0.5% C, 5.0% Cr, 5.0% Mo, 0.6% V), помоћу којих се добија састав чистог навара близак основном металу [50, 130]. Ако се у ковачницама употребљавају матрице у термички побољшаном стању до тврдоће HV ≈ 350 и које се механички обрађују, репаратура се изводи електродом E3-UM-40T. Наваривање прати предгревање до 300-350°C и споро хлађење. Репаратура може обухватити целу радну површину матрице (гравуру, калу) или само њене истрошене ивице.
2. После наваривања, у циљу добијања тврдоће 50-55 HRC, неопходна је другачија процедура при репаратури ковачких калуца. Такви калуци се пре наваривања подвргавају омекшавајућем жарењу, а затим предгревању на око 500°C. Наваривање похабаних места изводи се електродама E6-UM-60T. Да би се омогућила механичка обрада навара, наварену матрицу треба поново омекшавајуће жарити при температури 650-680°C у току 4-8 h у зависности од величине матрице, а затим полако хладити. После механичке обраде навара, ради повратка првобитне тврдоће калуца, он се кали са температуре 820-860°C у уљу и

затим отпушта у току најмање 1 *h* на сваких 20 *mm* дебљине пресека на температури 430-600°C, у зависности од тврдоће коју треба очувати [50].

Наваривање алата за рад на топло по правилу има за циљ да се надокнади губитак метала настао због трења или хабања. У пракси се може срести и случај израде нових алата од конструкционих угљеничних челика са радном површином навареном алатним челиком, али је то још увек на нивоу идеје. Ремонтно наваривање чешће се примењује за алате који имају веће радне површине као нпр. матрице, седишта резних елемената специјалних глодачких глава итд. За те намене најбоље су се показале електроде са 15% Со и 15% W [50, 130], јер се њихов навар може обрађивати резањем, или електроде са 15% Со и 15% Мо, чији навар може бити обрађен искључиво брушењем. У оба случаја наваривање прати предгревање до температуре 200-300°C. После завршне машинске обраде навара, одговарајућа тврдоћа навара постиже се жарењем алата на 500°C у току 3-5 *h* у зависности од масе алата.

Слична технологија се примењује у случају израде алата од конструкционих угљеничних челика за рад на хладно са оштрицама навареним алатним челицима. То су углавном ножеви за машинске маказе, ножеви за кружно просецање, резне ивице просекача и алата за дубоко извлачење, алати за ваљање завртњева итд. У овим случајевима електроде легиране са 20% Со и 10% Мо, омогућавају да се после жарења при 500°C добије тврдоћа навара до 700 HV.

Алати за обраду резањем од брзорезног челика у принципу се не подвргавају ремонту наваривањем. Ипак, овом технологијом се могу израђивати алати са оштрицама навареним од брзорезног челика.

Наваривање плоча за експериментална истраживања приказана у овој дисертацији изведено је ручним електролучним (REL) поступком у погонима фирме Застава Ковачница а.д. у Крагујевцу. Технолошки параметри наваривања одређени су према препорукама произвођача електрода и на основу ранијег искуства аутора ове дисертације, радника фирме и стручњака из те области [50]. Наваривање је извођено са два и три пролаза да би се постигла неопходна висина навара за исецање узорака и да би се смањио степен мешања-разблаживање, тј. да би се у последњем слоју добиле декларисане особине навара које даје произвођач електрода. При nanoшењу сваког пролаза мерена је брзина наваривања, а такође је пре nanoшења сваког наредног слоја проверавана температура предгревања, односно међупролазна (*interpass*) температура. За мерење је употребљен дигитални мерни уређај Tasterm D1200 (са термопаром NiCr-NiAl мерног опсега од -50 до 1200°C) [26, 131].

Као додатни материјал коришћене су високолегиране базичне електроде УТОР 38 (Е3-УМ-40Т Ø4.0 *mm* - DIN 8555) и УТОР 55 (Е6-УМ-60Т Ø5.0 *mm* - DIN 8555). Оне су намењене за наваривање алата, као што су: утопи, челични калупи, матрице и трнови за пресовање. Навари ових електрода су жилави, отпорни према хабању и ударима [26, 131]. Тврдоћа навара је према испитивањима, постојана до температуре од  $T_{\text{отр}} \approx 570^\circ\text{C}$  [50], а према препорукама произвођача електрода до 600°C [130]. Пре употребе, електроде су сушене по режиму: загревање у пећи до температуре 350-400°C, држање 2 *h* на температури сушења и хлађење у пећи у току 1 *h*, при чему температура није пала испод 150°C. Тако загрејане електроде су употребљаване за наваривање предгрејаних узорака, чиме је снижен ниво дифундованог водоника и умањена могућност појаве хладних прслина.

У табелама 7.9 и 7.10 дати су параметри наваривања (струја наваривања нижа је за око 10% него при заваривању), као и особине додатног материјала [131].

Табела 7.9 Параметри наваривања REL поступком

Редни број	Ознака електроде		Пречник језгра, $d_e$ , $mm$	Струја заваривања, $I$ , $A$	Напон, $U$ , $V$	Брзина наваривања, $v_z$ , $cm/s$	Погонска енергија*, $q_l$ , $J/cm$
	Железара Јесенице	DIN 8555					
1.	УТОР 38	E3-UM-40T	4.0	145	27.0	$\approx 0.27$	11600
2.	УТОР 55	E6-UM-60T	5.0	185	28.5	$\approx 0.25$	16872

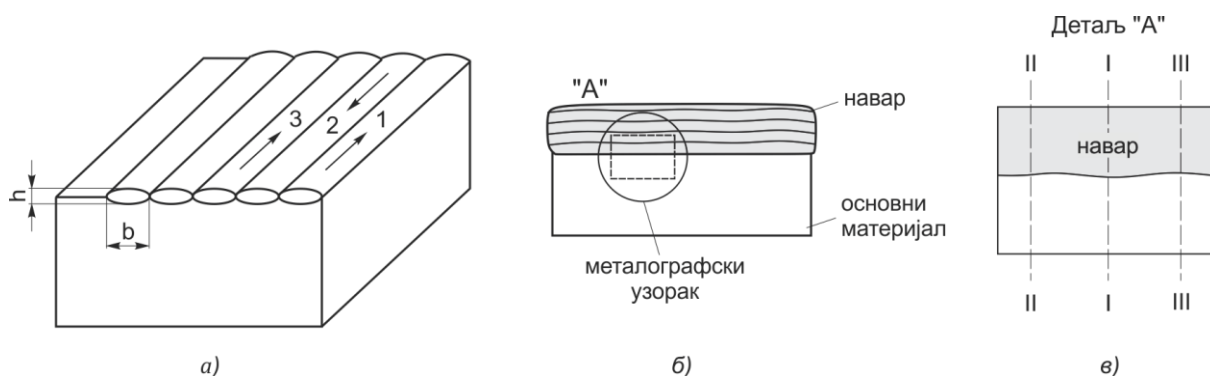
\* при прорачуну погонске енергије наваривања за степен искоришћења  $\eta$  коришћена је вредност 0.8.

Табела 7.10 Опис додатног материјала

Редни број	Ознака електроде		Хемијски састав*, %					Врста струје	Тврдоћа навара, HRC	Намена
	Железара Јесенице	DIN 8555	C	Cr	Mo	V	W			
1.	УТОР 38	E3-UM-40T	0.13	5.0	4.0	0.2	+	= (+)	36-42	Наваривање алата за рад у топлом и хладном стању
2.	УТОР 55	E6-UM-60T	0.50	5.0	5.0	0.6	+	= (+)	55-60	

\* Садржај P и S је нижи од 0.025%, јер је реч о електродним жицама добијеним од висококвалитетних челика из електролучних пећи.

Редослед наносења навара дат је на слици 7.6а, с тим што је пре сваког наредног пролаза одстрањивана троска челичном четком. Према овој схеми наносени су и остали слојеви. Ширина пролаза навареног електродом пречника  $\varnothing 4.0\text{ mm}$  била је  $b \approx 12-14\text{ mm}$ , висина навара  $h \approx 1.8\text{ mm}$ , а електродом  $\varnothing 5.0\text{ mm}$   $b \approx 16-18\text{ mm}$  и  $h \approx 2.1\text{ mm}$ . На сликама 7.6б и 7.6в дати су примери исецања узорака за металографска испитивања и мерење тврдоће, о чему ће се детаљније говорити у поглављу 7.3.1.



Слика 7.6 Редослед полагања навара

Описаном технологијом наварене су 4 плоче димензија  $200 \times 100 \times 15\text{ mm}$  из којих су касније исечени узораци за експериментална испитивања. Плоче су наварене према табели 7.11, а сви узорци предвиђени за различита експериментална испитивања су исечени из наварених плоча приказаних на слици 7.7.

Табела 7.11 Комбинације основних и додатних материјала за израду узорака

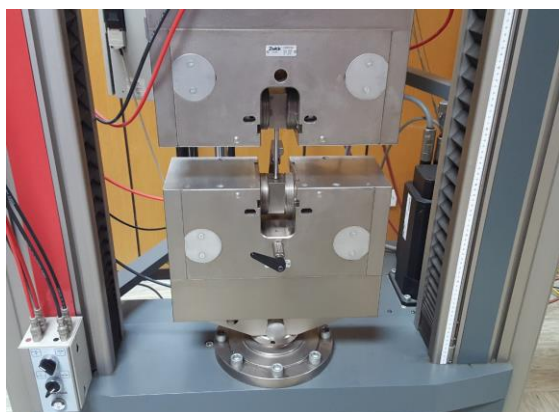
Број плоче	Челик	Електрода
1	X37CrMoV5-1	УТОР 38
2	X37CrMoV5-1	УТОР 55
3	55NiCrMoV7	УТОР 38
4	55NiCrMoV7	УТОР 55



Слика 7.7 Изглед плоче пре наваривања (лево) и наварених плоча (средина и десно)

## 7.2 ИСПИТИВАЊЕ ЗАТЕЗАЊЕМ

Испитивање затезањем је изведено на савременој универзалној машини за механичка испитивања ZWICK/Roell Z 100 максималне силе затезања 100 kN (сл. 7.8) [132]. Машина има могућност аутоматског меморисања дијаграма затезања и генерисања табела са подацима о механичким карактеристикама материјала. Будући да је планом експеримента предвиђено и испитивање на повишеним температурама, за загревање узорка је коришћена специјална комора (сл. 7.8б). Испитивани узорак је за све време затезања био у комори тако да нема губитка топлоте и добијени резултати се могу сматрати реалним. Загревање узорка се прати помоћу дигитално управљаног уређаја (сл. 7.8в), а температуре у комори се мере термопаровима на 3 места по висини.



а)



б)

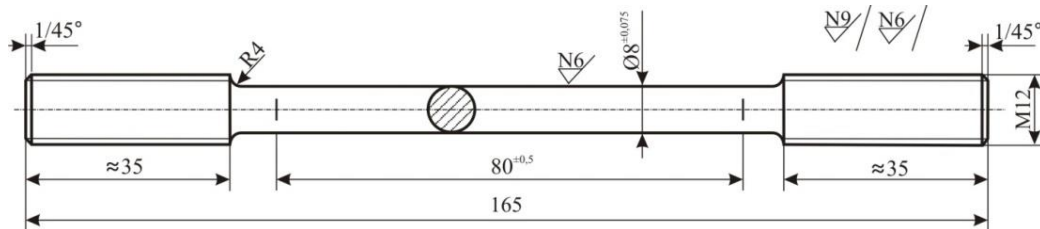


в)

Слика 7.8 Универзална машина за испитивање затезањем ZWICK/Roell Z 100: а) испитивање на собној температури; б) испитивање на повишеној температури и в) регулатор температуре у комори за загревање MAYTEC [132]

Такође, време прогревања узорка на одабраној температури је усвојено према препорукама као  $2-4 \text{ min/mm}$  дебљине узорка, тј. за наведене узорке 25 минута по узорку ( $\text{Ø}8 \text{ mm} \times 3 \text{ min} \approx 25 \text{ min}$ ).

Узорци су цилиндрични са мерним пречником  $d_0 = 8 \text{ mm}$  и навојем на крајевима М12 (прихватни део). Стезање на машини је пнеуматско. За испитивање је припремљено 30 узорака, по 14 од сваког челика за испитивање по 2 узорка на собној и 6 повишених температура и по један контролни. Изглед узорака за затезање од оба челика је приказан на слици 7.9 [132].



а)



б)

в)

Слика 7.9 Узорци за испитивање затезањем: технички цртеж узорка (а), узорци од челика X37CrMoV5-1 (б) и узорци од челика 55NiCrMoV7 (в)

### 7.2.1 Експериментално испитивање затезањем и одређивање кривих ојачања

На собној температури је изведено испитивање по два узорка за сваки челик. Добијени резултати су приказани у табелама 7.12 и 7.13.

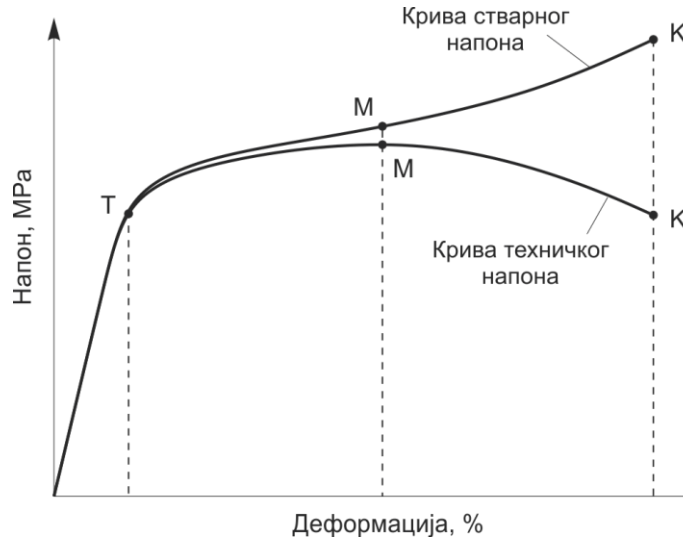
Поред тога, за сваки узорак, према добијеним подацима, израчуната је крива ојачања која је касније коришћена као улазни податак за нумеричку симулацију затезања.

Криве ојачања или криве течења (сл. 7.10), показују понашање материјала у области пластичног деформисања и због тога имају примарни значај код испитивања материјала и у технологији материјала. Крива ојачања се назива још и крива стварног напона, будући да описује стварно стање напона у односу на тренутни попречни пресек узорка који се испитује. С друге стране, крива техничког напона добијена је на основу напона израчунатих за почетни попречни пресек и израчунава се као  $\sigma = F/S_0$ . Анализом дијаграма (сл. 7.10) очигледно је да криве стварног и техничког напона нису исте. Разлика између ове две криве настаје управо због попречног пресека коришћеног при прорачуну. Наиме, када услед затезања на узорку дође до смањења пречника и попречног пресека, у материјалу делују напони који су већи него у случају почетног попречног пресека (иста вредност силе се дели са мањим попречним пресеком). Даљим испитивањем код пластичних материјала долази до појаве локализације (енгл. *necking*)



када се попречни пресек нагло смањује, а стварни напони нагло расту до кидања материјала.

Облик криве ојачања зависи од хемијског састава, претходне термичке обраде, заосталих унутрашњих напона, брзине деформације, температуре, напонског стања за време испитивања и др., а на слици 7.10 је приказан карактеристичан пример криве.



Слика 7.10 Криве стварног и техничког напона при затезању

Са слике 7.10 је могуће уочити да је заједнички део обе криве затезања почетни, линеарни део криве (област еластичних деформација). Такође, лако се може закључити да су стварни напон и стварна деформација већи од техничког напона и техничке деформације, као и да код стварне криве затезања максимални напон одговара максималној деформацији, односно лому узорка. Код стварне криве течења није изражена затезна јачина, тако да је њена употреба у области пројектовања код стандарних аналитичких метода прорачуна динамичке издржљивости ограничена.

Криве течења  $\sigma$ - $\epsilon$  се одређују експерименталним путем различитим начинима, али је најшире прихваћено једноосно затезање због своје једноставности, тачности и поузданости. За одређивање криве ојачања материјала неопходно је имати дијаграм и основне механичке карактеристике материјала: затезну јачину ( $R_m$ ), напон на граници течења ( $R_{p0.2}$ ) и издужење ( $A$ ). Друга могућност је мерење деформације и стварног пречника узорка за време затезања, прорачунавање напона у већем броју тачака и конструисање криве стварног напона. Будући да је овај поступак сложен у пракси се ретко користи.

Све зависности на дијаграму затезања посматрају се у области равномерног (хомогеног) деформисања када постоји једноосно напонско стање (до тачке М на дијаграму затезања). Суштински је важно уочити значај везе између деформационог отпора (једнак је еквивалентном напону при пластичном деформисању, а у овом случају и стварном напону затезања) и техничког напона тј. силе затезања (израз 7.1). У математичком смислу, веза се добија на основу датих дефиниција и става о непроменљивости запремине при пластичном деформисању (израз 7.2) [133].

$$\sigma_1 = \frac{F}{S} = \frac{F}{S_0} \cdot \frac{S_0}{S} = \frac{F}{S_0} \cdot \frac{l}{l_0} = \frac{F}{S_0} (1 + \epsilon) = \frac{F}{S_0} \cdot e^\varphi = \sigma_e = K \quad (7.1)$$

$$S_0 \cdot l_0 = S \cdot l = const. \quad (7.2)$$

Када се на вредности са дијаграма затезања у области равномерног деформисања примени израз (7.1), добије се крива ојачања, односно зависност деформационог отпора од еквивалентне пластичне деформације. Зависно од коришћеног показатеља деформације често се користе термини: крива ојачања I реда ако се користи релативна деформација  $\varepsilon$ , крива ојачања II реда ако се користи контракција пресека  $\psi$  и крива III реда ако се користи природна (логаритамска) деформација  $\varphi$ . За сваку од ових кривих могуће је остварити везу између техничког напона  $\sigma$  и деформационог отпора  $K$ :

$$I: K = \sigma \cdot (1 + \varepsilon), \quad (7.3)$$

$$II: K = \frac{\sigma}{1 - \psi} \text{ и} \quad (7.4)$$

$$III: K = \sigma \cdot e^{\varphi}. \quad (7.5)$$

Да би се одредиле криве ојачања потребно је знати пречник ( $d_0$ ) и дужину ( $l_0$ ) мерног дела узорка и учртати дијаграм затезања. Као показатељ деформације усвојена је природна деформација  $\varphi$ .

Тачка максималне силе (M) се добија тангирањем криве хоризонталном правом са горње стране. Тачка течења (T) дефинише се према услову за техничку границу течења ( $\varepsilon_T = 0.2\%$ ). Област између тачке T и тачке M је област хомогеног деформисања. За тачке T и M на дијаграму затезања, прорачунава се величина пластичне деформације  $\varphi$  и деформациони отпор  $K$  (израз 7.5). За тачке између тачака T и M, успоставља се веза између силе и деформационог отпора и дефинише одговарајућа пластична деформација. На основу израчунатих вредности добија се крива ојачања као зависност деформационог отпора од ефективне пластичне деформације.

Поред дијаграмског приказа криве ојачања, често је потребно приказати и аналитичке апроксимације кривих ојачања. Оне представљају математичке функционалне зависности чије су предности да нема ограничења максималне деформације и да су једноставне за дефинисање и коришћење. Једна од важних предности апроксимација кривих ојачања јесте директна примена у нумеричким симулацијама, попут оних приказаним у каснијим поглављима ове дисертације (7.2.2).

Најчешће се одређује само експоненцијална апроксимација облика:  $K = C \cdot (\text{деформација})^n$ . Аналитичка апроксимација криве ојачања у виду експоненцијалне функције у овом раду је одређивана за случај криве ојачања III реда  $K = K(\varphi)$ :

$$K = K_M \left( \frac{\varphi}{\varphi_M} \right)^{\varphi_M} = \frac{K_M}{\varphi_M^{\varphi_M}} \cdot \varphi^{\varphi_M} \quad (7.6)$$

С обзиром на то да облик експоненцијалне апроксимације за криву III реда гласи:  $K = C \varphi^n$ , лако се на основу израза (7.6) може закључити да је  $C = \frac{K_M}{\varphi_M^{\varphi_M}}$ , а  $n = \varphi_M$ . Дакле,

као што је већ напоменуто, потребно је познавати само вредност деформационог отпора у тачки M и одговарајућу пластичну деформацију, да би се одредила експоненцијална апроксимација криве ојачања.

Како је део експерименталних испитивања изведен на повишеним температурама, треба напоменути и то да на изглед криве течења утиче и брзина деформације и температура. За више детаља везаних за ову тему погледати специјализовану литературу [133].

Резултати испитивања затезањем на собној и повишеним температурама приказани су у табелама 7.12 и 7.13 [132, 134].

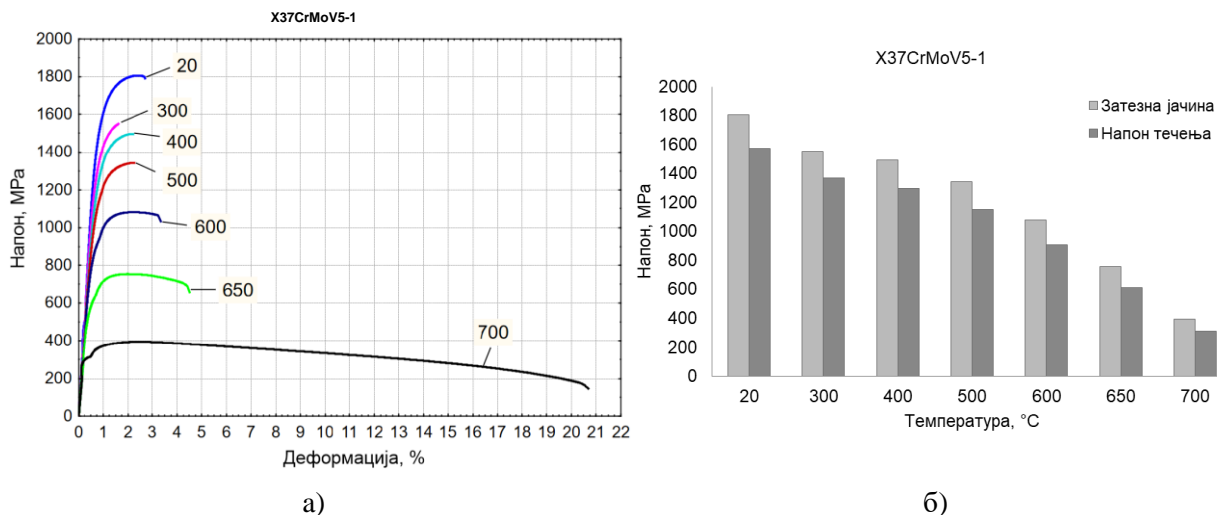
**Табела 7.12** Резултати испитивања затезањем на собним и повишеним температурама за челик X37CrMoV5-1

Челик	Број узорка	Температура испитивања, °C	Напон течења, $R_{p0,2}$ , МПа	Затезна јачина, $R_m$ , МПа	Издужење при тах сили, $A_m$ , %	Издужење при кидању, $A$ , %	Крива ојачања, $K = C \cdot \varphi^n$ , МПа
X37CrMoV5-1	1	20	1469	1680	1.68	1.89	$1828.7 \cdot \varphi^{0.01667}$
	2		1574	1806	1.62	1.85	$1961.3 \cdot \varphi^{0.01667}$
	3	300	1370	1550	0.85	0.85	$1627.5 \cdot \varphi^{0.00846}$
	4	400	1300	1497	1.33	1.42	$1606 \cdot \varphi^{0.0132}$
	5	500	1413	1568	2.90	4.1	$1722 \cdot \varphi^{0.0188}$
	6		1155	1344	1.52	1.57	$1453.5 \cdot \varphi^{0.01528}$
	7	600	909	1081	1.61	2.7	$1173.4 \cdot \varphi^{0.01597}$
	8		873	1027	1.52	3.6	$1110.7 \cdot \varphi^{0.01508}$
	9	650	614	756	1.51	4.1	$817.3 \cdot \varphi^{0.015}$
	10		610	754	1.55	4.3	$816.5 \cdot \varphi^{0.0154}$
	11	700	312	396	2.20	16.1	$440 \cdot \varphi^{0.02176}$
	12		311	395	2.27	20.6	$440 \cdot \varphi^{0.02245}$

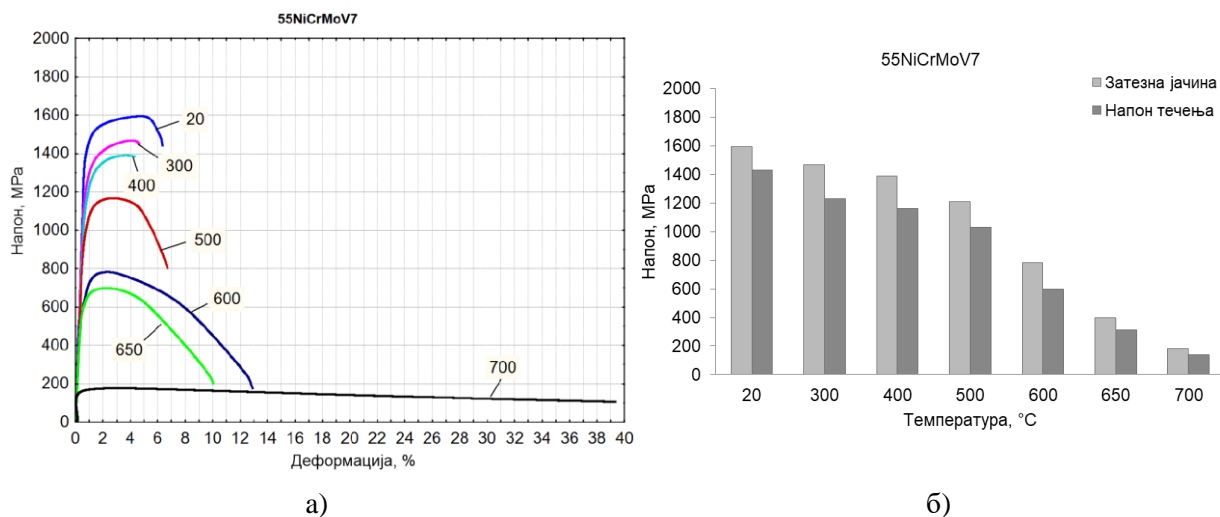
**Табела 7.13** Резултати испитивања затезањем на собним и повишеним температурама за челик 55NiCrMoV7

Челик	Број узорка	Температура испитивања, °C	Напон течења, $R_{p0,2}$ , МПа	Затезна јачина, $R_m$ , МПа	Издужење при тах сили, $A_m$ , %	Издужење при кидању, $A$ , %	Крива ојачања, $K = C \cdot \varphi^n$ , МПа
55NiCrMoV7	1	20	1392	1557	3.38	3.48	$1802.7 \cdot \varphi^{0.03893}$
	2		1431	1594	3.97	5.64	$1880.7 \cdot \varphi^{0.03893}$
	3	300	1229	1468	3.42	3.93	$1701 \cdot \varphi^{0.0336}$
	4	400	1163	1389	2.94	3.56	$1584.5 \cdot \varphi^{0.029}$
	5	500	999	1167	2.10	6.20	$1291.5 \cdot \varphi^{0.0208}$
	6		1032	1207	2.10	5.50	$1335.8 \cdot \varphi^{0.0208}$
	7	600	600	782	1.85	12.8	$857 \cdot \varphi^{0.01833}$
	8		542	705	2.10	14.8	$780 \cdot \varphi^{0.02078}$
	9	650	302	385	2.40	32.0	$430.8 \cdot \varphi^{0.0237}$
	10		314	397	2.41	32.7	$444.4 \cdot \varphi^{0.0238}$
	11	700	138	181	2.0	> 50	$195.5 \cdot \varphi^{0.0198}$
	12		134	176	2.0	> 50	$194 \cdot \varphi^{0.0198}$

Поред табеларног приказа, на сликама 7.11 и 7.12 су дати збирни дијаграми затезања за све испитиване узорке. На збирним дијаграмима је због прегледности дат приказ само по једне карактеристичне криве. Појединачне криве за сваки испитан узорак су дате на сликама 7.15 до 7.28 [132].

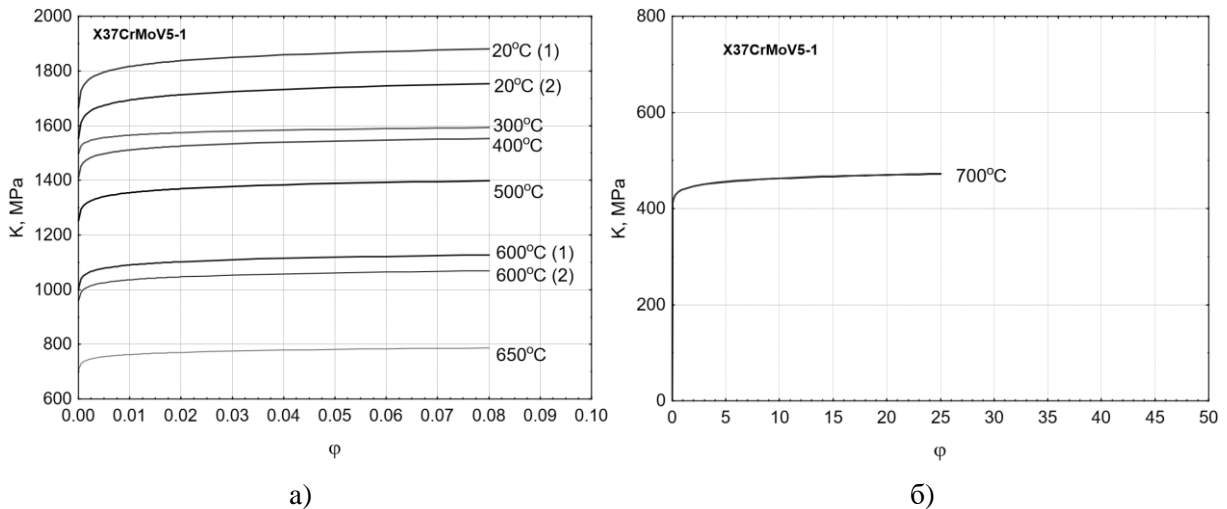


Слика 7.11 Збирни дијаграм кривих затезања за све температуре испитивања - челик X37CrMoV5-1

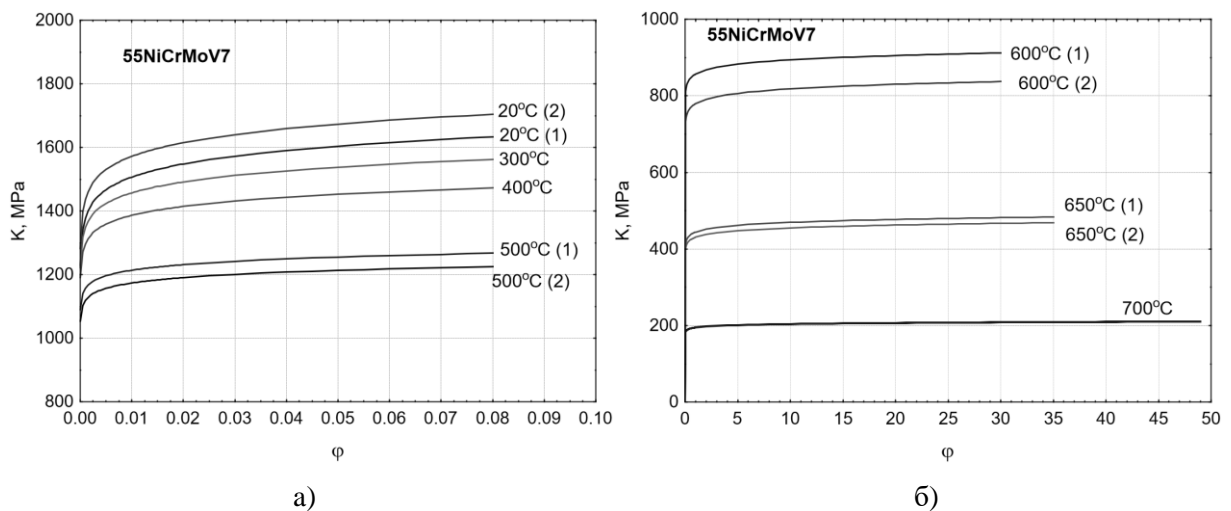


Слика 7.12 Збирни дијаграм кривих затезања за све температуре испитивања - челик 55NiCrMoV7

Такође, на сликама 7.13 и 7.14 су приказани збирни дијаграми прорачунатих кривих ојачања за сваки узорак на свакој температури испитивања, добијених на основу претходно приказаног прорачуна, у координатном систему деформациони отпор (K)-природна деформација (φ). Криве ојачања су одређене за сваки испитани узорак, а приказане су графички као одговарајућа апроксимација нумеричког записа датог у табелама 7.12 [132] и 7.13. Као што је раније наведено, добијене криве ојачања су касније коришћене као улазни подаци за нумеричку симулацију испитивања затезањем методом коначних елемената (види поглавље 7.2.2).



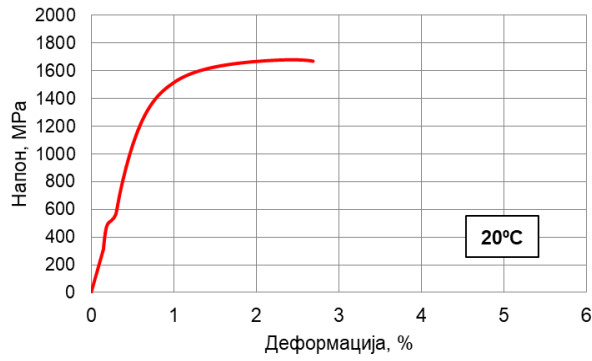
Слика 7.13 Збирни дијаграм кривих ојачања за: температуре испитивања 20-650°C (а) и температуре испитивања 650-700°C (б) - челик X37CrMoV5-1



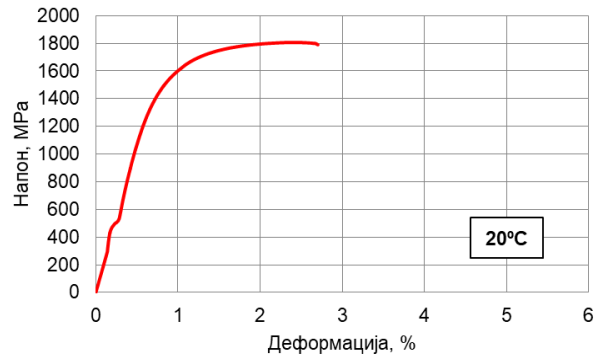
Слика 7.14 Збирни дијаграм кривих ојачања за: температуре испитивања 20-500°C (а) и температуре испитивања 500-700°C (б) - челик 55NiCrMoV7

Криве ојачања са дијаграма су раздвојене на део (а) и део (б) због прегледности. Наиме, осетна је разлика у пластичности челика на нижим и вишим температурама (дужина криве течења). Код челика X37CrMoV5-1 пластичност није велика, чак и на температурама од око 650°C (сл. 7.25), међутим на 700°C деформација је значајно већа и достиже неочекивано велике вредности (сл. 7.27). Дијаграми су раздвојени како криве на температурама нижим од 700°C не би биле сувише кратке. Из истог разлога су раздвојене и криве за челик 55NiCrMoV7, уз напомену да код другог челика интензивнија деформација настаје већ на око 600°C (сл. 7.24).

На крају су дате и две фотографије свих узорака после затезања за оба испитана челика (слике 7.29 и 7.30) [132].

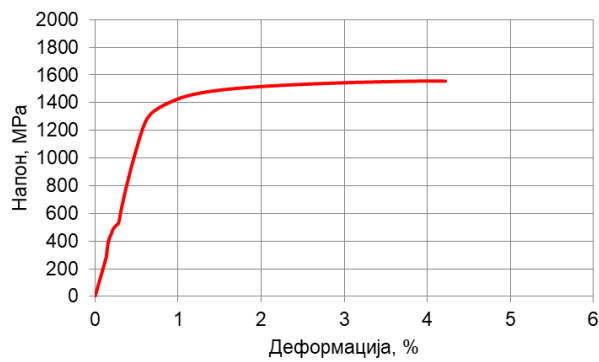


а)

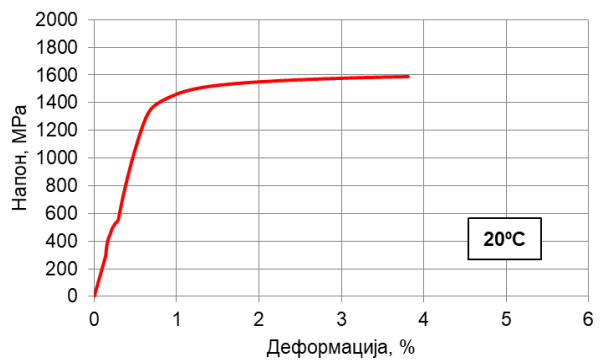


б)

Слика 7.15 Дијаграми затезања за челик X37CrMoV5-1 на 20°C: узорак 1 (а) и узорак 2 (б)

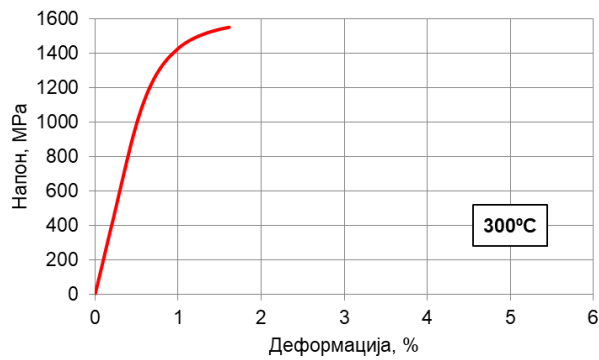


а)

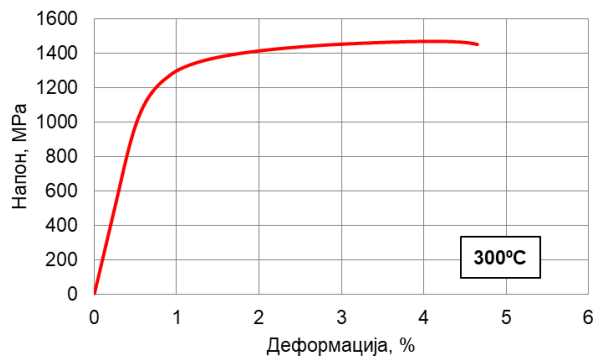


б)

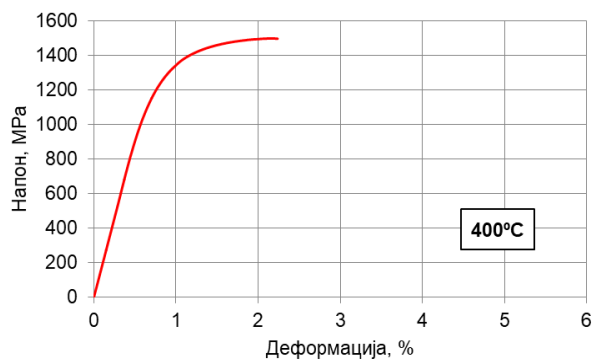
Слика 7.16 Дијаграми затезања за челик 55NiCrMoV7 на на 20°C: узорак 1 (а) и узорак 2 (б)



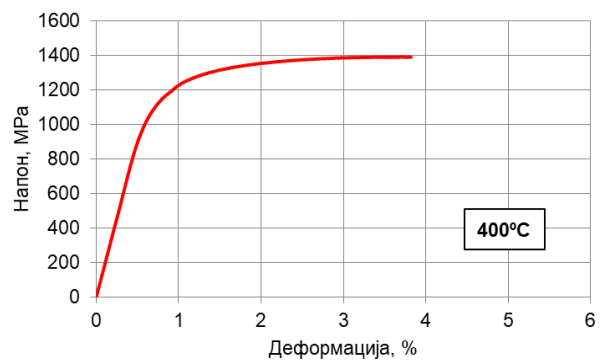
Слика 7.17 Дијаграми затезања за челик X37CrMoV5-1 на 300°C: узорак 1



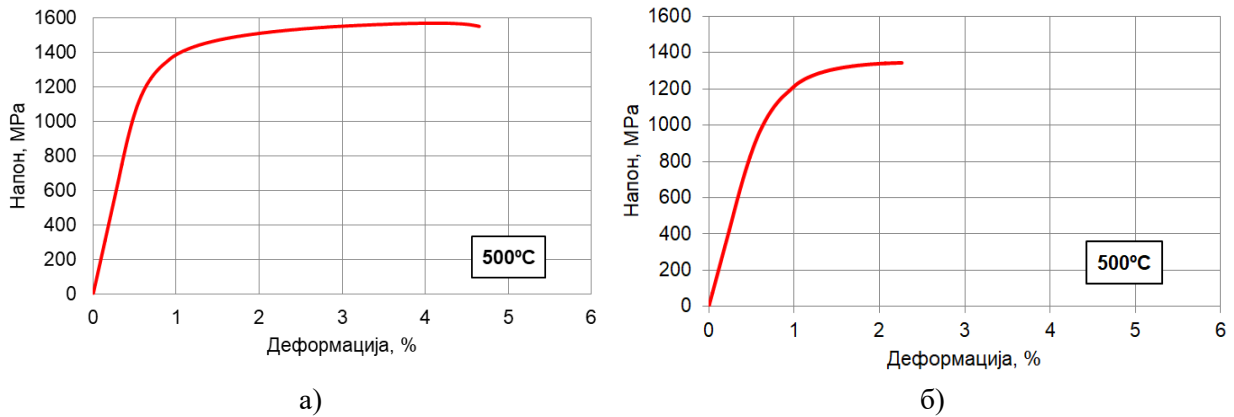
Слика 7.18 Дијаграми затезања за челик 55NiCrMoV7 на 300°C: узорак 1



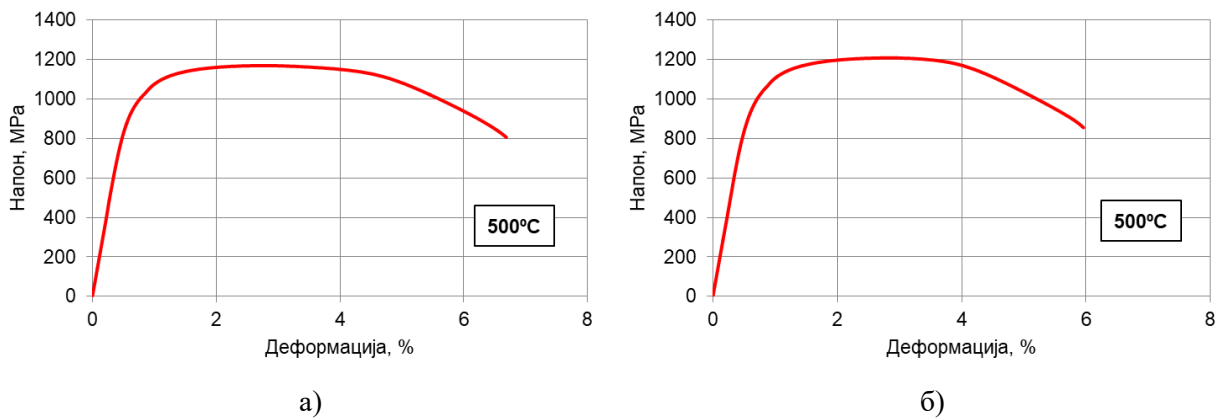
Слика 7.19 Дијаграми затезања за челик X37CrMoV5-1 на 400°C: узорак 1



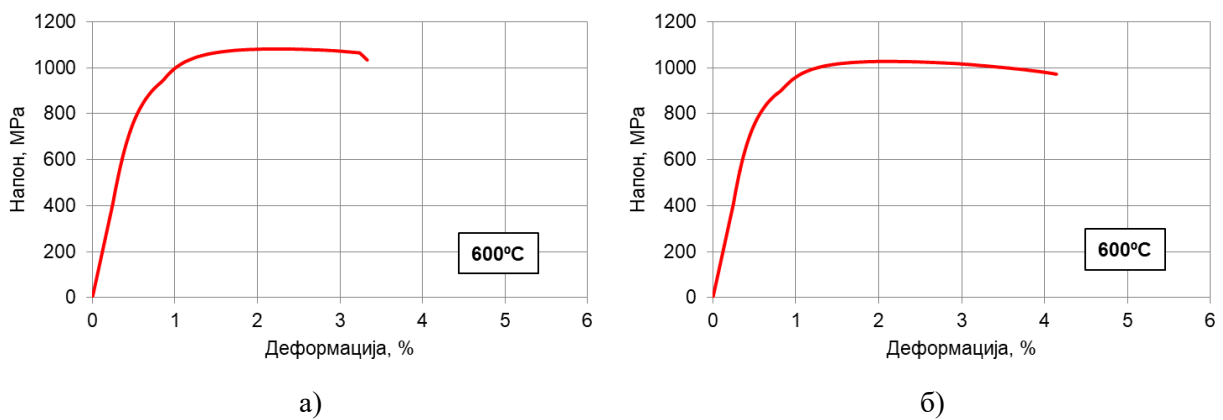
Слика 7.20 Дијаграми затезања за челик 55NiCrMoV7 на 400°C: узорак 1



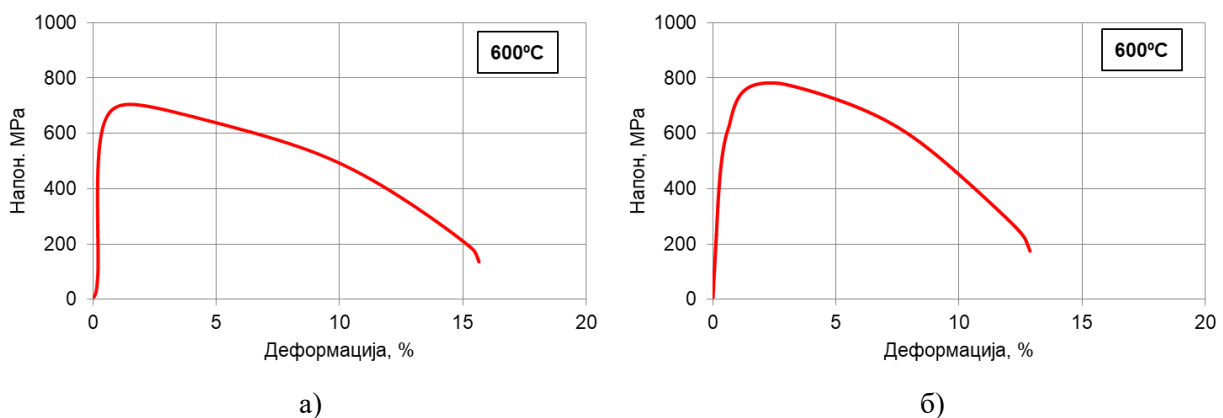
Слика 7.21 Дијаграми затезања за челик X37CrMoV5-1 на 500°C: узорак 1 (а) и узорак 2 (б)



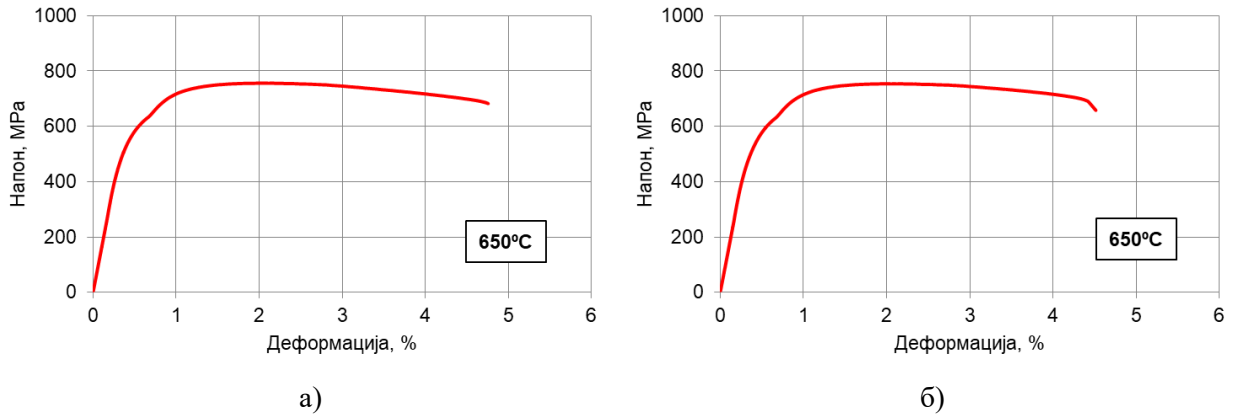
Слика 7.22 Дијаграми затезања за челик 55NiCrMoV7 на 500°C: узорак 1 (а) и узорак 2 (б)



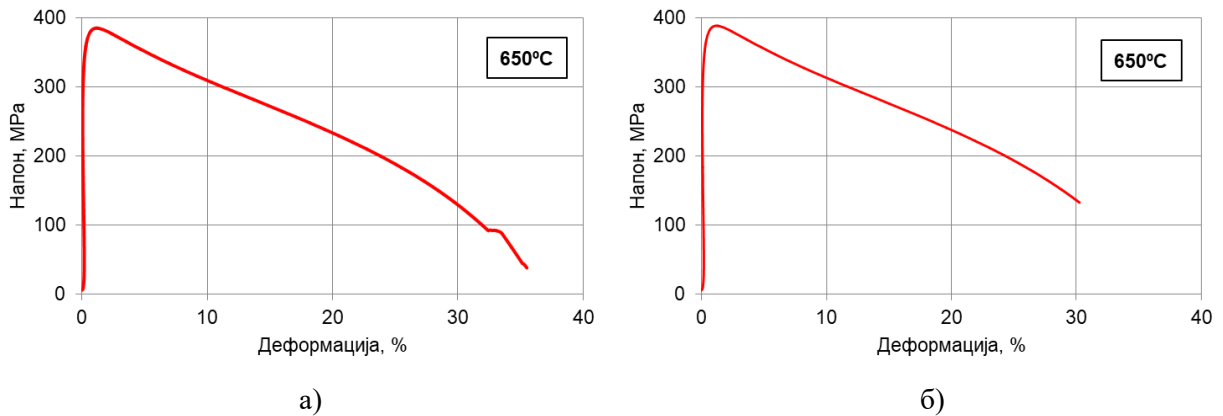
Слика 7.23 Дијаграми затезања за челик X37CrMoV5-1 на 600°C: узорак 1 (а) и узорак 2 (б)



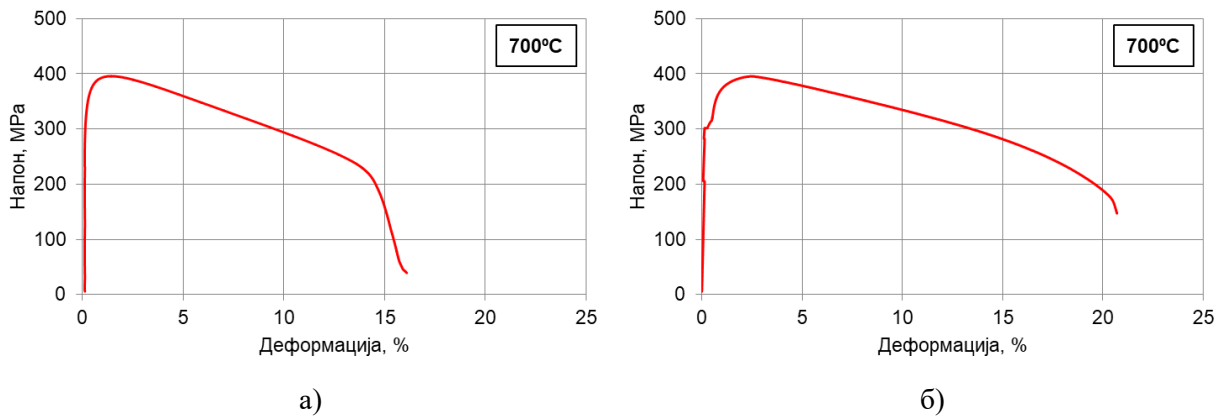
Слика 7.24 Дијаграми затезања за челик 55NiCrMoV7 на 600°C: узорак 1 (а) и узорак 2 (б)



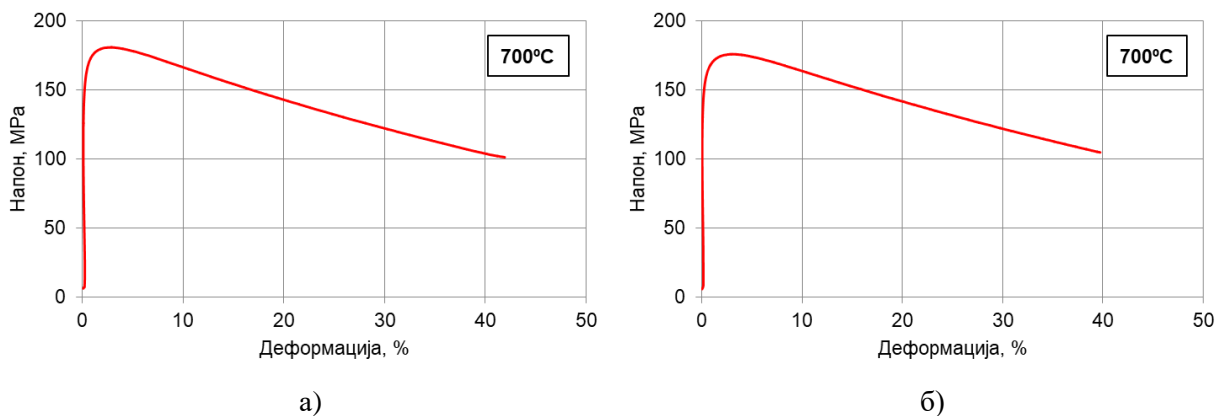
Слика 7.25 Дијаграми затезања за челик X37CrMoV5-1 на 650°C: узорак 1 (а) и узорак 2 (б)



Слика 7.26 Дијаграми затезања за челик 55NiCrMoV7 на 650°C: узорак 1 (а) и узорак 2 (б)



Слика 7.27 Дијаграми затезања за челик X37CrMoV5-1 на 700°C: узорак 1 (а) и узорак 2 (б)

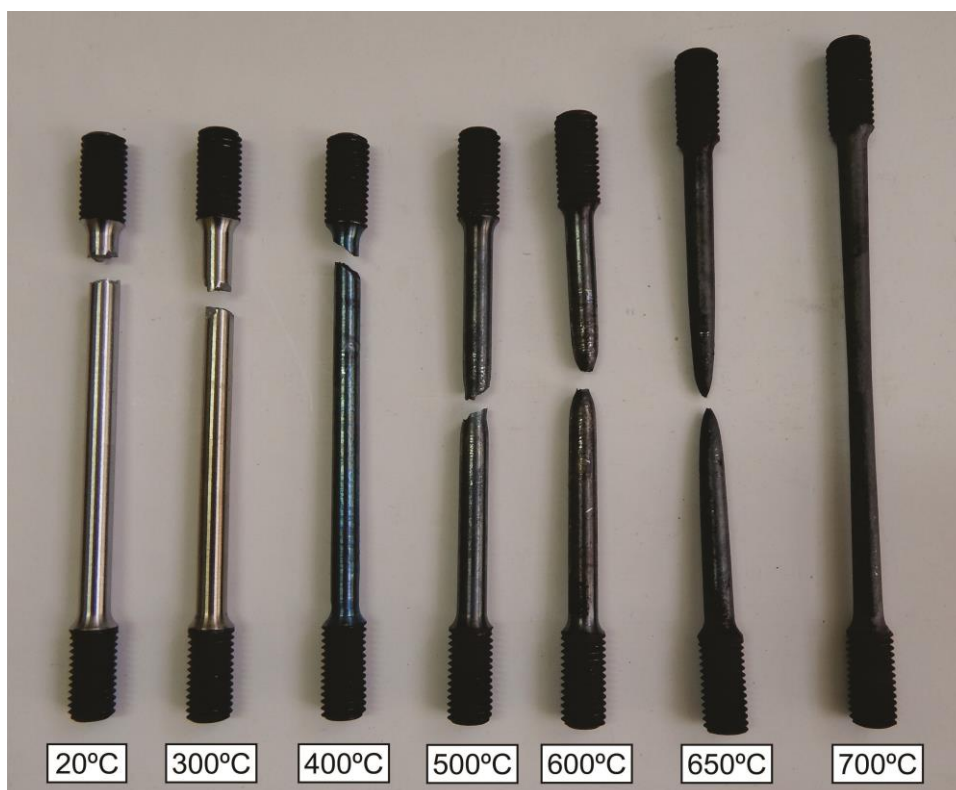


Слика 7.28 Дијаграми затезања за челик 55NiCrMoV7 на 700°C: узорак 1 (а) и узорак 2 (б)





Слика 7.29 Изглед испитаних (прекинутих) узорака од челика X37CrMoV5-1 [132]



Слика 7.30 Изглед испитаних (прекинутих) узорака од челика 55NiCrMoV7

Испитивањем је утврђена и вредност модула еластичности за оба челика, али само на собној температури. Добијени су следећи резултати: за челик X37CrMoV5-1,  $E \approx 2.19 \cdot 10^5 \text{ MPa}$  и за челик 55NiCrMoV7,  $E \approx 2.12 \cdot 10^5 \text{ MPa}$ .

Добијени резултати показују да са порастом температуре испитивања долази до пада механичких особина оба челика. Нарочито је то изражено код челика 55NiCrMoV7 где затезна јачина на 700°C пада испод 200 MPa. Међутим, будући да су ови челици предвиђени за рад на топло до температура од 550-600°C, препорука је анализирати понашање материјала до тих температура.

Као што је раније напоменуто, алати за ковање који се израђују од разматраних челика се непосредно пре ковања предгревају на 250-300°C. Стога је важно познавати карактеристике материјала на тим температурама. Из добијених резултата се види да је на температурама предгревања пад механичких својстава ових челика незнатан што указује на погодност тих челика за наведену сврху. Првобитно је планом експеримента предвиђено да се испитивање затезањем изведе и на 400°C, али је то избегнуто јер се увидело да та температура неће имати већи утицај на пад механичких својстава.

Следеће испитивање је изведено на 500°C и добијени резултати су показали да до пада јачине челика долази, али да он није драстичан. Пад јачине код челика X37CrMoV5-1 је мањи (око 15%) него код челика 55NiCrMoV7 (нешто више од 20%). Ова температура испитивања је веома важна, јер се према неким истраживањима [50] површина ковачких алата са почетних 300°C ( $T_p$ ) услед контакта са загрејаним комадом температуре > 1000°C, алат загрева до око 560°C код ковачких чекића и око 650°C код ковачких преса. Стога је веома важно познавати механичке карактеристике материјала алата на овој температури, како би се избегла појава оштећења услед високих притисака при ковању у условима смањене чврстине.

На 600°C пад својстава отпорности се наставља, и он је поново више изражен код челика 55NiCrMoV7, где напон течења опада до вредности од 542 MPa. Очекивано, челик X37CrMoV5-1 задржава виши напон течења, а на то указује и намена овог челика. С друге стране, значајно је уочити и изразит пораст пластичности челика 55NiCrMoV7 одмах по достизању максималне силе.

Пад јачине уз пораст пластичности испитиваних челика (пре свега 55NiCrMoV7) се наставља и на температурама 650 и 700°C, када је испитивање прекинуто, јер је напон течења 55NiCrMoV7 опео на вредности око 140 MPa што је толико мала вредност која не може да обезбеди нормалан рад алата без појаве видљивих деформација или хаварије. Наиме, према препорукама појединих аутора који су се бавили овом проблематиком, поједини материјали високе јачине од којих се топлим ковањем израђују отковци, на температури ковања могу имати затезну јачину већу од 100 MPa (таб. 7.14) [135], па се може рећи да челик 55NiCrMoV7 није препоручљив за дуготрајан рад на температурама вишим од 700°C. С друге стране, челик X37CrMoV5-1 показује већу јачину па његова примена на вишим температурама, под одређеним условима, може доћи у обзир.

Треба напоменути и то да се формирање локализоване деформације (тзв. "некинг") код челика 55NiCrMoV7 појављује тек на температурама већим од 400°C, када и његова пластичност почиње да се повећава, док код челика X37CrMoV5-1 појава локализације готово да изостаје. То је и очекивано с обзиром на високу чврстину материјала и малу истегљивост.

Такође, треба истаћи и то да ова два челика представљају две различите групе материјала од којих се израђују алати, тј. X37CrMoV5-1 спада у групу високолегираних челика и намењен је за израду алата за ковање челика и обојених метала, па је стога и очекивано да има већу постојаност.

**Табела 7.14** Оријентационе вредности затезне јачине челика отковка у зависности од јачине на хладно и температуре ковања

Температура, °C	Затезна јачина различитих челика на различитим температурама, МПа			
	400 (еквивалент С22)*	600 (еквивалент С35)	800 (еквивалент С45)	1000 (еквивалент С60)
20				
700	95	150	250	330
800	66	111	155	230
900	45	75	111	159
1000	30	54	75	109
1100	22	35	51	68
1200	19	22	36	50
1300	14	20	24	30

\* Ознаке челика у табели су дате према међународном стандарду EN 10027-1. Према ознакама некада важећег стандарда JUS С.В0.002 то су челици: Č1330, Č1430, Č1530, Č1730, респективно.

Утицај повишених температура на својства челика намењених за израду отковака је свакако велики, а како би се он умањио за време ковања, после извођења неколико удара, алати се прскају графитном суспензијом (раствором). Циљ је да се ковачки алати охладе и подмажу како би се сачувала њихова повољна механичка својства и спечила појава тзв. "заварених мостића".

### 7.2.2 Нумеричка анализа затезања методом коначних елемената

С обзиром на проблеме које експериментални рад носи са собом, а који се пре свега односе на припрему узорка, сложену коришћену опрему, дуготрајно припремање плана експеримента и његове реализације, што неминовно доводи до дугог времена од почетка припреме експеримента до добијања резултата, тежња појединих истраживача, а делом и привредних субјеката, јесте да се експериментална истраживања, кад год је то могуће избегну и замене неким другим, једноставнијим методама. Будући да у највећем броју случаја то није могуће, појавила се идеја да се покуша да се реални експерименти замене нумеричким симулацијама. За те сврхе један од најчешће коришћених метода јесте метод коначних елемената. О тој проблематици више детаља се може наћи у одговарајућој литератури [136, 137]. С обзиром на интересовање и посвећеност развоју ове области, на основу појединих публикација и анализе проблема који су успешно решени применом нумеричких метода, може се рећи да су нумеричке анализе у великом броју случајева потврдиле експерименталне (реалне) резултате, те су стога нумерички резултати веома често коришћени као репрезентативни [8, 9, 15, 28, 73, 116, 138].

За нумеричко испитивање затезањем приказано у овом раду коришћен је модел развијен за програмски пакет РАК [139] и симулирање процеса затезања методом коначних елемената. Циљ оваквог испитивања јесте да се одреди корелациона веза експерименталних и нумеричких резултата. У случају да резултати нумеричке симулације покажу задовољавајућу тачност, могуће је у одређеним ситуацијама, избећи извођење скувих и дуготрајних експеримената и на лакши и бржи начин доћи до релевантних података.

Алгоритам тј. математички модел који је коришћен за израду виртуелног/нумеричког модела коришћеног у симулацији приказан је у наставку рада.

Алгоритам је раније већ коришћен у симулацији затезања челика повишене јачине на собним и повишеним температурама када је показао добре резултате (сагласност са експериментом) [138].

Алгоритам за прорачун напона и деформација изотропног узорка за време затезања је заснован на мултипликативној декомпозицији градијента деформације применом логаритамских деформација. Кораци по којима алгоритам изводи прорачун су следећи:

1. Одређивање релативног и нормалног градијента деформације:

$${}^{t+\Delta t}{}_t\mathbf{F} = \mathbf{1} + \frac{\partial \Delta t \mathbf{u}}{\partial {}^t\mathbf{x}}, \quad \frac{\partial \Delta t \mathbf{u}}{\partial {}^t\mathbf{x}} - \text{градијент померања}, \quad (7.7)$$

$${}^{t+\Delta t}{}_t\bar{\mathbf{F}} = \left| {}^{t+\Delta t}{}_t\mathbf{F} \right|^{\frac{1}{3}} {}^{t+\Delta t}{}_t\mathbf{F}. \quad (7.8)$$

2. Еластично пробно решење:

$${}^{t+\Delta t}{}_t\bar{\mathbf{b}}^{E*} = {}^{t+\Delta t}{}_t\bar{\mathbf{F}} {}^t\bar{\mathbf{b}}^E {}^{t+\Delta t}{}_t\bar{\mathbf{F}}^T - \text{нормална деформација (Cauchy-Green еластични тензор)}. \quad (7.9)$$

Еластични члан  $\lambda_A^{E*}$  и главни правци  $\mathbf{q}_A$  и  ${}^{t+\Delta t}{}_t\bar{\mathbf{b}}^{E*}$  могу се одредити применом спектралне теореме. Тако у случају заокренутих главних оса, тензор напона  ${}^{t+\Delta t}{}_t\bar{\mathbf{b}}^{E*}$  и тензор деформације  ${}^{t+\Delta t}{}_t\bar{\mathbf{e}}^{E*}$  могу да се напишу као:

$${}^{t+\Delta t}{}_t\bar{\mathbf{b}}^{E*} = \sum_{A=1}^3 (\bar{\lambda}_A^{E*})^2 \mathbf{q}_A \otimes \mathbf{q}_A \text{ и} \quad (7.10)$$

$${}^{t+\Delta t}{}_t\bar{\mathbf{e}}^{E*} = \sum_{A=1}^3 \ln(\bar{\lambda}_A^{E*}) \mathbf{q}_A \otimes \mathbf{q}_A. \quad (7.11)$$

3. Одређивање девијатора еластичног напонског тензора и делујућег напона:

$${}^{t+\Delta t}{}_t\mathbf{S}^{E*} = G \text{dev} {}^{t+\Delta t}{}_t\bar{\mathbf{b}}^{E*}, \quad (7.12)$$

где је:  $G$  - модул смицања,  $MPa$ ,

$${}^{t+\Delta t}{}_t\sigma^{E*} = \sqrt{\frac{3}{2}} \left\| {}^{t+\Delta t}{}_t\mathbf{S}^{E*} \right\|. \quad (7.13)$$

4. Проба услова течења:

$${}^{t+\Delta t}{}_t f_y^E = {}^{t+\Delta t}{}_t\sigma^{E*} - {}^t\sigma_y \leq 0 - \text{еластично решење за израз (7.12)}, \quad (7.14)$$

где је:  ${}^t\sigma_y$  - напон течења.

5. Позивање програма за интеграцију конститутивних израза [139] и одређивање  ${}^{t+\Delta t}{}_t\mathbf{S}$  - девијатора тензора напона и  $\left| {}^t_0\mathbf{F}_p \right|$  - детерминанте градијента пластичне деформације:

$${}^{t+\Delta t}{}_t\sigma = \sqrt{\frac{3}{2}} \left\| {}^{t+\Delta t}{}_t\mathbf{S} \right\| - \text{еквивалентни напон}, \quad (7.15)$$

Проверити да ли је  $\left| {}^{t+\Delta t}{}_t f_y \right| = \left| {}^{t+\Delta t}{}_t\sigma - {}^t\sigma_y \right| > 0$  - нова итерација, ићи на корак 7.11.

6. Градијент деформације:

$${}^{t+\Delta t}_0 \mathbf{F} = {}^{t+\Delta t} \mathbf{J}^T ({}^0 \mathbf{J}^{-1})^T, \quad (7.16)$$

где су:  ${}^{t+\Delta t} \mathbf{J}$  и  ${}^0 \mathbf{J}$  - Џејкобове матрице за времена  $t + \Delta t$  и 0.

Градијент еластичне деформације се одређује применом мултипликативне декомпозиције:

$$\left| {}^{t+\Delta t}_\tau \mathbf{F}_E \right| = \frac{\left| {}^{t+\Delta t}_0 \mathbf{F} \right|}{\left| {}^0 \mathbf{F}_P \right|}. \quad (7.17)$$

7. Коначно напонско решење:

$$\sigma_m = c_m e_m, \quad (7.17a)$$

$$e_m = \frac{1}{3} \left( \left| {}^{t+\Delta t}_\tau \mathbf{F}_E \right| - 1 \right) - \text{средњи напон}, \quad (7.17b)$$

$$c_m = \frac{E}{1-2\nu} \text{ и} \quad (7.17b)$$

$${}^{t+\Delta t} \boldsymbol{\sigma} = {}^{t+\Delta t} \mathbf{S} + \sigma_m \mathbf{1}. \quad (7.18)$$

8. Корекција прорачуна еластичне деформације на крају програма:

$${}^{t+\Delta t} \bar{\mathbf{b}}^E = \frac{1}{G} {}^{t+\Delta t} \mathbf{S} + \bar{b}_m^E \mathbf{1}, \quad (7.19)$$

где је:  $\bar{b}_m^E = \frac{1}{3} {}^{t+\Delta t} \bar{b}_{ii}^{E*}$ .

Нумеричка симулација је изведена на моделу састављеном од 2400 3D чврстих елемената са 20 тачака по елементу. Модел је направљен као половина узорка (епрувете) како би се скратило време трајања симулације (то је могуће јер је узорак осносиметричан). Као претпоставка је узето и да је модел изотропан и сачињен од пластичног материјала који за време затезања у одређеној мери ојачава. Ојачање је узето у обзир преко одговарајућих кривих ојачања прорачунатих на основу експериментално добијених механичких карактеристика за испитиване челике (резултати приказани у поглављу 7.2.1). Прецизније, ојачање је дефинисано Рамберг-Осгудовом везом (*Ramberg-Osgood* релација) напона и деформација код материјала [110, 139]:

$${}^t \sigma_y = \sigma_{yv} + C_y \left( {}^t \bar{e}^P \right)^n, \quad (7.20)$$

где су:

$\sigma_{yv}$  - иницијални напон течења,

${}^t \bar{e}^P$  - ефективна пластична деформација и

$C_y$  и  $n$  - материјалне константе.

Експерименталне вредности напона течења и затезне јачине, као и одговарајуће криве ојачања приказане су у табели 7.15. Поред тога, у задњој колони табеле приказане су криве ојачања добијене нумеричком симулацијом, уз разлику у начину

приказивања. Графички/дијаграмски приказ добијених резултата дат је на сликама 7.31 и 7.32.

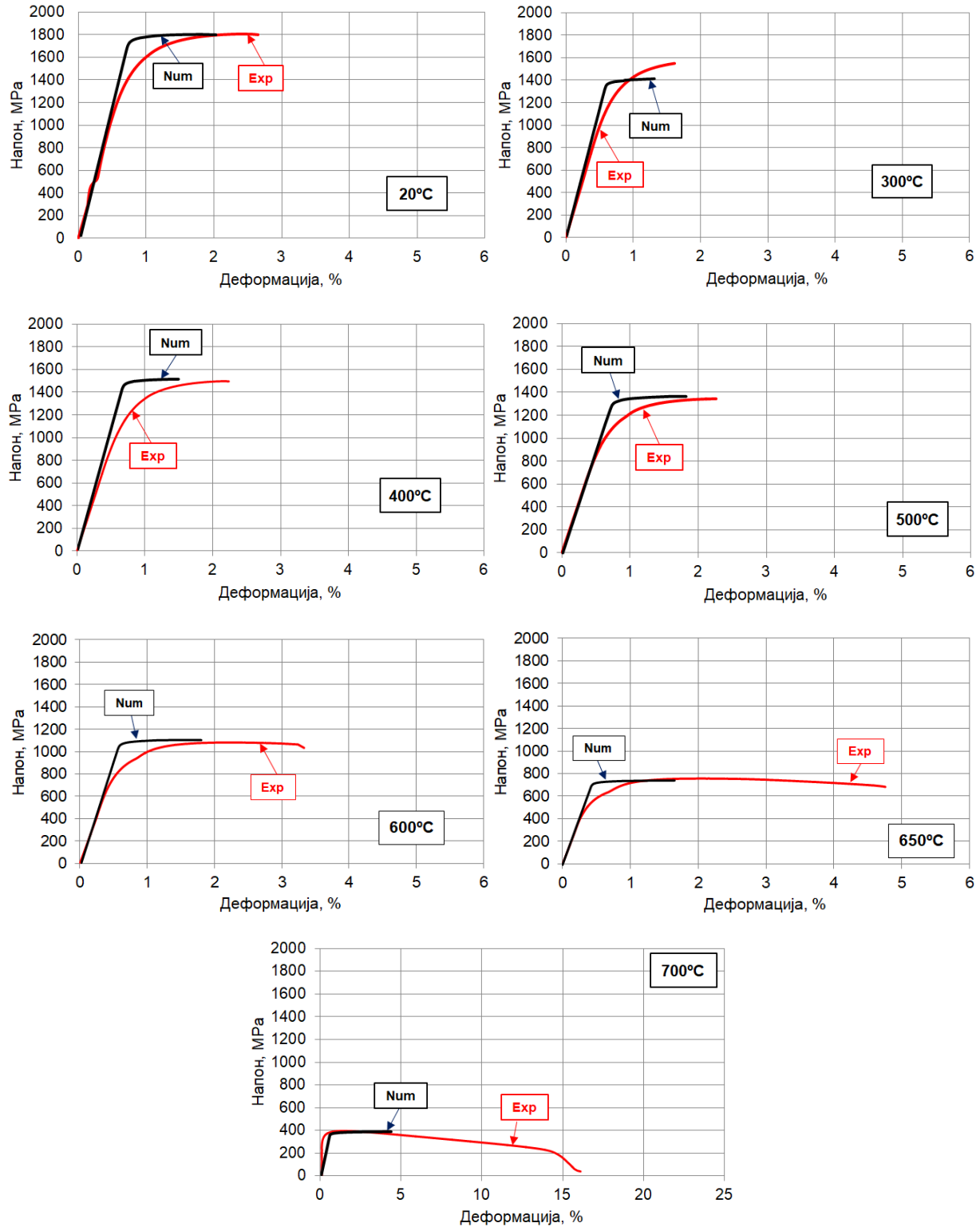
**Табела 7.15** Експериментални и нумерички резултати затезања и Рамберг-Осгудове криве ојачања за челике X37CrMoV5-1 и 55NiCrMoV7 [132]

Челик	Температура испитивања, °C	$L_0$ , mm	$S_0$ , mm <sup>2</sup>	Напон течења, $R_{p0.2}$ , МПа	Затезна јачина, $R_m$ , МПа	Крива ојачања, $K = C \cdot \varphi^n$ , МПа	Нумеричка крива ојачања, $K = R_{p0.2} + C_y \cdot \varphi^m$ , МПа
X37CrMoV5-1	20	92.5	50.265	1574	1806	$1961.3 \cdot \varphi^{0.01667}$	$1574 + 423.02 \cdot \varphi^{0.11667}$
	300			1231	1401	$1496.3 \cdot \varphi^{0.01217}$	$1231 + 281.04 \cdot \varphi^{0.09222}$
	400			1300	1497	$1606 \cdot \varphi^{0.0132}$	$1300 + 323.41 \cdot \varphi^{0.09232}$
	500			1151	1344	$1453.5 \cdot \varphi^{0.01528}$	$1151 + 321.36 \cdot \varphi^{0.09758}$
	600			909	1081	$1173.4 \cdot \varphi^{0.01597}$	$909 + 277.834 \cdot \varphi^{0.09262}$
	650			614	756	$817.3 \cdot \varphi^{0.015}$	$614 + 210.254 \cdot \varphi^{0.07503}$
	700			312	396	$440 \cdot \varphi^{0.02176}$	$312 + 133.363 \cdot \varphi^{0.09499}$
55NiCrMoV7	20	92.5	50.265	1431	1594	$1880.7 \cdot \varphi^{0.03893}$	$1430.7 + 571.1 \cdot \varphi^{0.28452}$
	300			1229	1468	$1701 \cdot \varphi^{0.0336}$	$1229 + 526.15 \cdot \varphi^{0.17641}$
	400			1163	1389	$1584.5 \cdot \varphi^{0.029}$	$1163 + 462.61 \cdot \varphi^{0.15538}$
	500			1032	1207	$1335.8 \cdot \varphi^{0.0208}$	$1032 + 328.85 \cdot \varphi^{0.12793}$
	600			600	782	$857 \cdot \varphi^{0.01833}$	$600 + 264.454 \cdot \varphi^{0.07431}$
	650			314	397	$444.4 \cdot \varphi^{0.0238}$	$314 + 136.817 \cdot \varphi^{0.10454}$
	700			138	181	$195.5 \cdot \varphi^{0.0198}$	$138 + 63.4056 \cdot \varphi^{0.07841}$

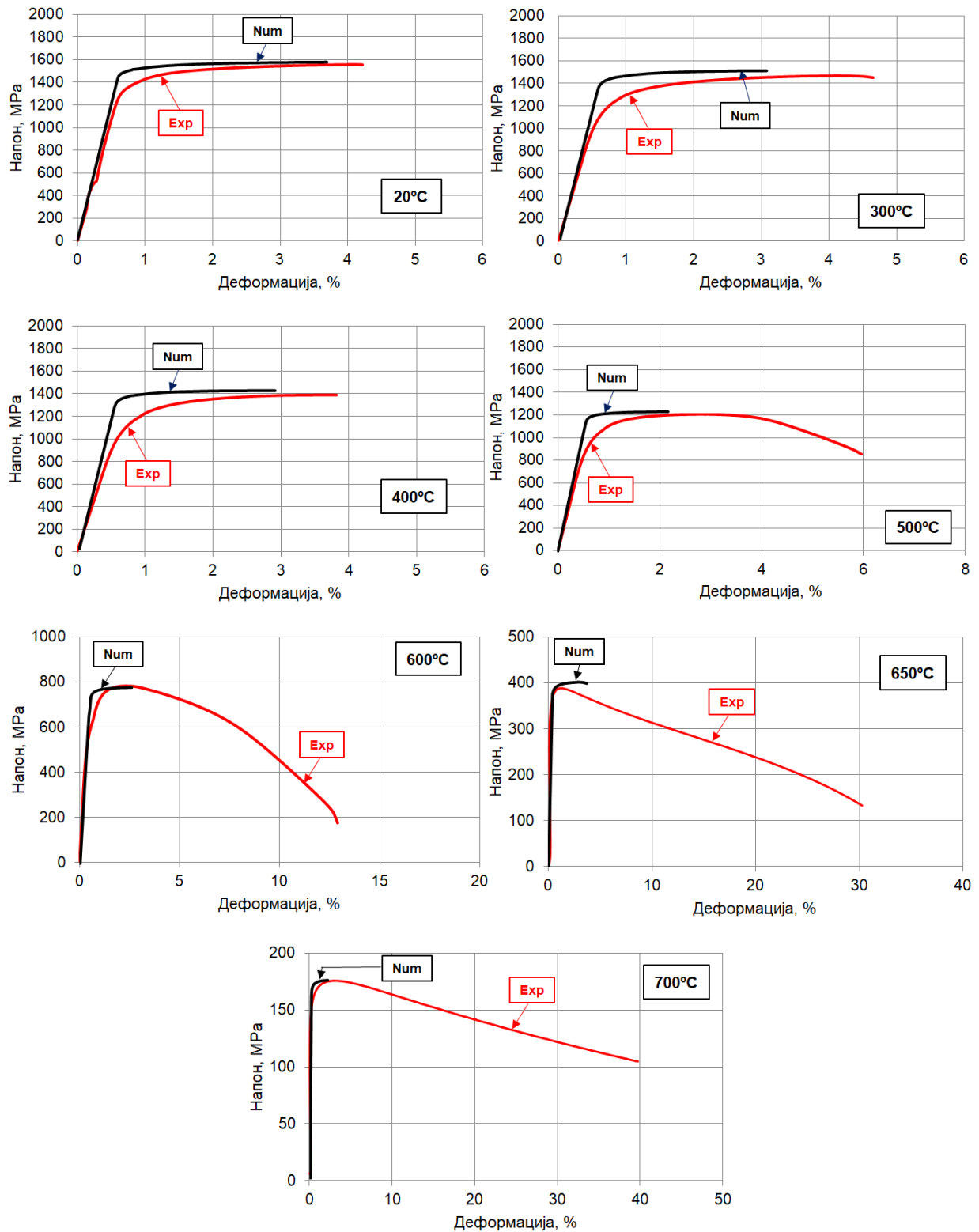
Добијени резултати за челик X37CrMoV5-1 показују добру сагласност кривих затезања, уз напомену да се највеће одступање уочава у делу око границе течења где експерименталне криве показују веће заобљење у односу на нумеричке. Оно што је готово потпуно у сагласности јесу апсолутне вредности карактеристика отпорности материјала добијених на ова два начина. Анализом резултата може се закључити да вредности добијене нумерички врло мало одступају од експерименталних, са изузетком узорка испитаног на 300°C када је дошло до појаве одређене разлике у максималној сили (сл. 7.31 и таб. 7.15).

У случају челика 55NiCrMoV7, добијени резултати се могу упоредити са резултатима добијеним за челик X37CrMoV5-1, уз једну разлику која се односи на испитивање на температурама 550-700°C. Наиме, на тим температурама сагласност експеримента и нумеричке симулације није висока, пре свега у погледу остварене деформације. Поред свега наведеног, остаје запажање да је из аспекта показатеља јачине предложени модел поуздан, јер је затезна јачина добијена нумерички слична експерименталној/реалној.

У циљу лакшег тумачења резултата, у табели 7.16 је приказана статистичка анализа добијених карактеристика отпорности и деформације.



Слика 7.31 Упоредни приказ кривих добијених експериментално и нумерички на температурама 20-700°C за челик X37CrMoV5-1 [132]



Слика 7.32 Упоредни приказ кривих добијених експериментално и нумерички на температурама 20-700°C за челик 55NiCrMoV7



Табела 7.16 Процентуално одступање нумеричких од експерименталних резултата механичких карактеристика два испитивана челика

Челик	Температура, °C	$R_{m\text{exp}}, \text{MPa}$	$R_{m\text{num}}, \text{MPa}$	$\epsilon_{\text{exp}}, \%$	$\epsilon_{\text{num}}, \%$	$R_m^I, \%$	$\epsilon_m^I, \%$
X37CrMoV5-1	20	1806	1797	1.85	2.07	0.5	11.9
	300	1550	1488	1.85	1.17	1.0	37.6
	400	1497	1403	1.42	1.82	6.7	28.1
	500	1344	1361	1.57	3.09	1.3	96.8
	600	1081	1074	2.70	3.26	0.6	20.7
	650	756	753	4.10	4.59	0.4	11.9
	700	396	395	16.11	18.32	0.2	13.6
55NiCrMoV7	20	1594	1587	5.64	5.69	0.4	0.9
	300	1468	1461	3.93	3.90	0.4	0.7
	400	1389	1382	3.56	3.92	0.5	10.1
	500	1207	1201	5.50	5.77	0.5	4.9
	600	782	778	12.82	10.72	0.5	19.6
	650	397	396	32.71	10.44	0.2	314.2
	700	181	180	> 50*	7.56	0.2	> 625

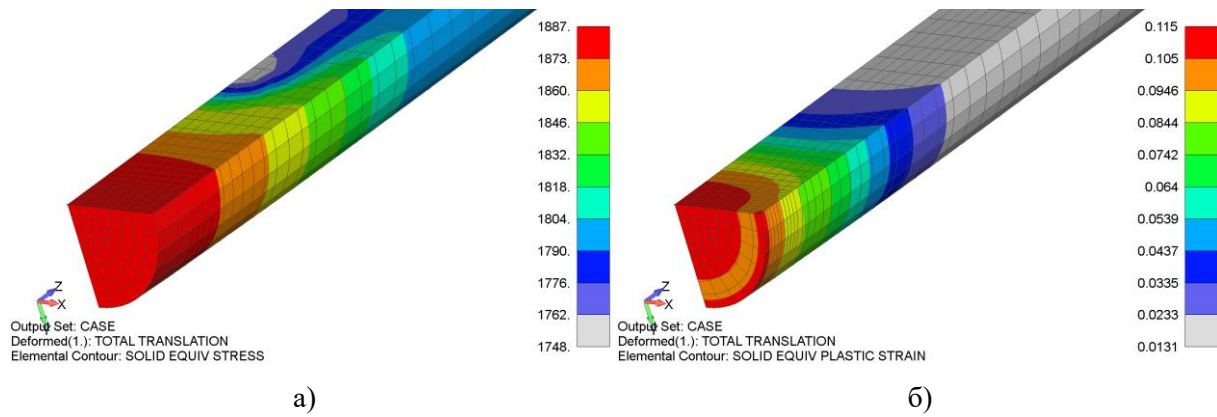
$R_m^I = \frac{F_m^n}{F_m^e}$  - одступање максималне силе;  $\epsilon_m^I = \frac{\epsilon_m^n}{\epsilon_m^e}$  - одступање издужења при кидању;

\* затезање је прекинуто, јер је стезна чељуст достигла максимални могући распон у комори за загревање.

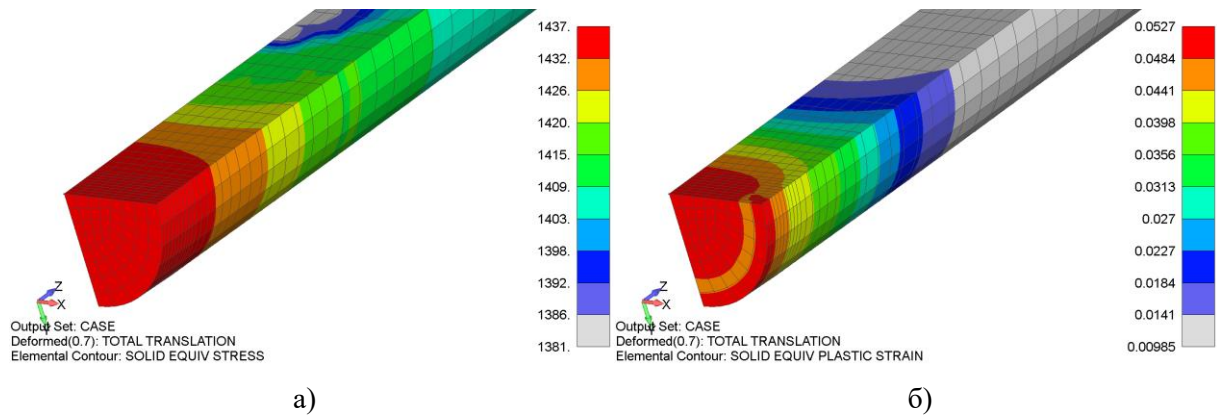
Овде треба напоменути да коришћени Рамберг-Осгудов модел за априксимацију ојачања материјала има ограничења када је реч о домену важења, тј. он се може применити само до тренутка постизања максималне силе при испитивању (до тренутка постојања деформационог ојачања материјала) [110, 133]. Да би се нумеричке криве затезања даље конструисале неопходно је применити микромеханички приступ моделирања [140].

На основу приказаних резултата затезања, може се закључити да предложени модел може послужити да се на релативно брз начин, само уношењем података везаних за материјале, изврши симулација процеса затезања, при чему се добијени резултати, нарочито ако су у питању апсолутне вредности карактеристика ( $R_m$ ,  $R_{p0.2}$ ,  $A$ ), могу користити. Нумеричке резултате није препоручљиво користити у случају челика 55NiCrMoV7 на температурама већим од 600°C, када очигледно долази до драстичног одступања кривих у погледу деформације.

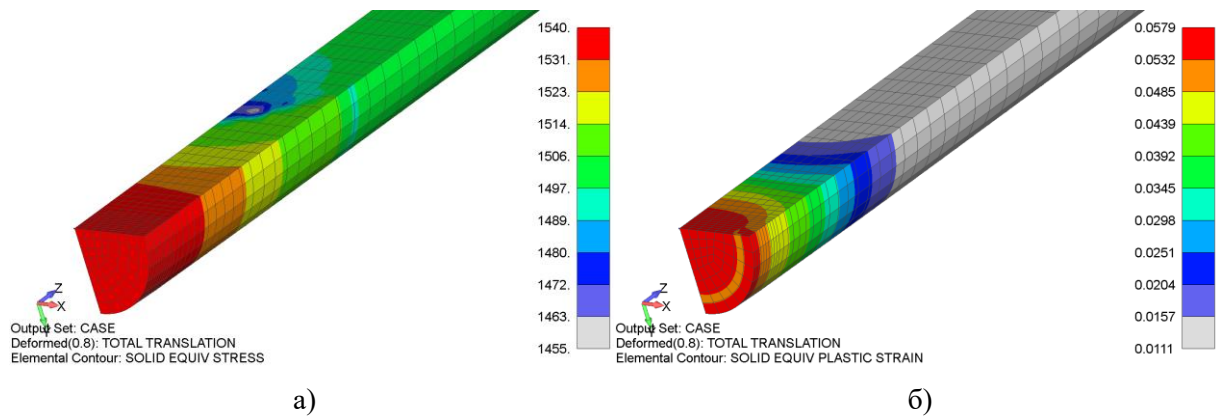
На крају поглавља о затезању дат је преглед поља напона и деформација за сваку температуру и оба челика на моделима у тренутку кидања (слике 7.33 до 7.46) [132]. Треба нагласити да је на сликама приказан тренутак прекида узорака и до тог тренутка постигнуто издужење. Величина деформације приказана на сликама је упола мања од стварне (доњи леви угао), јер је епрувета приказана као четвртина, а модел у симулацији је био половина узорка.



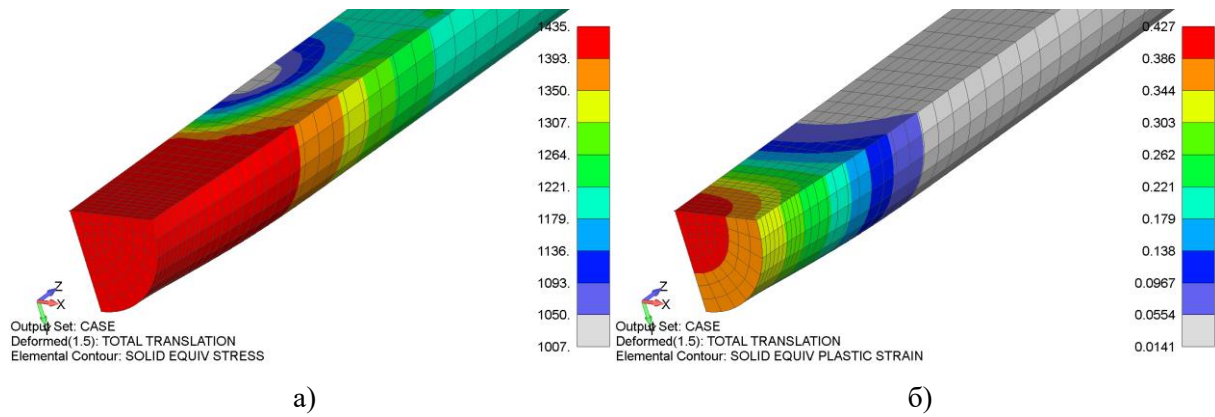
Слика 7.33 Приказ поља напона (а) и деформација (б) на моделу у тренутку кидања за челик X37CrMoV5-1 на собној температури



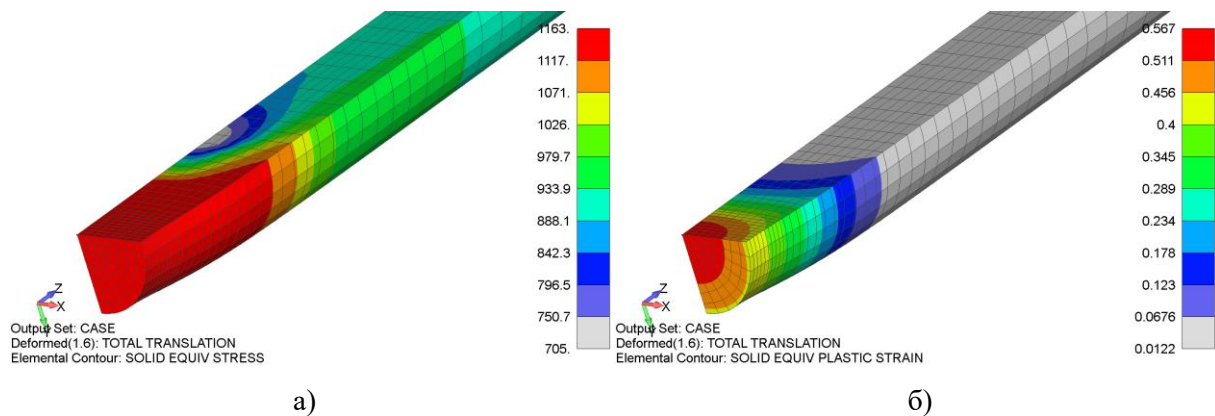
Слика 7.34 Приказ поља напона (а) и деформација (б) на моделу у тренутку кидања за челик X37CrMoV5-1 на 300°C



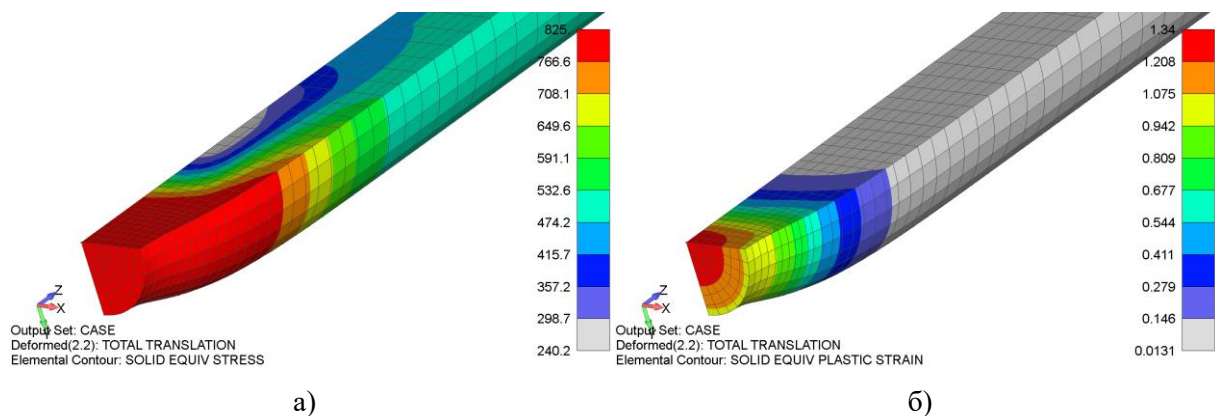
Слика 7.35 Приказ поља напона (а) и деформација (б) на моделу у тренутку кидања за челик X37CrMoV5-1 на 400°C



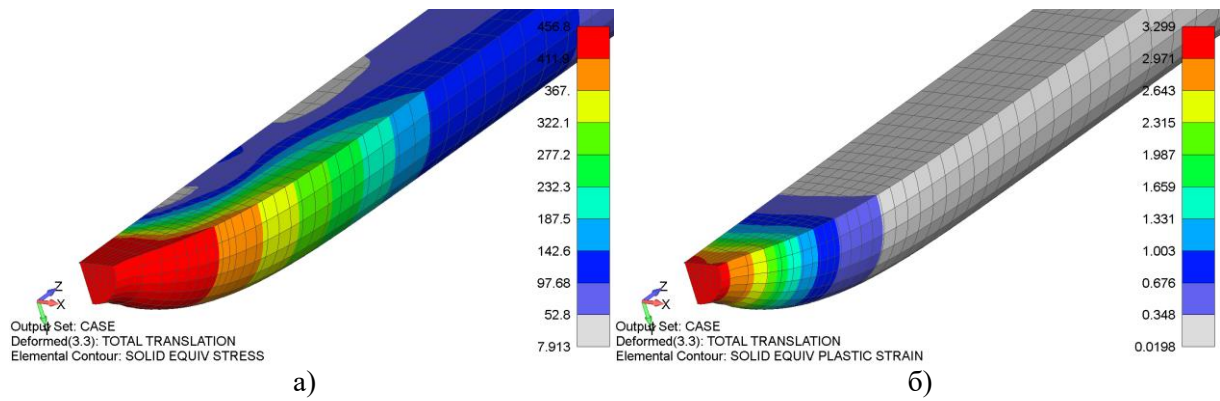
Слика 7.36 Приказ поља напона (а) и деформација (б) на моделу у тренутку кидања за челик X37CrMoV5-1 на 500°C



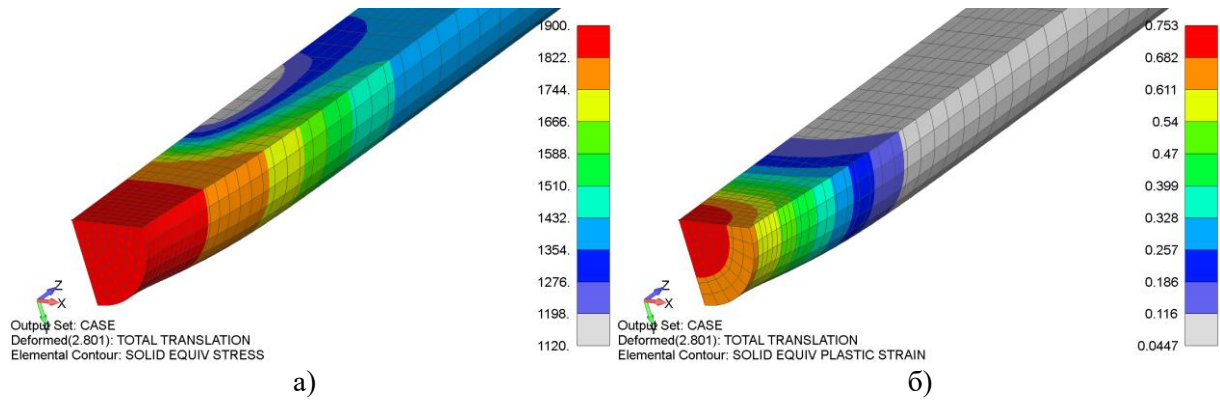
Слика 7.37 Приказ поља напона (а) и деформација (б) на моделу у тренутку кидања за челик X37CrMoV5-1 на 600°C



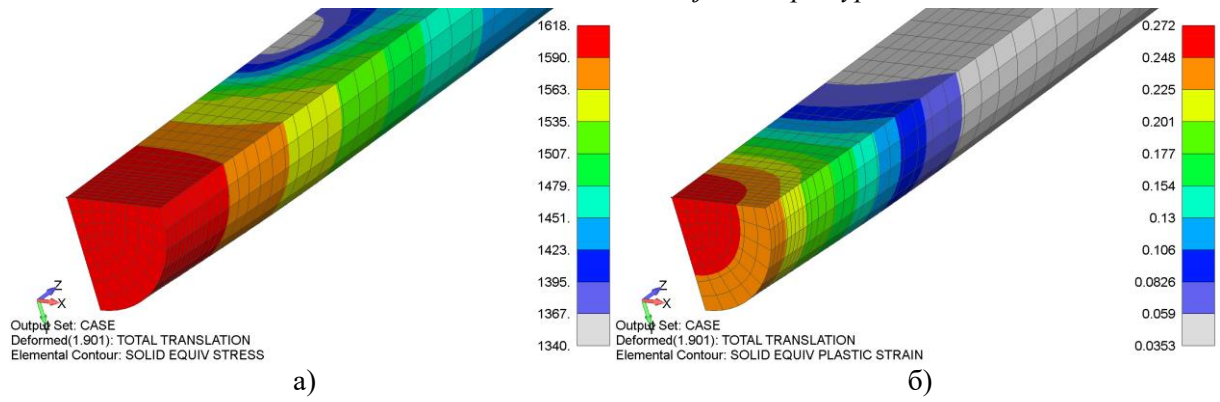
Слика 7.38 Приказ поља напона (а) и деформација (б) на моделу у тренутку кидања за челик X37CrMoV5-1 на 650°C



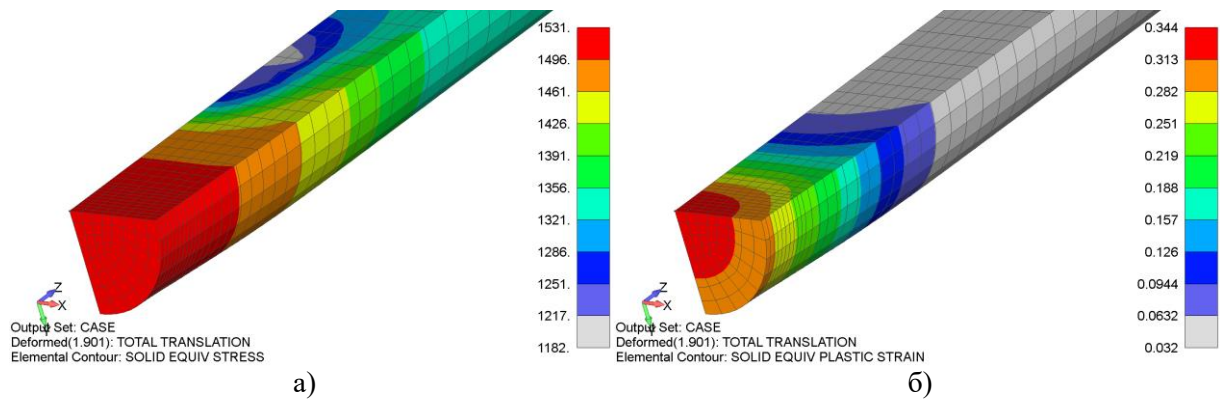
Слика 7.39 Приказ поља напона (а) и деформација (б) на моделу у тренутку кидања за челик X37CrMoV5-1 на 700°C



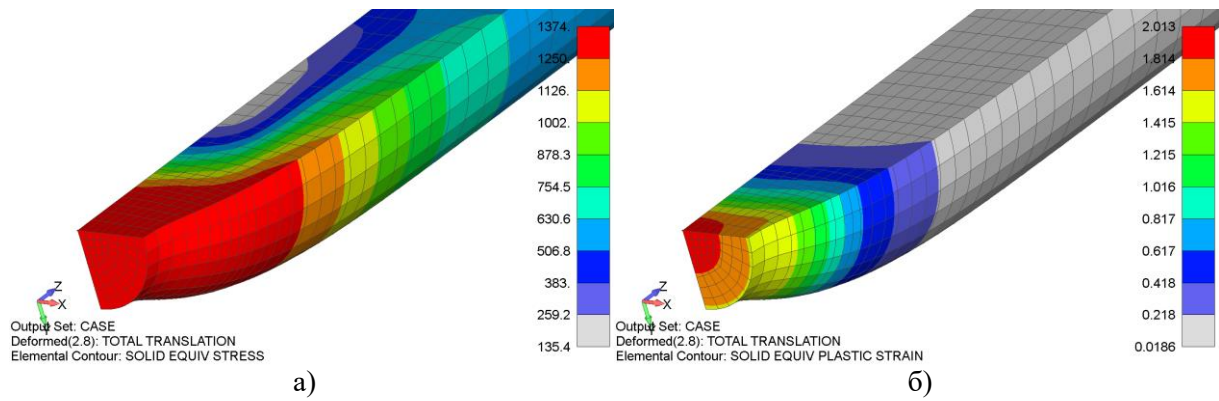
Слика 7.40 Приказ поља напона (а) и деформација (б) на моделу у тренутку кидања за челик 55NiCrMoV7 на собној температури



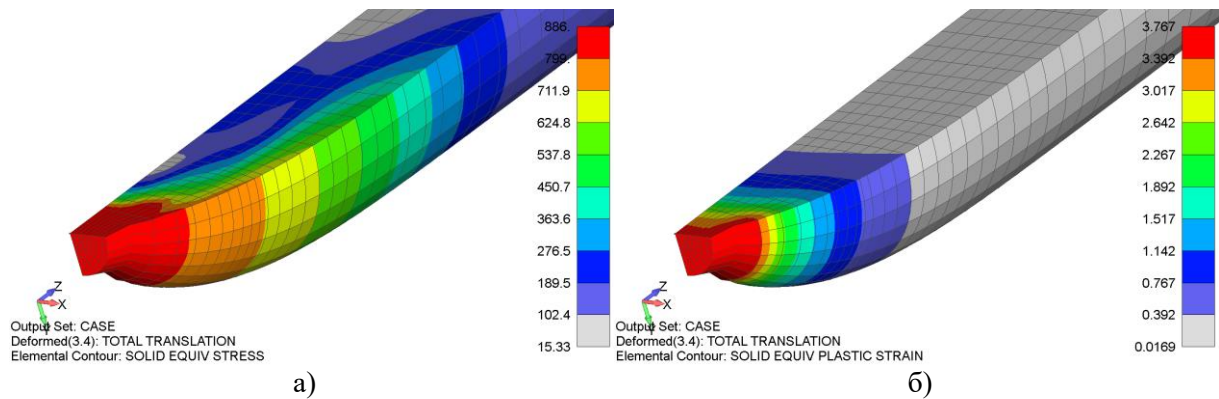
Слика 7.41 Приказ поља напона (а) и деформација (б) на моделу у тренутку кидања за челик 55NiCrMoV7 на 300°C



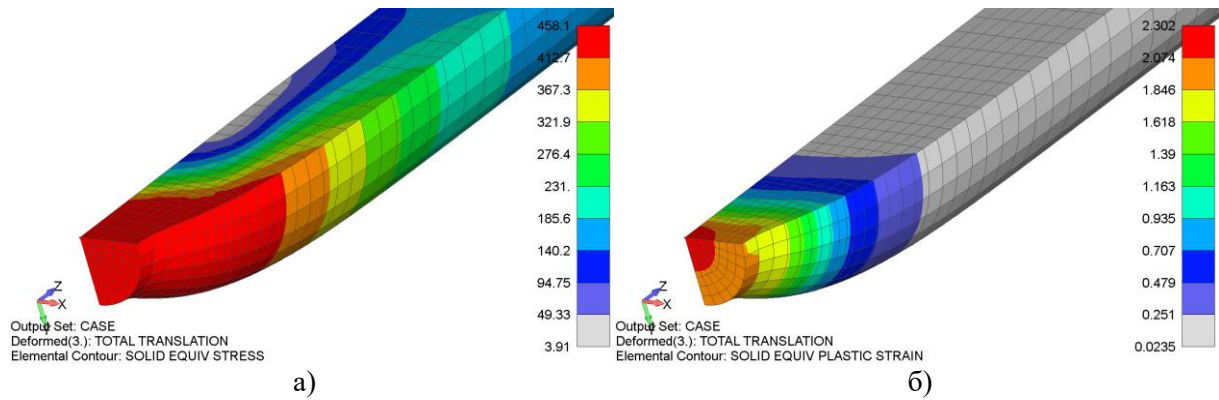
Слика 7.42 Приказ поља напона (а) и деформација (б) на моделу у тренутку кидања за челик 55NiCrMoV7 на 400°C



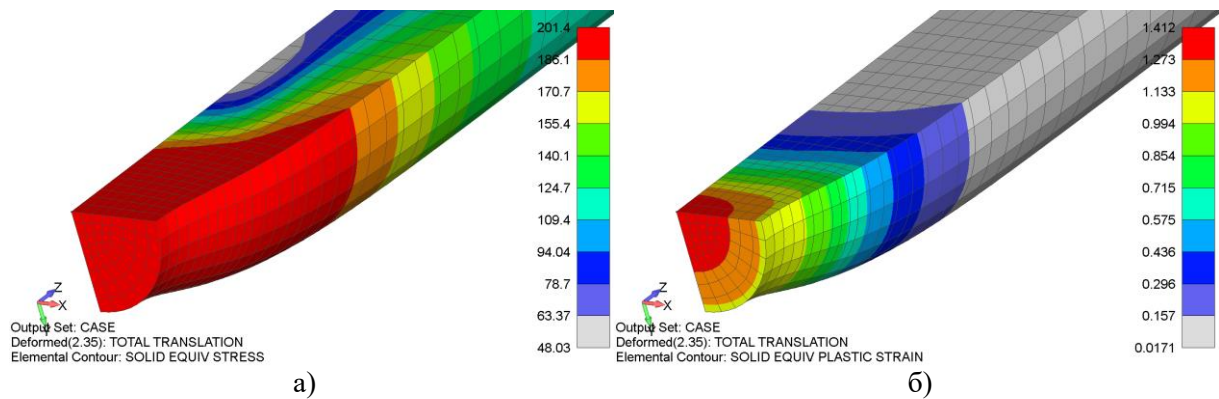
Слика 7.43 Приказ поља напона (а) и деформација (б) на моделу у тренутку кидања за челик 55NiCrMoV7 на 500°C



Слика 7.44 Приказ поља напона (а) и деформација (б) на моделу у тренутку кидања за челик 55NiCrMoV7 на 600°C



Слика 7.45 Приказ поља напона (а) и деформација (б) на моделу у тренутку кидања за челик 55NiCrMoV7 на 650°C



Слика 7.46 Приказ поља напона (а) и деформација (б) на моделу у тренутку кидања за челик 55NiCrMoV7 на 700°C

Када је реч о нумеричком моделу по ком је симулација урађена, још једна потврда да је модел добро претпостављен јесте и тренутак појаве врата на моделу. Наиме, када се анализирају резултати добијени за челик X37CrMoV5-1 (слике 7.33 до 7.39) уочава се да благо сужење попречног пресека при затезању настаје тек на око 600°C, и касније је све израженије, што одговара и резултатима добијеним експериментом (сл. 7.29) [132]. Такође, и када је реч о челику 55NiCrMoV7 (слике 7.40 до 7.46) закључак је исти уз разлику што се сужење на месту прекида појављује нешто раније, на око 500°C, што такође и у овом случају одговара реалном испитивању (сл. 7.30).

### 7.3 ИСПИТИВАЊЕ УДАРОМ

Испитивања ударом представљају групу механичких испитивања која за циљ имају одређивање понашања материјала у условима брзих ударних оптерећења. Притом се прате параметри као што је енергија лома тј. ударна жилавост материјала. Опште је познато да се исти материјал не понаша исто у условима статичких и ударних оптерећења. Будући да се у овој дисертацији ради о машинским деловима који су у експлоатацији изложени изразито ударним оптерећењима намеће се потреба извођења овог испитивања. Овај тест је данас готово незаобилазан при пројектовању и изради већине одговорних машинских конструкција.

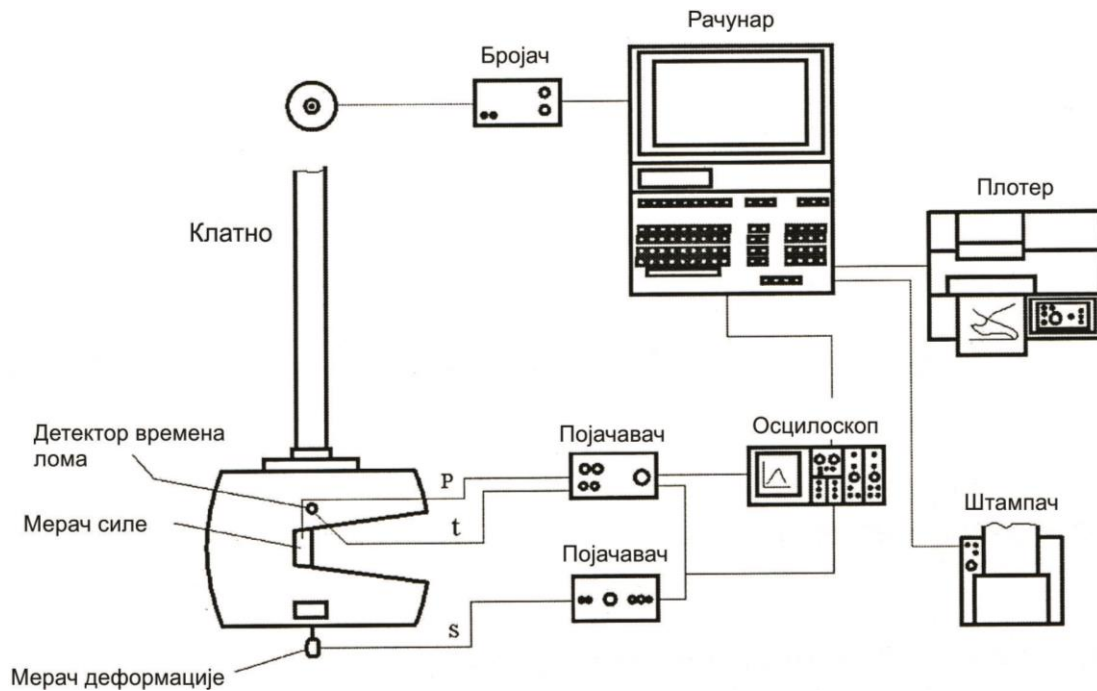
Тест се изводи на такозваном Шарпијевом клатну према стандардној процедури. При испитивању ударним оптерећењем, енергија лома представља интегралну величину, тј. не даје могућност раздвајања добијене енергије на енергију потребну за стварање и енергију потребну за ширење прслине. Да би то било могуће неопходно је континуирано записивати вредности силе и времена лома, а то је могуће додатним опремањем клатна (сл. 7.47) [141, 142]. Са схеме се може видети да тзв. инструментирање клатна заправо подразумева да се мерачи силе и деформације који се постављају на маљ клатна повежу са осцилоскопом и рачунаром. Осцилоскоп има улогу да регистроване сигнале који делују у веома кратком времену (0.2-8 ms) разложи и учини видљивим. Како би сигнал био видљив, осцилоскоп се повезује са рачунаром и даље штампачем. Анализом добијених сигнала тј. дијаграма промене силе са временом, може се закључити да ли је утрошени рад за лом узорка последица деловања мале силе у дужем временском периоду или велике силе у кратком времену. У зависности од тога испитивани материјали се различито карактеришу.

Као резултат испитивања ударом на инструментираном клатну добија се дијаграм сила - време (сл. 7.48) [142] који може омогућити добијање следећих података:

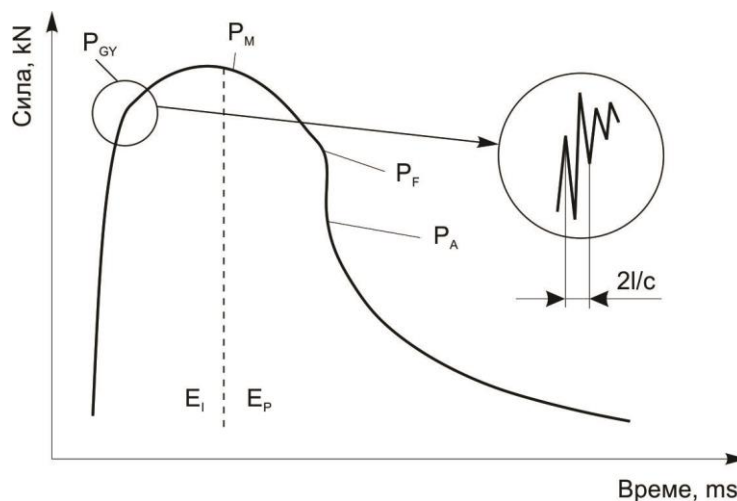
1.  $R_{GY}$  – динамичка сила напона течења; одређује се на месту закривљења криве тј. на прелазу линеарног у нелинеарни део криве. Користи се као мера пластичног попуштања лигамента узорка,
2.  $R_M$  – максимална сила на кривој сила – време,
3.  $R_F$  – сила почетка нестабилног раста прслине; одређује се као вредност силе на пресеку закривљеног дела криве и стрмопадајућег дела криве на дијаграму и
4.  $R_A$  – сила при којој се брзи раст прслине зауставља.

У случају да се стрми пад силе подудари са максималном силом онда је  $R_M = R_F$ . Сила  $R_A$  се одређује као пресек стрмог пада криве сила – време и глатке криве која осцилује.

Испрекидана линија на дијаграму дели поља енергије иницијацирања и пропагације.



Слика 7.47 Схематски приказ савременог инструментiranог клатна



Слика 7.48 Карактеристичан дијаграм сила - време за веома пластичан материјал

На местима дефинисаних сила, даље се дефинишу и одговарајуће деформације које се обележавају истим индексима, и то:

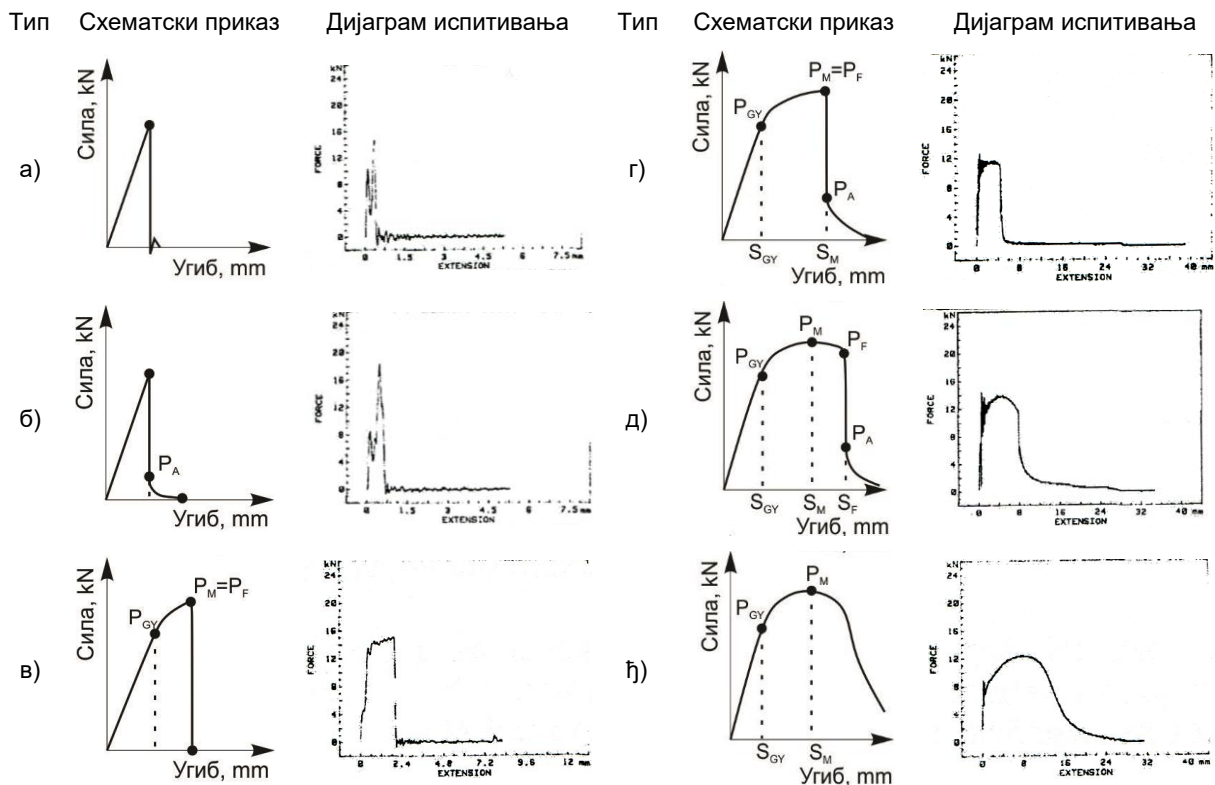
1.  $S_{GY}$  – деформација на почетку пластичног лома лигамента,
2.  $S_M$  – деформација при максималној сили,
3.  $S_F$  – деформација при иницијацији нестабилног раста прслине,
4.  $S_A$  – деформација на крају раста прслине и
5.  $S_T$  – деформација на крају криве, при чему се крај ове криве дефинише као  $0.02 \cdot P_M$ .

На основу приказаног дијаграма могуће је израчунати утрошену енергију лома али и силу на граници течења, максималну силу и силу кртог лома. Ипак, најчешће се као резултат приказује укупна утрошена енергија, као и удели енергије иницијацирања и пропагације прслине.

Постоји више метода раздвајања укупне енергије удара ( $A_{uk}$ ) на енергију потребну за настанак (иницирање) прслине ( $A_i$ ) и енергију потребну за ширење (пропагацију)

прслине ( $A_p$ ). Већина метода се заснива на принципу да енергија иницирања не зависи од радијуса зареза на узорку, већ да радијус утиче само на енергију пропације. Најприхватљивији поступак је помоћу тзв. заморне прслине. Поступак подразумева да се на узорку са V зарезом иницира заморна прслина, а затим се узорак разара на Шарпијевом клатну. Притом, енергија која се утроши на лом узорка сматра се за енергију ширења прслине. Уколико је позната и укупна енергија лома испитиваног материјала, онда се енергија иницирања израчунава одузимањем енергије пропације од укупне енергије лома.

Колико је значајно раздвајање енергије лома на енергију потребну за настанак прслине и енергију потребну за њено ширење показује и то да два материјала могу имати исте вредности укупне енергије лома, а да се заправо различито понашају при дејству оптерећења. Из аспекта сигурности конструкције, погодније је да материјал има нижу енергију стварања прслине а велику енергију пропације, јер ће тако имати већу отпорност ка кртом лому. У зависности од врсте испитиваног материјала, температуре испитивања, режима термичке обраде, и др. могу се добити различити типови дијаграма зависности сила – угиб, на основу којих се може одредити ком типу понашања при лому припадају испитани материјали (сл. 7.49).



Слика 7.49 Типови дијаграма добијени испитивањем различитих материјала на инструментраном клатну [141]

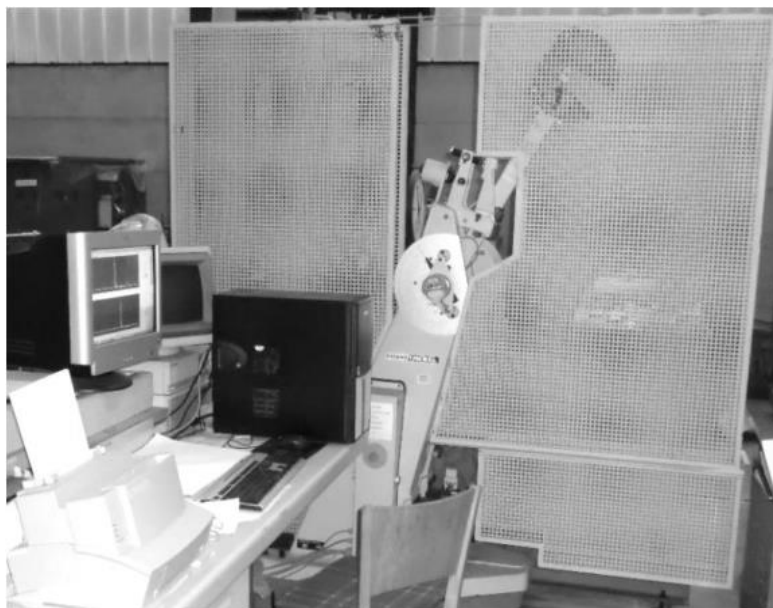
Типови а) и б) са слике 7.49 одговарају изразито кртим материјалима када одмах после завршетка линеарног дела криве долази до наглог пада силе ка малим или нултим вредностима. Ако се на кривој ипак уочи да после линеарног дела наступа нелинеарни (закривљени) део, а затим се појављује стрми пад (сл. 7.49в,г,д) онда се сматра да у целокупном лому постоји удео и дуктилног лома (%DL) материјала. Он се чак може израчунати према формули:



$$\%DL = \left[ 1 - \frac{P_F - P_A}{P_M} \right] \cdot 100. \quad (7.21)$$

Коначно, ако на кривој после постизања максималне силе не постоји стрми пад (сл. 7.49ђ) може се рећи да је материјал потпуно пластичан и да је удео дуктилног лома у целокупном лому 100%.

У овом случају коришћено је инструментирано клатно произвођача Шенк (*Schenck*) расположиве енергије 300 J (сл. 7.50). С обзиром на то да је клатно инструментирано (на њега је повезан електрични давач који је потом повезан за рачунар) могуће је за време теста одредити промену делујуће силе за време лома узорка, као и раздвајање енергије потребне за иницирање и ширење прслине кроз материјал. Узорци који се користе за испитивање су такође дефинисани стандардом ISO 14556:2015 [143]. Они су најчешће квадратног попречног пресека димензија 10×10 mm и дужине 55 mm, који на средини једне стране имају урезан жлеб. У овом случају коришћен је узорак са V зарезом дефинисан стандардом ISO 146-3:2016 [144]. Цртеж узорка за испитивање дат је на слици 7.51б. Узорци су исецани/припремани из наварених плоча тако да обухвате све критичне зоне (основни материјал, зону утицаја топлоте и метал шавана/навара). Укупно је направљено 24 узорка: по 3 за два основна и додатна материјала и по 3 за све 4 комбинације ЗУТ-а.

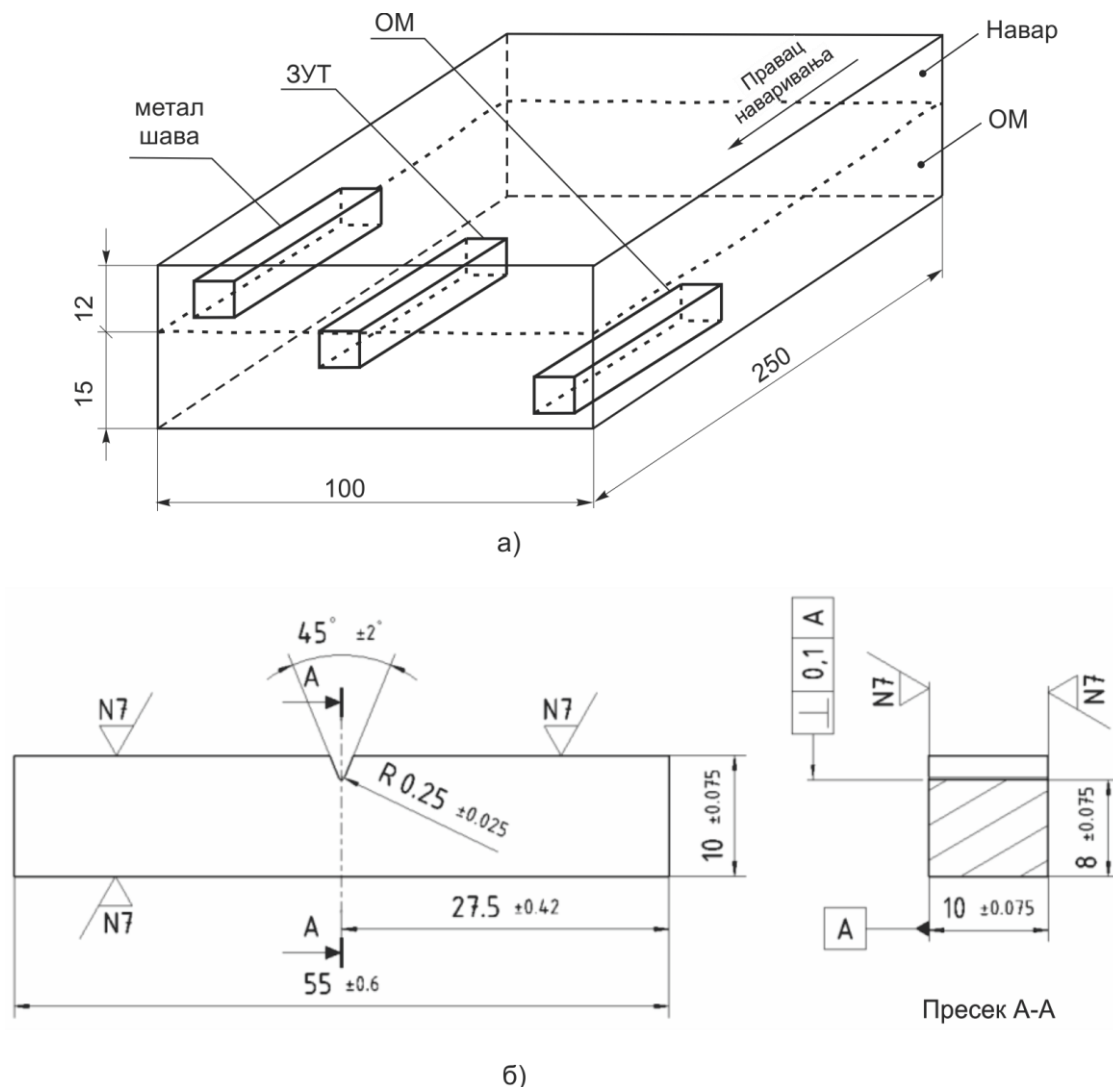


Слика 7.50 Изглед инструментираног клатна *Schenck*

Пре почетка испитивања, извршена је контрола брзине клатна и енергетских губитака, активирањем клатна на празно (без постављеног узорка). Установљени су енергетски губици мањи од 1%, при брзини клатна за испитивање ударне жилавости у опсегу од 5 до 5.25 m/s. Сва експериментална испитивања су изведена на собној температури (23±5°C), а узорци су постављани на ослонце помоћу одговарајућег шаблона. Коришћено Шарпијево клатно обезбеђује тачност регистрације података и читавања енергије са релативном грешком мањом од 1%.

Треба истаћи и то да је један од циљева овог испитивања одређивање критичне температуре преласка материјала у крто стање тзв. прелазне температуре која се испитује на више узорка на различитим температурама (најчешће сниженим) и на тај начин се утврђује када материјал прелази из жилавог у крто стање. Међутим, с обзиром да је овде реч о ковачким алатима за рад на топло, вероватноћа од њихове

експлоатације на сниженим температурама је мала па је испитивање изведено само на собној температури. Штавише, према неким истраживањима [50] код ових и сличних материјала постоји препорука испитивања ударом на повишеним температурама, како би се одредила жилавост материјала у реалним условима (површински слојеви алата се услед контакта са загрејаним припремком/отковком загревају).



Слика 7.51 Изглед наварене плоче и места исецања епрувете из чистог навара (а) и цртеж стандардне епрувете за испитивање ударне жилавости са V зарезом (б)

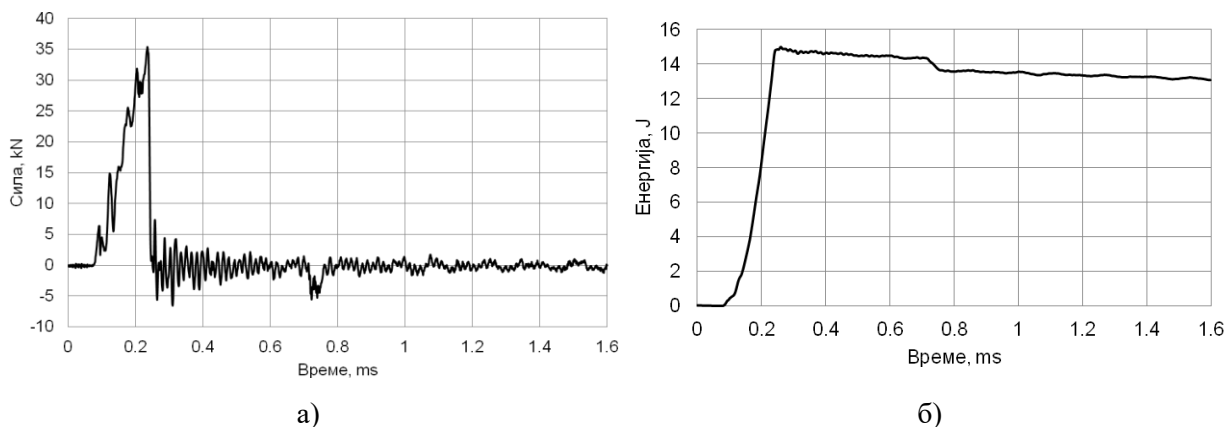
Добијени резултати за енергију лома, ударну жилавост, енергију иницирања и енергију ширења прслине су приказани у табели 7.17, док је на сликама 7.52-7.75 дат дијаграмски приказ зависности сила-време и енергија-време. За сваку зону навара су испитиване по 3 епрувете. Такође, на слици 7.76 дат је и хистограмски приказ свих добијених вредности у циљу лакше анализе резултата.

Испитивање ударом је спроведено само на собној температури, јер је претходним истраживањима [50] утврђено да са порастом температуре долази код ових класа материјала до осетног повећања жилавости. Иако мала, ова жилавост је довољна да издржи сложена ударно-притисна оптерећења која делују за време процеса ковања. Још један од начина одржавања повољне жилавости на различитим температурама јесте и завршно отпуштање алата на нешто вишим температурама од радних. Па тако поједини

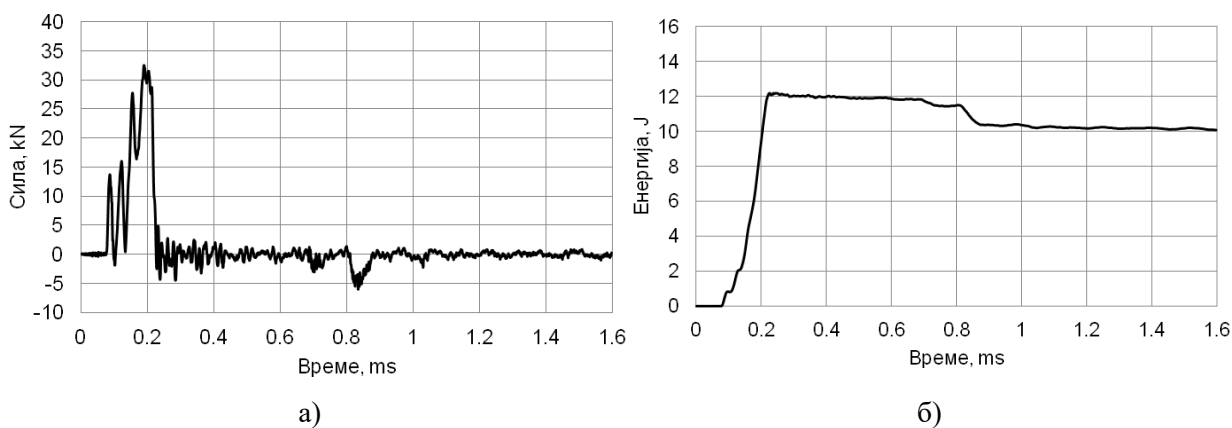
произвођачи ових челика [51] саветују отпуштање алата на 600-650°C, у циљу добијања оптималних карактеристика.

**Табела 7.17** Вредности енергије лома за све зоне наварених плоча на собној температури

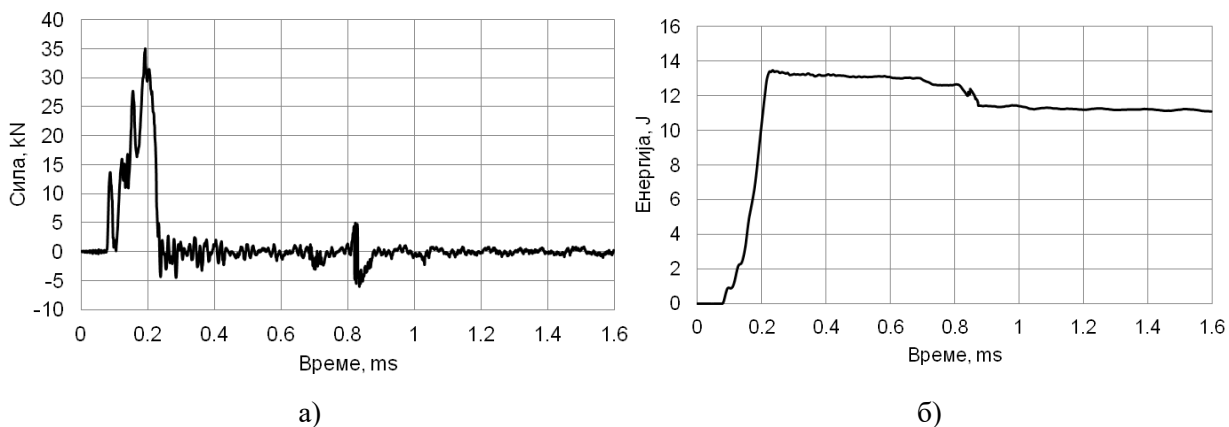
Број/ознака узорка	Енергија лома, $J$	Ударна жилавост, $J/cm^2$	Енергија иницирања, $J$	Енергија пропагације, $J$
OM - X37CrMoV5-1	13.06	16.32	12.51	0.55
	10.08	12.60	7.63	2.45
	10.77	13.46	8.11	2.66
OM - 55NiCrMoV7	12.89	16.11	10.82	2.07
	14.56	18.19	11.70	2.85
	16.56	20.70	16.17	0.39
MШ - УТОР 38	4.51	5.64	3.85	0.66
	4.67	5.84	4.45	0.22
	4.35	5.23	3.76	0.42
MШ - УТОР 55	3.53	4.42	3.31	0.22
	3.37	4.21	3.00	0.37
	3.53	4.42	2.01	1.52
U1 - ZUT	16.06	20.07	11.02	5.04
	10.74	13.42	8.83	1.91
	11.23	14.04	11.18	0.05
U2 - ZUT	11.73	14.66	10.70	1.03
	10.08	12.60	9.75	0.32
	15.56	19.45	11.19	4.37
U3 - ZUT	11.90	14.87	6.41	5.49
	13.89	17.36	8.40	5.49
	16.23	20.28	8.40	7.83
U4 - ZUT	14.06	17.57	10.43	3.62
	16.73	20.91	7.88	8.85
	17.90	22.38	9.42	8.48



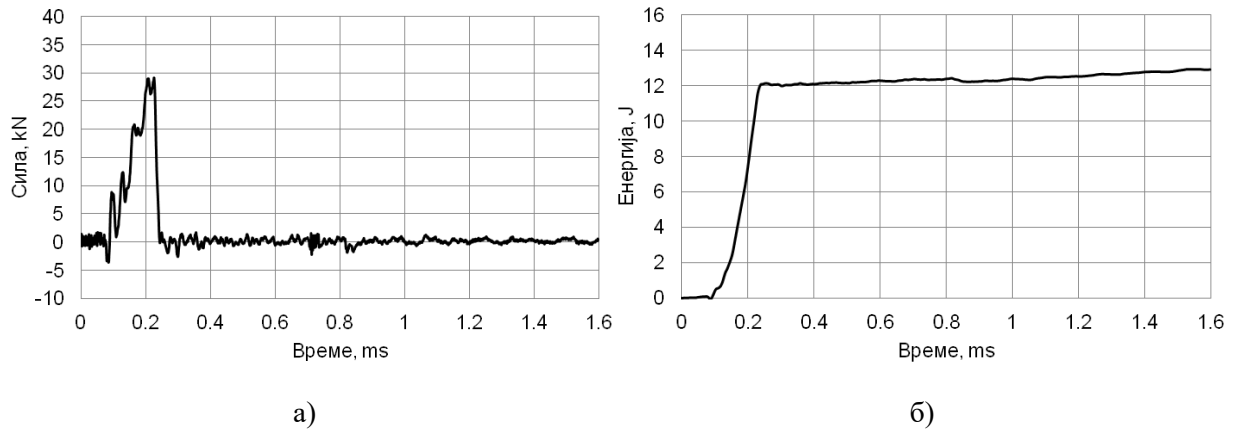
Слика 7.52 Дијаграми добијени испитивањем на инструментираним клатну за ОМ X37CrMoV5-1 – узорак 1: а) дијаграм сила-време и б) дијаграм енергија-време



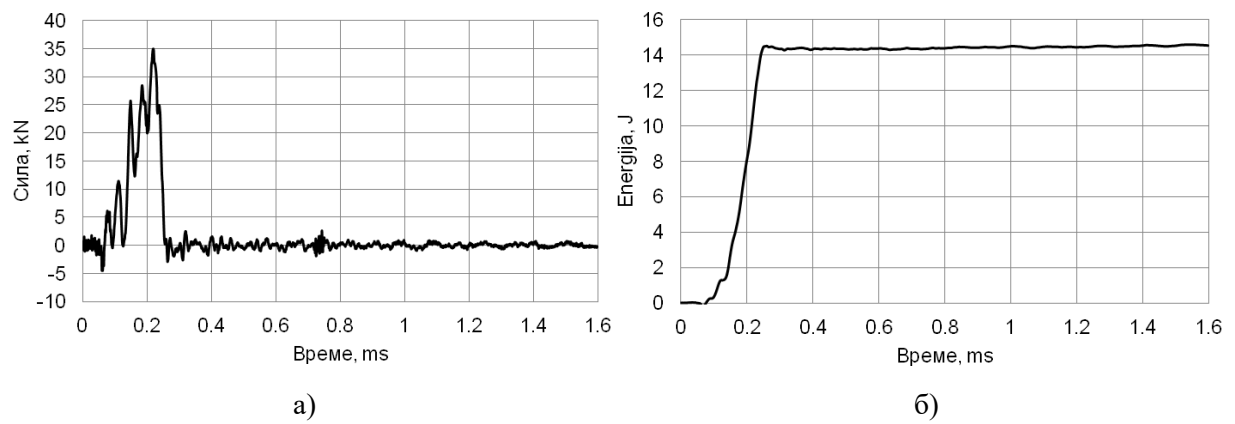
Слика 7.53 Дијаграми добијени испитивањем на инструментираним клатну за ОМ X37CrMoV5-1 – узорак 2: а) дијаграм сила-време и б) дијаграм енергија-време



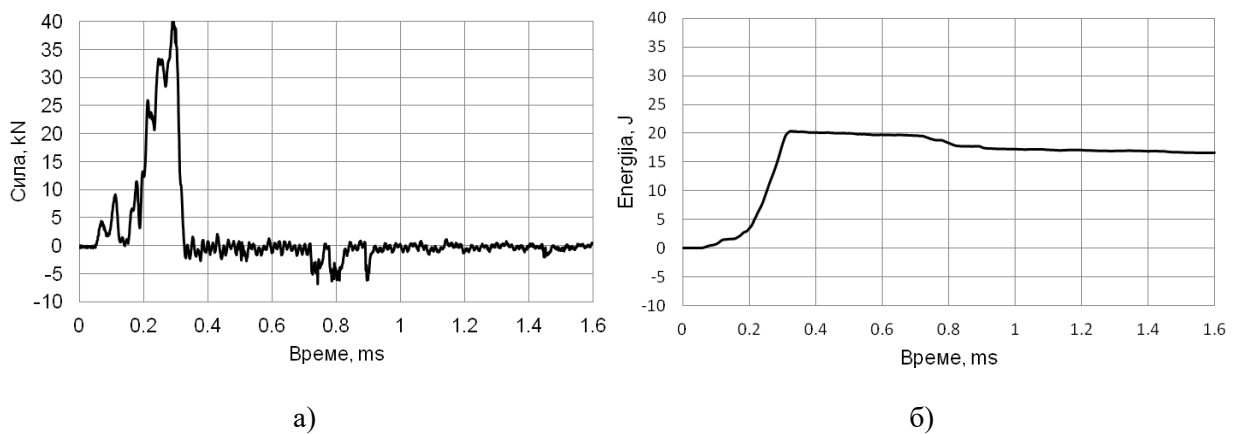
Слика 7.54 Дијаграми добијени испитивањем на инструментираним клатну за ОМ X37CrMoV5-1 – узорак 3: а) дијаграм сила-време и б) дијаграм енергија-време



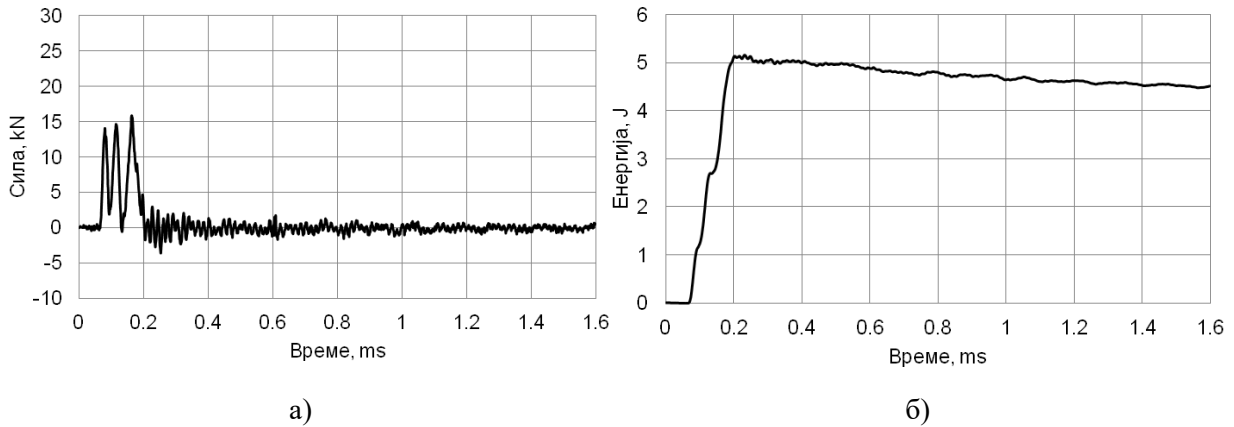
Слика 7.55 Дијаграми добијени испитивањем на инструментираним клатну за ОМ 55NiCrMoV7 – узорак 1: а) дијаграм сила-време и б) дијаграм енергија-време



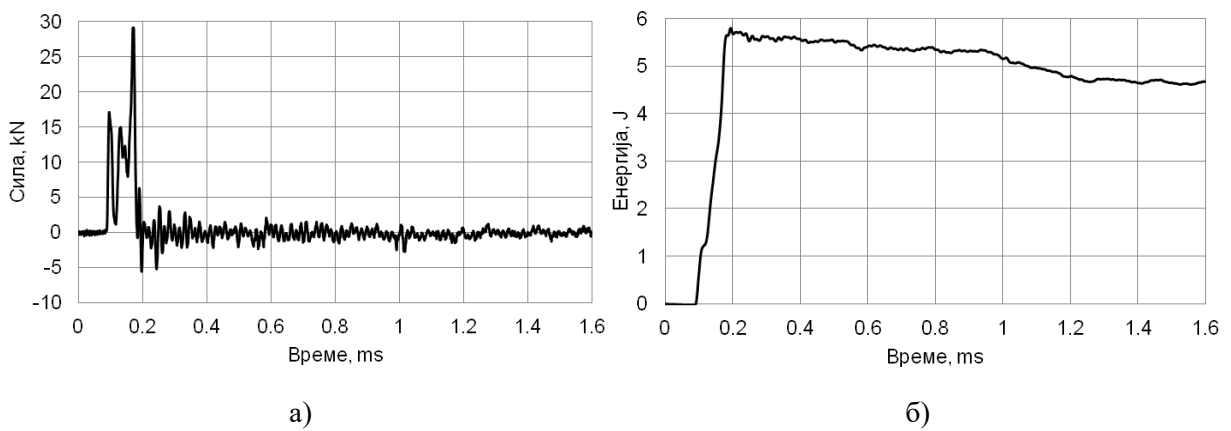
Слика 7.56 Дијаграми добијени испитивањем на инструментираним клатну за ОМ 55NiCrMoV7 – узорак 2: а) дијаграм сила-време и б) дијаграм енергија-време



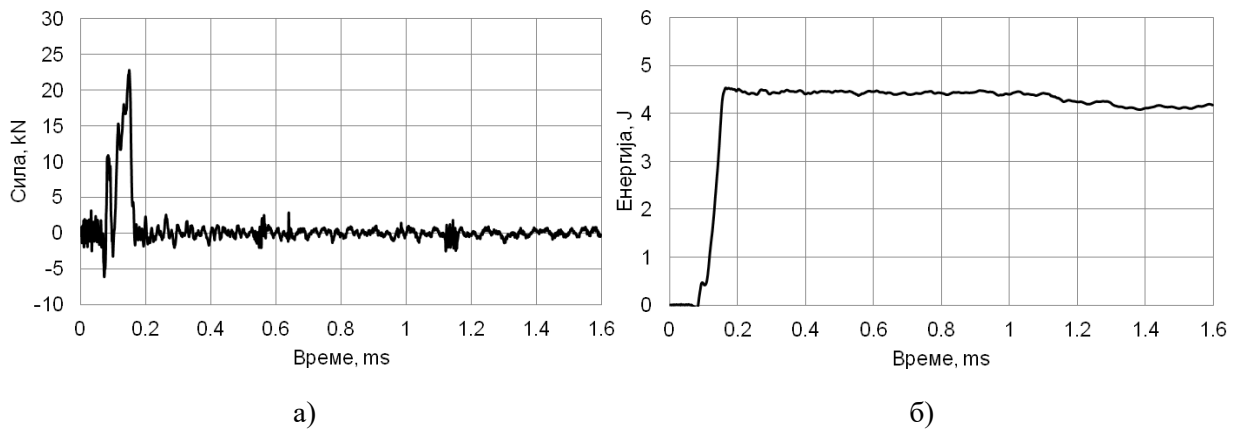
Слика 7.57 Дијаграми добијени испитивањем на инструментираним клатну за ОМ 55NiCrMoV7 – узорак 3: а) дијаграм сила-време и б) дијаграм енергија-време



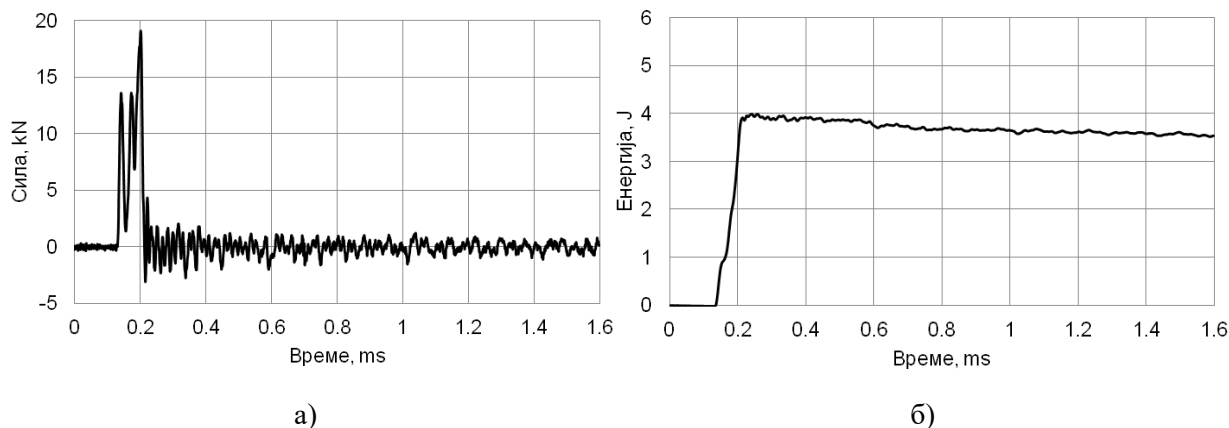
Слика 7.58 Дијаграми добијени испитивањем на инструментраним клатну за навар УТОР 38 – узорак 1: а) дијаграм сила-време и б) дијаграм енергија-време



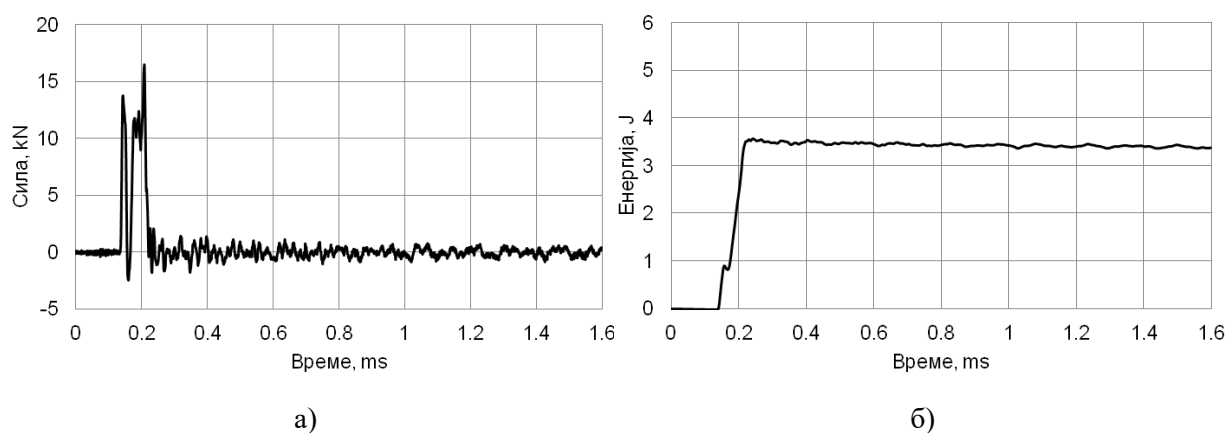
Слика 7.59 Дијаграми добијени испитивањем на инструментраним клатну за навар УТОР 38 – узорак 2: а) дијаграм сила-време и б) дијаграм енергија-време



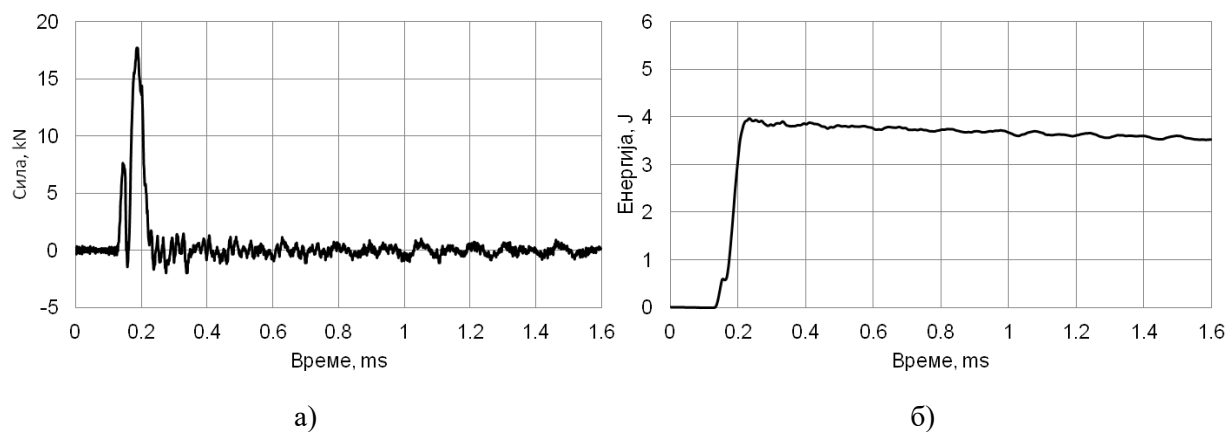
Слика 7.60 Дијаграми добијени испитивањем на инструментраним клатну за навар УТОР 38 – узорак 3: а) дијаграм сила-време и б) дијаграм енергија-време



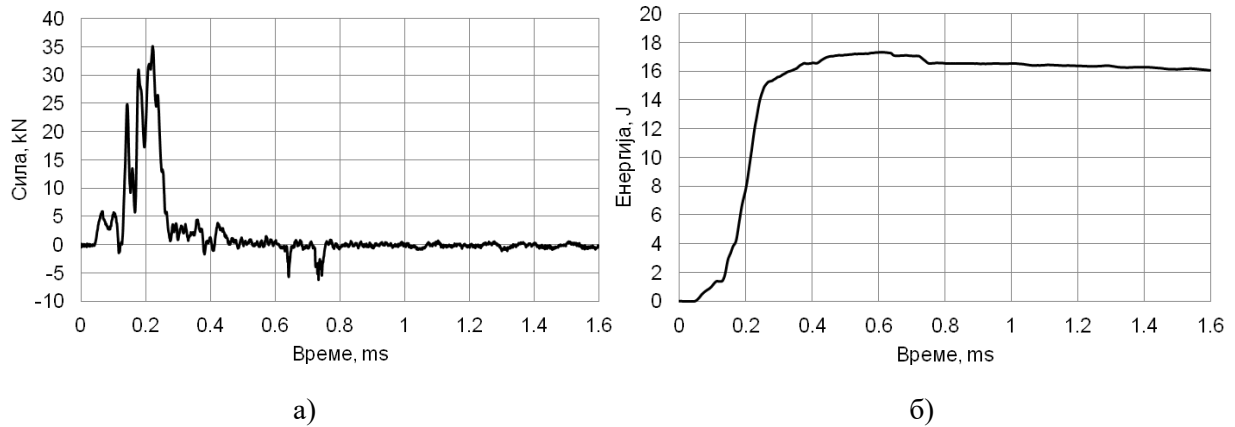
Слика 7.61 Дијаграми добијени испитивањем на инструментираним клатну за навар УТОР 55 – узорак 1: а) дијаграм сила-време и б) дијаграм енергија-време



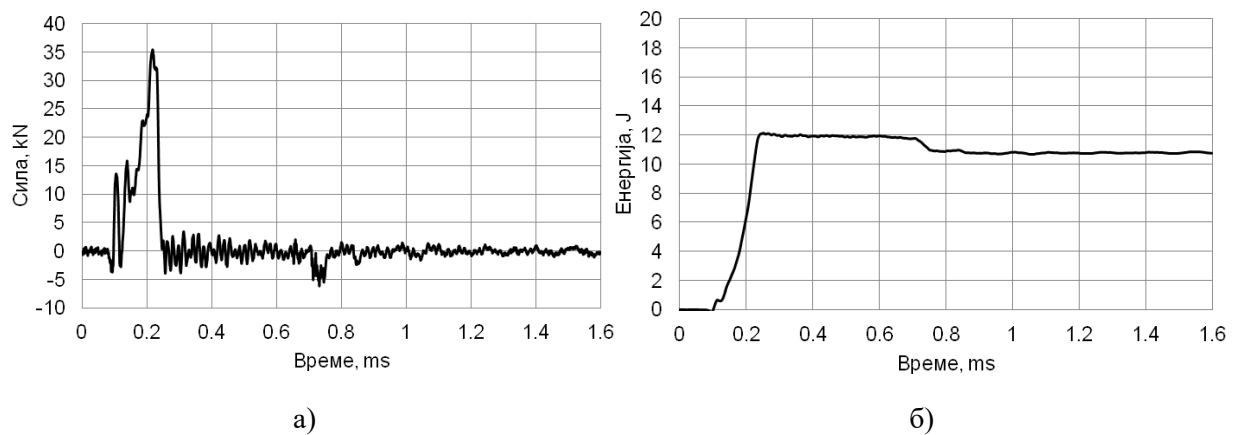
Слика 7.62 Дијаграми добијени испитивањем на инструментираним клатну за навар УТОР 55 – узорак 2: а) дијаграм сила-време и б) дијаграм енергија-време



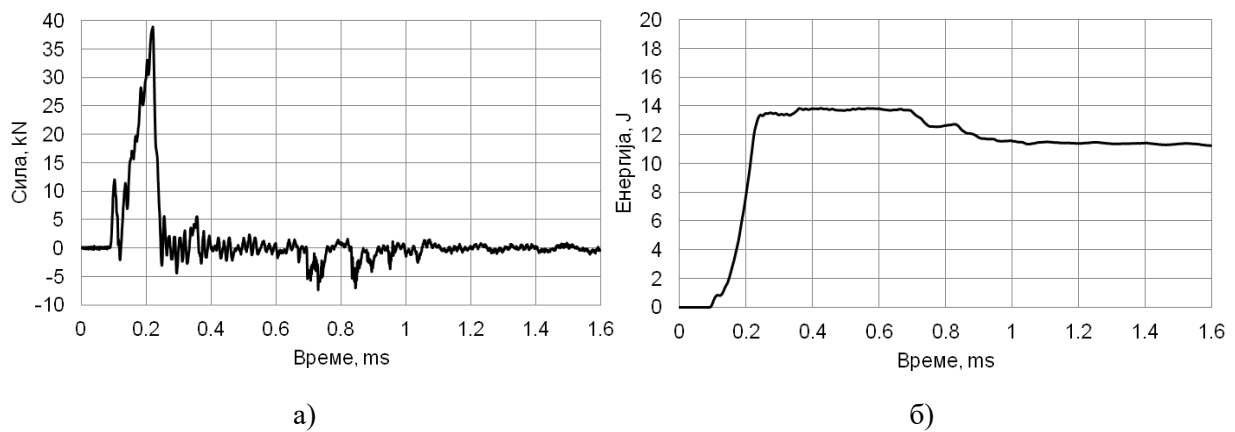
Слика 7.63 Дијаграми добијени испитивањем на инструментираним клатну за навар УТОР 55 – узорак 3: а) дијаграм сила-време и б) дијаграм енергија-време



Слика 7.64 Дијаграми добијени испитивањем на инструментираним клатну за ЗУТ 1 – узорак 1: а) дијаграм сила-време и б) дијаграм енергија-време

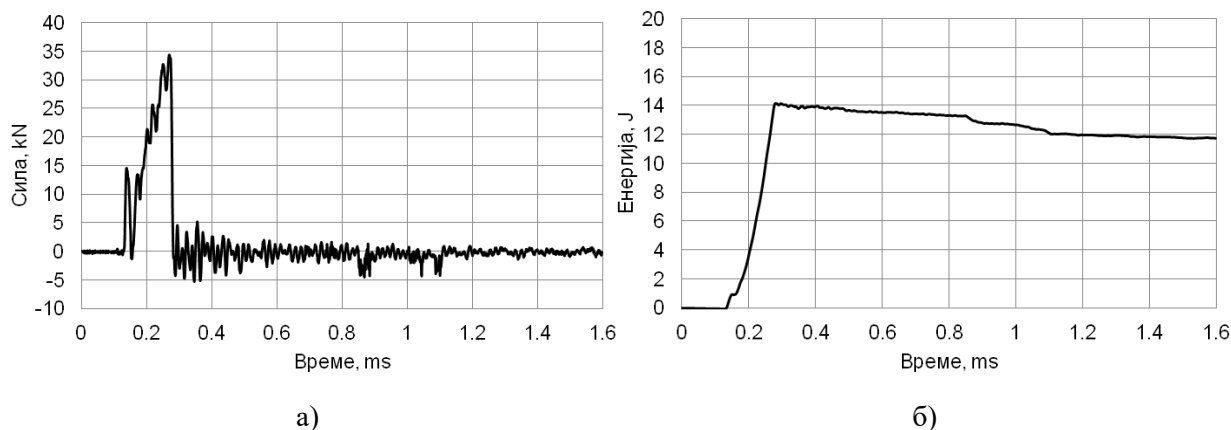


Слика 7.65 Дијаграми добијени испитивањем на инструментираним клатну за ЗУТ 1 – узорак 2: а) дијаграм сила-време и б) дијаграм енергија-време

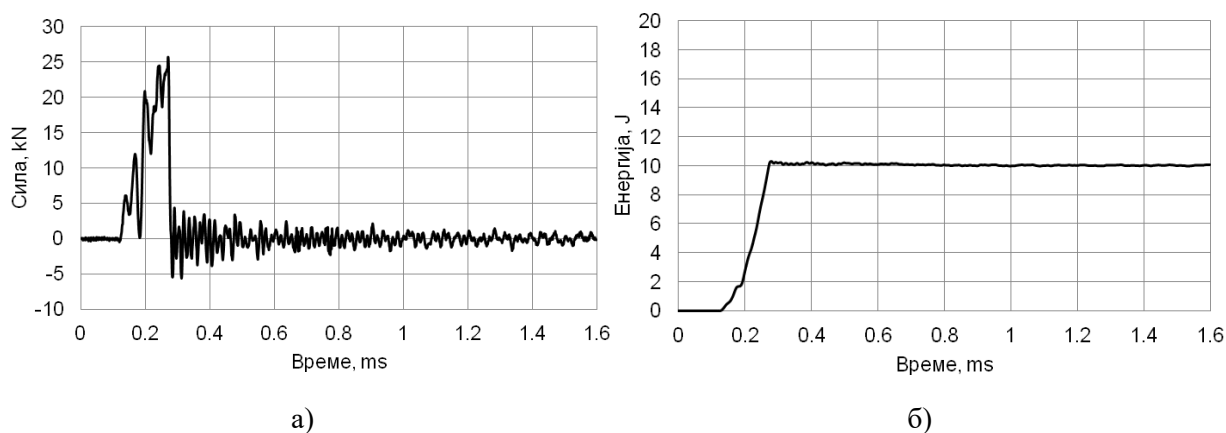


Слика 7.66 Дијаграми добијени испитивањем на инструментираним клатну за ЗУТ 1 – узорак 3: а) дијаграм сила-време и б) дијаграм енергија-време

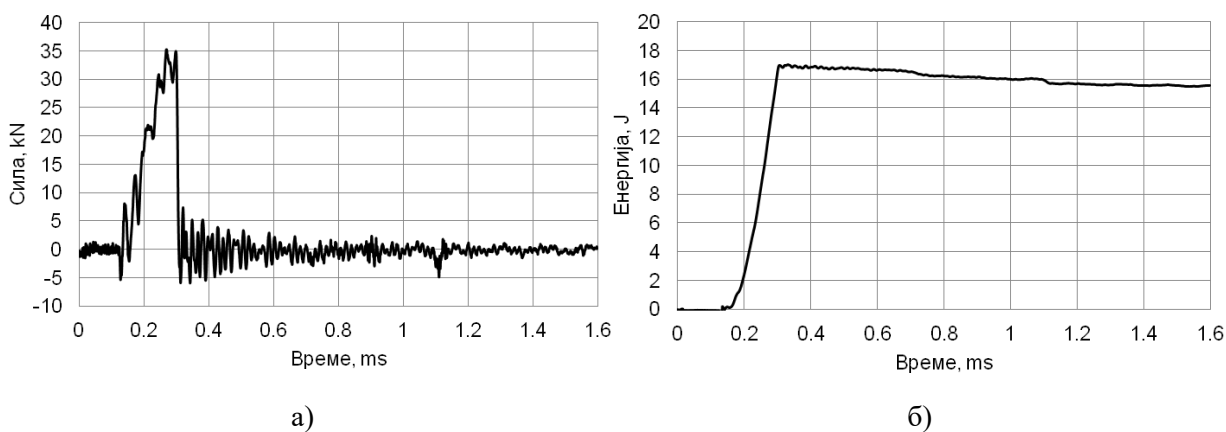




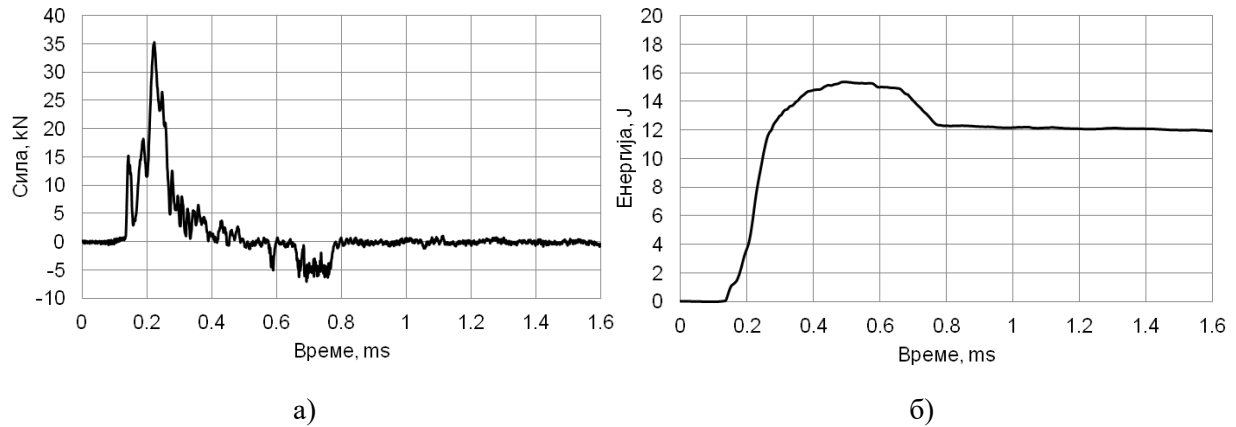
Слика 7.67 Дијаграми добијени испитивањем на инструментраниом клатну за ЗУТ 2 – узорак 1: а) дијаграм сила-време и б) дијаграм енергија-време



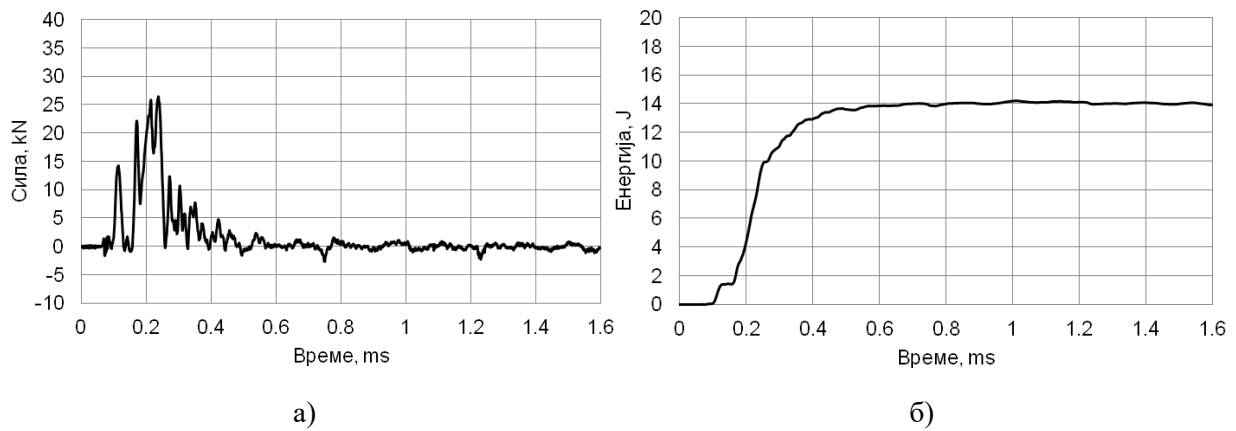
Слика 7.68 Дијаграми добијени испитивањем на инструментраниом клатну за ЗУТ 2 – узорак 2: а) дијаграм сила-време и б) дијаграм енергија-време



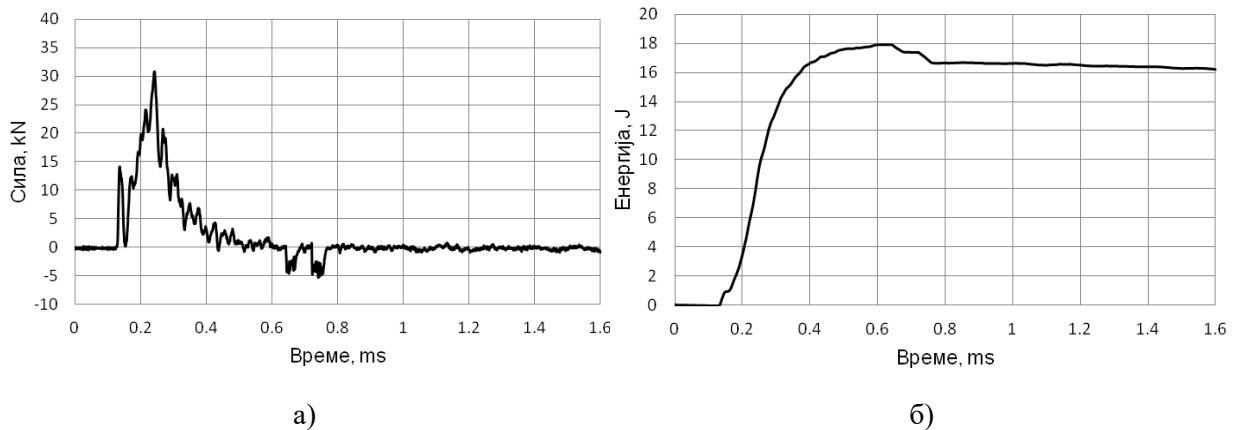
Слика 7.69 Дијаграми добијени испитивањем на инструментраниом клатну за ЗУТ 2 – узорак 3: а) дијаграм сила-време и б) дијаграм енергија-време



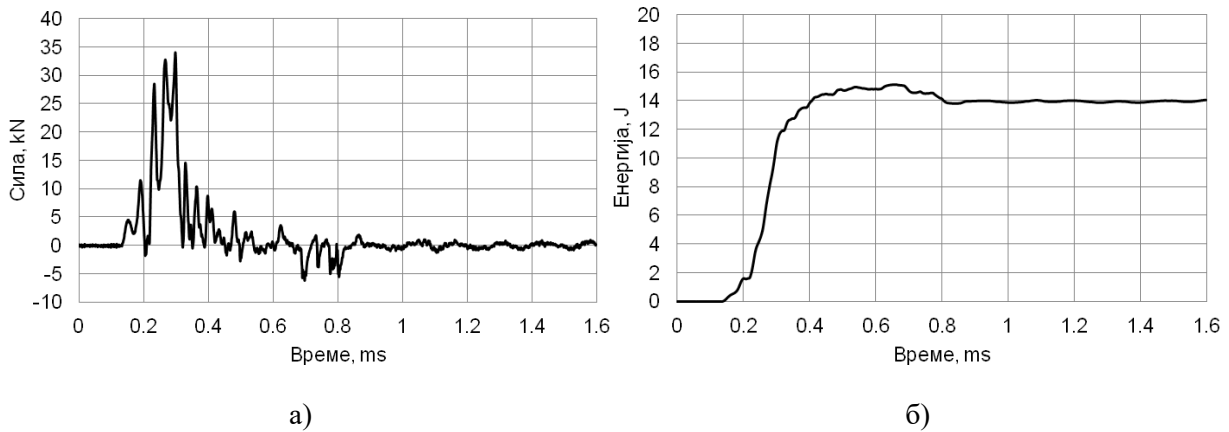
Слика 7.70 Дијаграми добијени испитивањем на инструментираним клатну за ЗУТ 3 – узорак 1: а) дијаграм сила-време и б) дијаграм енергија-време



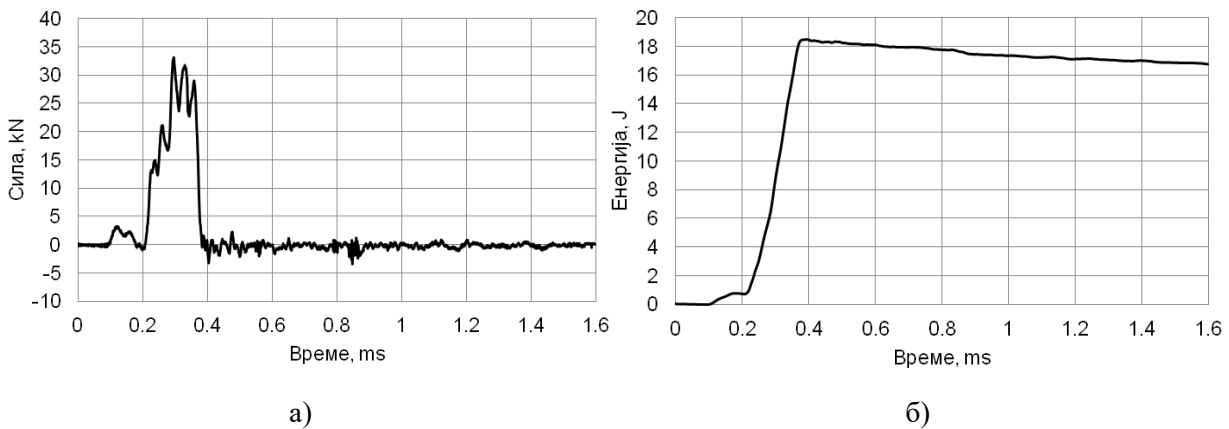
Слика 7.71 Дијаграми добијени испитивањем на инструментираним клатну за ЗУТ 3 – узорак 2: а) дијаграм сила-време и б) дијаграм енергија-време



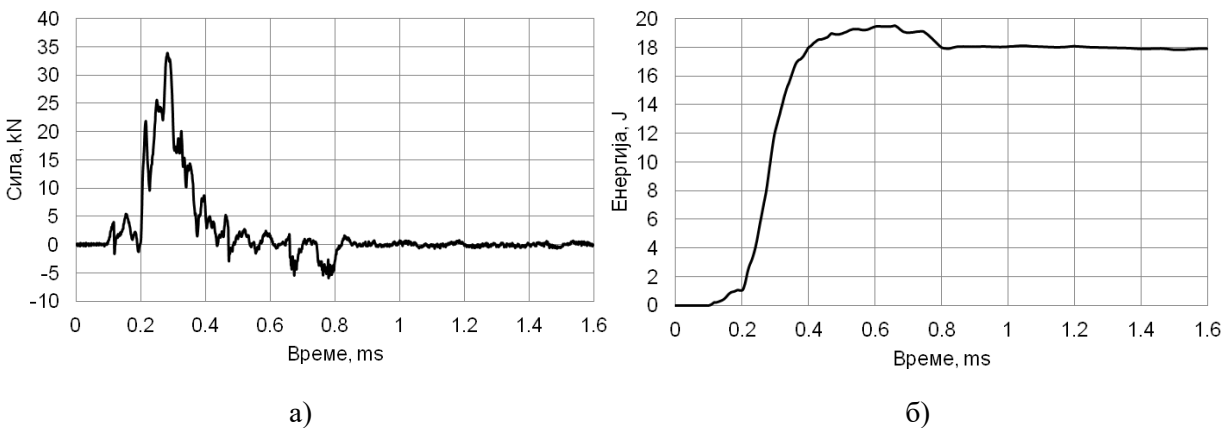
Слика 7.72 Дијаграми добијени испитивањем на инструментираним клатну за ЗУТ 3 – узорак 3: а) дијаграм сила-време и б) дијаграм енергија-време



Слика 7.73 Дијаграми добијени испитивањем на инструментираним клатну за ЗУТ 4 – узорак 1: а) дијаграм сила-време и б) дијаграм енергија-време



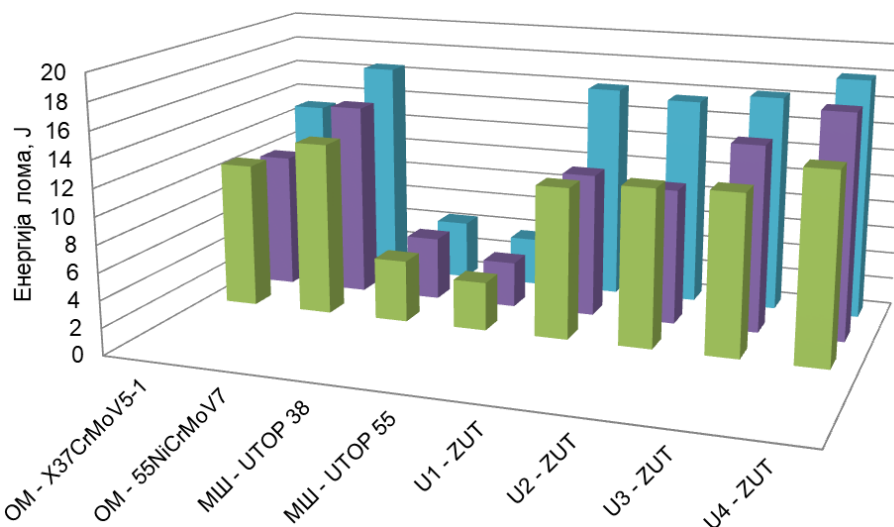
Слика 7.74 Дијаграми добијени испитивањем на инструментираним клатну за ЗУТ 4 – узорак 2: а) дијаграм сила-време и б) дијаграм енергија-време



Слика 7.75 Дијаграми добијени испитивањем на инструментираним клатну за ЗУТ 4 – узорак 3: а) дијаграм сила-време и б) дијаграм енергија-време

Анализом резултата добијених испитивањем (сл. 7.76), уочава се да су највеће вредности енергије удара и ударне жилавости утврђене код узорка израђених од основних материјала, и да су добијени резултати уједначени за оба челика. Притом, енергија иницирања је вишеструко већа од енергије пропагације код свих испитаних узорка. То говори да велика отпорност ових челика на удар постоји све до тренутка настанка прслине. После тога, она се брзо шири кроз материјал, уз минималан утрошак енергије и лом је веома брз. Да је реч о релативно кртим материјалима показују и

добијене вредности енергије лома у џулима ( $J$ ), а то показује и изглед дијаграма. Снимљени дијаграми веома личе на дијаграме-представнике кртих материјала приказаних на слици 7.49, јер одмах по постизању максималне силе долази до наглог пада силе на вредности око нуле.



Слика 7.76 Хистограмски приказ вредности енергије лома за све испитане узорке

Када је реч о навару (металу шава) установљено је да је енергија лома мања него код основног материјала, уз једнаку или нешто већу тврдоћу, нарочито у случају електроде УТОР 55. То указује на повећану кртост навара што значи и велику склоност ка кртом лому. То се може објаснити структуром метала навара која је по својој природи ливена (дендритна), јер је добијена топљењем и очвршћивањем метала у веома кратком времену. Стога, ливачку структуру одликује смањена пластичност и грубо метално зрно, па су ови резултати донекле очекивани. Иако су наварене плоче подвргнуте одговарајућем режиму термичке обраде после наваривања, изостанак интензивне механичке обраде (пре свега ваљања, које се примењује при производњи челика), проузрокује да у структури нема ситних металних зрна. Однос удела енергије иницирања и енергије пропагације прслине је остао приближан, тј. енергија иницирања има много већи удео у укупној енергији лома, слично као код ОМ. Такође, жилавост се не разликује драстично код два коришћена додатна материјала, али је у случају електроде УТОР 38 око 2.5 пута нижа од ОМ, а у случају УТОР 55 нешто више од 3 пута. Треба истаћи и то да при наваривању сваки положени слој на претходни утиче унетом топлотом, па тако делује као спонтана термичка обрада која може побољшати својства већ нанетих навара (повећава дуктилност). При исецању узорка из метала шава, зарез је изведен (урезан) у зони последњег нанетог слоја у коме се није десио описани ефекат, па зато није могло доћи до повећања дуктилности.

Анализом резултата узорка узетих из зоне утицаја топлоте, општи закључак је да су они ближи резултатима добијеним за основни материјал, те су стога релативно повољни. У овој зони материјала, која припада основном материјалу, а да за време наваривања није претапана, већ је само била изложена високим температурама, што значи да је највећи утицај на структуру и излазне карактеристике материјала имала количина унете топлоте. Иако је при наваривању плоча постојала разлика у количини унете топлоте од око 45% (таб. 7.9), то се није одразило на ударну жилавост материјала у датој зони. Препорука је да се узорци сниме на микроскопу како би се утврдила структура и евентуално то повезало са добијеним резултатима, о чему ће више речи бити у наставку рада. Једина уочена разлика јесте нешто већи удео енергије

пропагације прслине у случају узорака 3 и 4 из ЗУТ-а, где је код појединих узорака енергија пропагације готово једнака енергији иницирања (таб. 7.17), што указује на већу дуктилност материјала у зони прслине, тј. мању склоност ка кртом лому.

На основу добијених резултата може се закључити да наварена места имају нижу отпорност на појаву прслина, али је за прецизније закључке неопходно одредити параметре појаве и раста заморне прслине. Будући да до отказа ковачких алата најчешће долази због триболошких и механичких оштећења услед замора, може се рећи да резултати ранијих истраживања изведених применом триболошких тестова [26, 50, 131], која су показала да су навари отпорнији на хабање од ОМ, не могу сматрати у потпуности валидним са становишта механичких карактеристика (појава и ширење прслине).

Смањена жилавост навара се може објаснити и повећаном могућношћу за појаву грешака између више нанетих слојева, јер REL метод наваривања захтева пажљиво чување електрода, наношење навара и чишћење метала између слојева. У случају да се троска не обије и очисти пажљиво постоји опасност од заробљавања троске озмеђу слојева, што може касније деловати као концентратор напона и потенцијални узрочник лома. О овој теми ће више речи бити у поглављу 7.4.4.1 које се бави анализом укључака уочених у ОМ и навару.

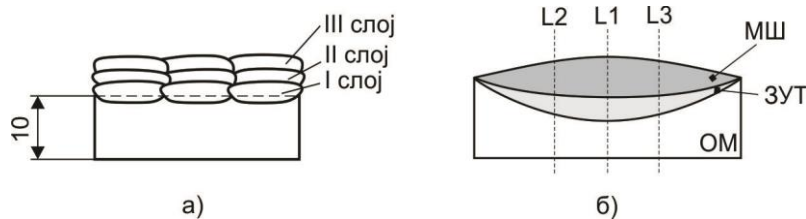
## 7.4 МЕРЕЊЕ ТВРДОЋЕ И МЕТАЛОГРАФСКА ИСПИТИВАЊА

Планом експеримента предвиђено је и да се из наварених плоча припреме и металографски узорци ("шлифови") за мерење тврдоће и одређивање микроструктуре. Шлифови су, због велике тврдоће наварених плоча, припремљени сечењем воденим млазом, а затим брушењем и полирањем површина које се испитују. Осим велике моћи сечења, водени млаз је уједно обезбедио и континуирано хлађење материјала, односно спречио је загревање и прегревање, а тиме евентуалну промену структуре материјала у зони реза.

### 7.4.1 Мерење тврдоће

Идеална заварљивост подразумева могућност остваривања завареног споја тако да се све зоне завареног или навареног споја по својим механичким, физичким и хемијским својствима не разликују или да та разлика буде веома мала. Међутим, у реалним условима, при формирању навареног слоја свака тачка материјала који учествује у процесу изложена је различитом температурном циклусу, па је навар у зависности од врсте материјала, мање или више хетерогена структура различитих својстава. Те промене су најизраженије у ЗУТ-у и оне се разликују за поједине слојеве услед: потпуног топљења, непотпуног топљења, прегревања, нормализације, непотпуне прекристализације и рекристализације материјала [57]. С обзиром на то да је ова зона најчешће најкритичније место завареног споја, испитивање својстава материјала у ЗУТ-у непосредно испод навара од великог значаја за оцену квалитета целокупног навареног слоја. Појам *критичан* се највише може односити на тврдоћу или прецизније жилавост материјала у тој зони. Наиме, жилавост материјала може указати на понашање таквог навареног споја у експлоатацији, као и на склоност те зоне ка појави и ширењу прслина.

Будући да и висока тврдоћа може бити показатељ кртости материјала уз већ постојеће нежељене структуре, посебно су припремљени наварени узорци и на њима је мерена тврдоћа. Припремљена су 4 узорка и на њима је мерена тврдоћа у три различита вертикална правца по пресеку навара како би се обухватиле све зоне (сл. 7.77).



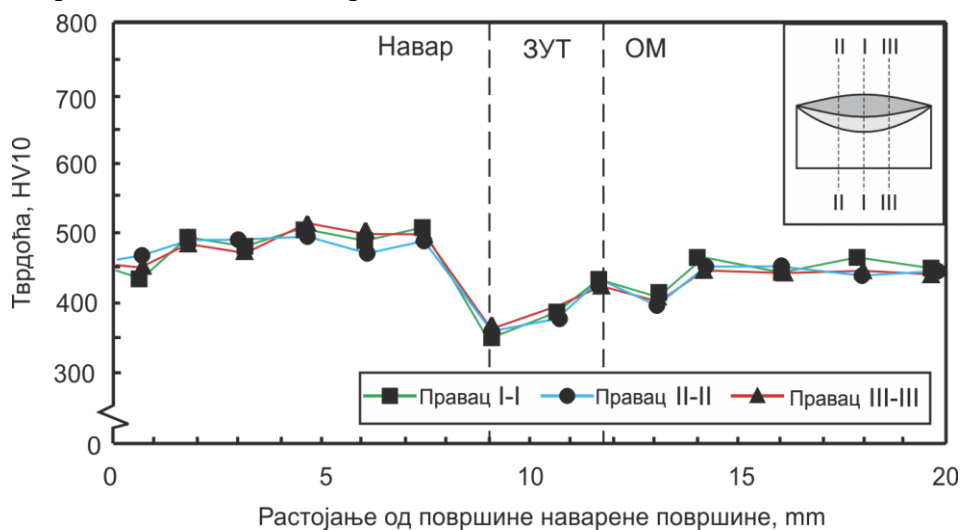
Слика 7.77 Схеми припреме металографског шлифа: наваривање плоча (а) и схематски изглед шлифа за мерење тврдоће у три правца мерења

Узорци су припремљени коришћењем основних и додатних материјала и то:

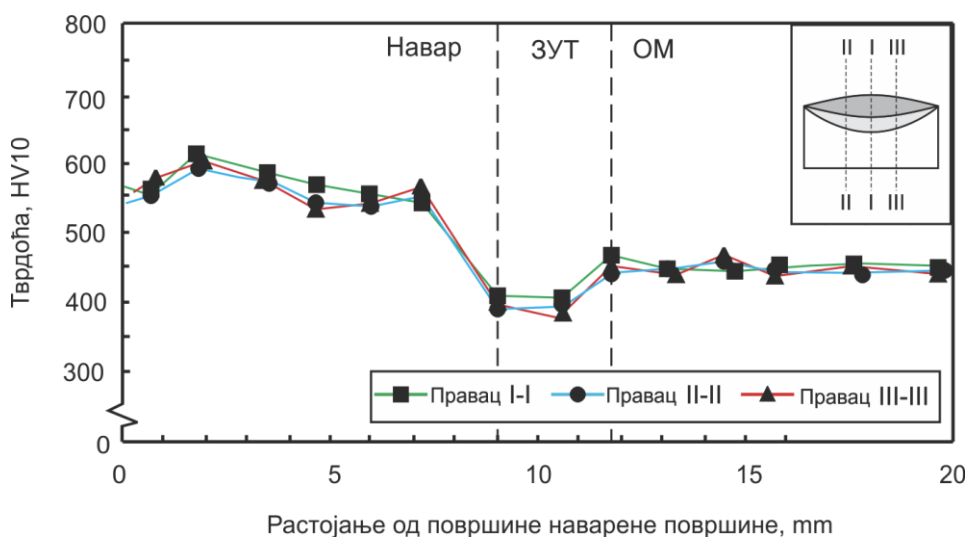
- узорак 1 - X37CrMoV5-1 + UTOP 38,
- узорак 2 - X37CrMoV5-1 + UTOP 55,
- узорак 3 - 55NiCrMoV7 + UTOP 38 и
- узорак 4 - 55NiCrMoV7 + UTOP 55.

Имајући у виду нехомогеност навареног споја обично се захтева да највећа тврдоћа у ЗУТ-у износи 20 до 30% од тврдоће ОМ. У супротном саветује се примена предгревања или отпуштања после наваривања у циљу снижавања тврдоће. Разлог за то је смањење сопствених заосталих напона који при истовременом дејству са радним, код кртих структура ( $HV > 350$ ) могу врло често довести до појаве кртог лома. Код челика као што су легирани алатни, примењују се и предгревање и једноструко или вишеструко отпуштање, а често се после заваривања изводи и тзв. стабилизација структуре (загревање наварених плоча/алата у пећи на  $400^{\circ}\text{C}$ , потпуно прогревање по запремини у трајању од 8 сати и затим хлађења на мирном ваздуху у циљу снижавања нивоа заосталих напона и уједначавања структуре). Под појмом стабилизација структуре се пре свега мисли на трансформацију мартензита у стабилније облике, јер је изабрана температура прениска за неке озбиљније фазне промене [57].

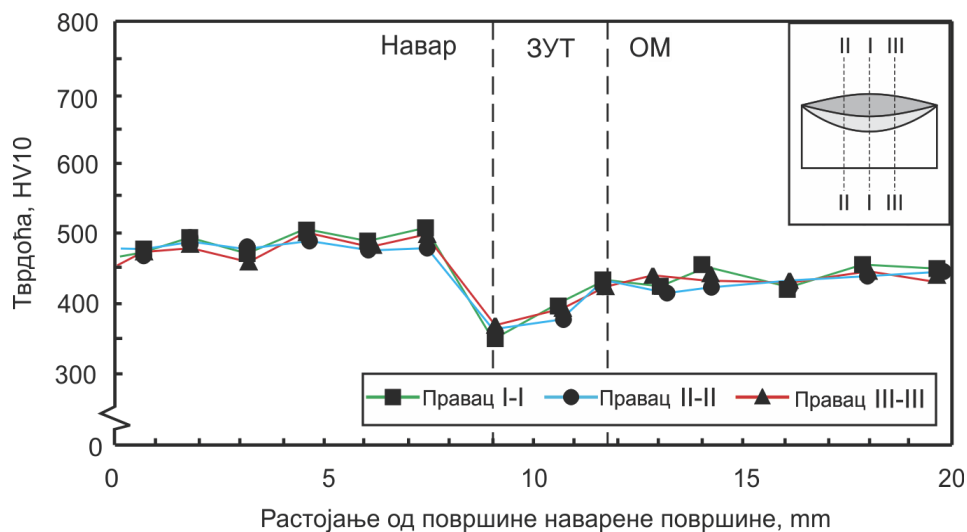
Мерење тврдоће се може извести применом различитих експерименталних метода [57]. Код оваквих материјала, али и заварених спојева, тврдоћа се мери по Викерсу или Роквелу (метода HRC) због низа предности, а као главна се издваја то што ове две методе немају ограничења по питању вредности измерене тврдоће (јер имају дијамантски утискивач). Мерење тврдоће у овом раду је изведено у акредитованој лабораторији, методом Викерс HV10 (сила утискивања  $F \approx 100\text{ N}$ ) и према одговарајућем стандарду [145]. Добијени резултати су приказани у виду дијаграма расподеле тврдоће по висини наvara на сликама 7.78 до 7.81.



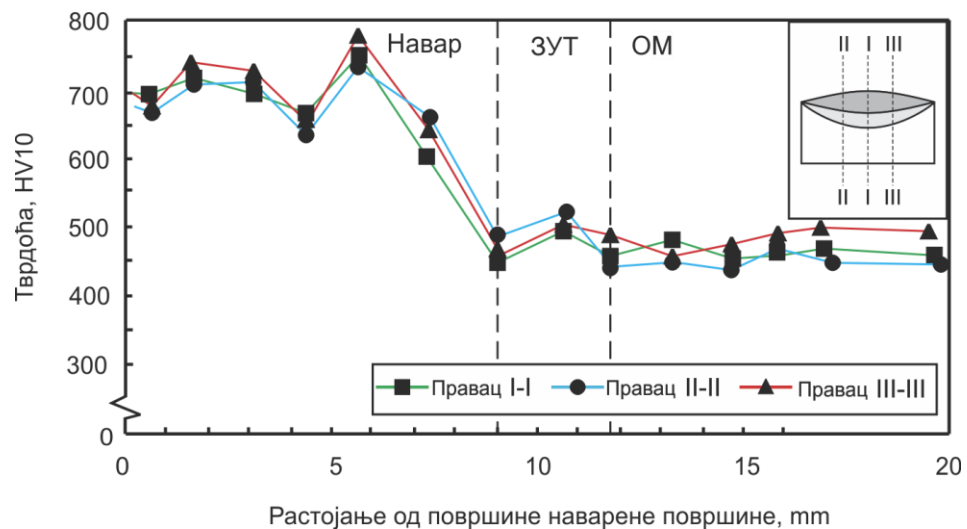
Слика 7.78 Дијаграм расподеле тврдоће по висини – узорак 1 (X37CrMoV5-1 + UTOP 38)



Слика 7.79 Дијаграм расподеле тврдоће по висини – узорак 2 (X37CrMoV5-1 + UTOP 55)



Слика 7.80 Дијаграм расподеле тврдоће по висини – узорак 3 (55NiCrMoV7 + UTOP 38)



Слика 7.81 Дијаграм расподеле тврдоће по висини – узорак 4 (55NiCrMoV7 + UTOP 55)

Анализом ових дијаграма може се утврдити да је тврдоћа навара код свих узорака већа од тврдоће основног материјала. У случају електроде UTOP 38 та разлика није велика (око 50 HV), док је код електроде UTOP 55 она знатна (чак и до 250 HV).

Применом ових додатних материјала за наваривање остварује се основни захтев који се поставља пред овакве радне делове, а то је висока тврдоћа и повећање постојаности на повишеним температурама. С друге стране, услед дејству ударних динамичких оптерећења, висока тврдоћа може довести до појаве кртости и ниске отпорности на лом, што ће бити анализирано у даљим поглављима овог рада.

Уочљиво је и то да се код готово свих узорака и у свим правцима навара, највећи пад тврдоће јавља у прелазној зони између навара и основног материјала, тј. на почетку зоне утицаја топлоте. То се може објаснити тиме што је за време наваривања та зона изложена високој температури, али која се споро одводи у околне зоне па је самим тим је брзина хлађења смањена. У тим условима онемогућено је стварање чистог мартензита, већ настају неке мешовите структуре (мартензит и бејнит) које имају нешто нижу тврдоћу. Идући из зоне утицаја ка основном материјалу тврдоћа се хомогенизује на очекиван ниво (око 450-470 HV).

Максимална тврдоћа је постигнута у случају наваривања 55NiCrMoV7 електродом УТОР 55 где је у зони на око 5-6 mm од лица навара тврдоћа била виша од 750 HV. То за последицу може имати нешто нижу смицајну чврстоћу између навара [50, 146] и може бити потенцијално место иницирања прслине, па би такве појаве требало покушати да се отклоне. Решење може да буде извођење накнадне термичке обраде (тзв. стабилизације) (загревање делова на 400°C и прогревање по целој запремини) како би се структура уједначила, притом водећи рачуна да не дође до осетнијег пада тврдоће навара.

#### 7.4.2 Оптичка металографска испитивања

Одређивање микроструктуре појединих зона навара састоји се у снимању и препознавању појединих структурних фаза материјала на микроскопу и индиректне процене својстава тих зона. При формирању навареног слоја, новонастале структуре веома се разликују од структуре основног материјала. Најчешће настају међуфазне (мешовите) структуре, при чему се сама структура дефинише према учешћу доминантне фазе која је уочена.

Испитивање тврдоће и микроструктуре појединих зона навара сврставају се у *металографска испитивања*. У зависности од степена увећања и коришћења помоћних прибора, металографска испитивања се деле на *макроскопска* и *микроскопска*.

*Макроскопска испитивања* се изводе посматрањем голим оком или са увећањем до 20 пута. Уколико се на макроснимку уоче неке недозвољене неправилности спој се најчешће одбацује без даљег испитивања. Уколико је спој добар на макроснимку онда се приступа даљем микроскопском испитивању.

*Микроскопска испитивања* се изводе применом оптичких или електронских микроскопа са увећањима од неколико хиљада пута код оптичких до неколико стотина хиљада пута код електронских микроскопа. Треба напоменути да се *оптичка металографија* често користи анализу површине прелома материјала при оцени отпорности према кртом лому. Тада се одређује удео површине зрнастог изгледа/облика (типичне за крти лом), према укупној површини попречног пресека узорка испитиваног материјала, и доноси процена његове склоности према кртом лому [63, 147].

Металографска испитивања изводе се на специјалним металографским узорцима који се називају шлифови или избрусци. Добијају се исецањем и брушењем из припремљених модела али тако да се не промене својства материјала у зони исецања. Металографски шлифови се секу тако да обухвате све зоне навара (метал навара, ЗУТ и



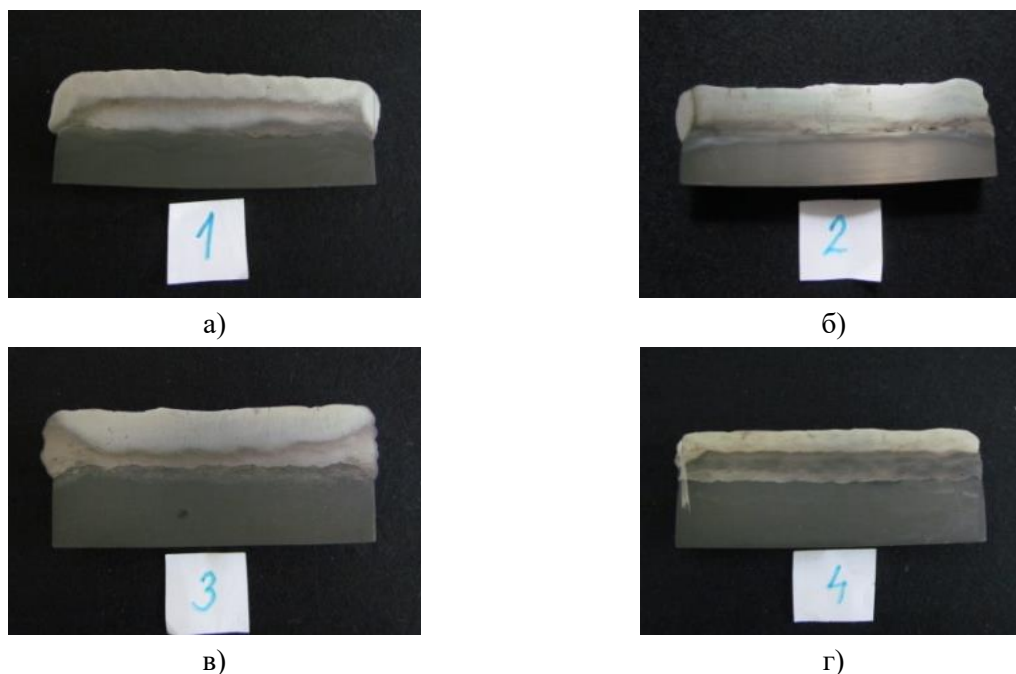
ОМ). При сечењу узорака неопходна је велика обазривост, јер применом метода термичког сечења може доћи до оштећења површине узорка, тј. до фазних промена, па структура откривена на тој површини неће бити меродавна. Због тога сечење узорака треба извести уз примену интензивног хлађења или користити методе сечења воденим млазом (*water jet*) где нема загревања.

После сечења, брушења и полирања, следи нагризање испитиваних површина, чиме се стварају услови за снимање појединих микроструктура наvara. На тај начин се омогућава снимање појединих микроструктура. У примени је неколико различитих средстава за нагризање метална. Највише је коришћен нитал (нископроцентни раствор азотне киселине у денатурисаном алкохолу) који се углавном користи за нагризање површина угљеничних челика. Међутим, када се анализирају челици који су "отпорнији" на корозију, као што су алатни, нерђајући или други високолегирани челици, онда се као средство мора користити агресивнији нагризајуће средство тј. раствор, као што су пикрал, вилела или чак царска вода [148].

Металографска испитивања изводе се у циљу утврђивања: структуре наvara, ЗУТ-а и ОМ; ширине ЗУТ-а и појединих структура ЗУТ-а, дубине уваривања; висине разблажене зоне наvara; присутних грешака (укључака троске, прлинам, гасних мехурова, оксида, нитрида, наугљенисаних или разугљенисаних зона, закаљених зона и тсл.).

За начин припреме металографског узорка (избруска), правци мерења тврдоће и изглед готовог узорка се виде на сликама 7.6 и 7.82.

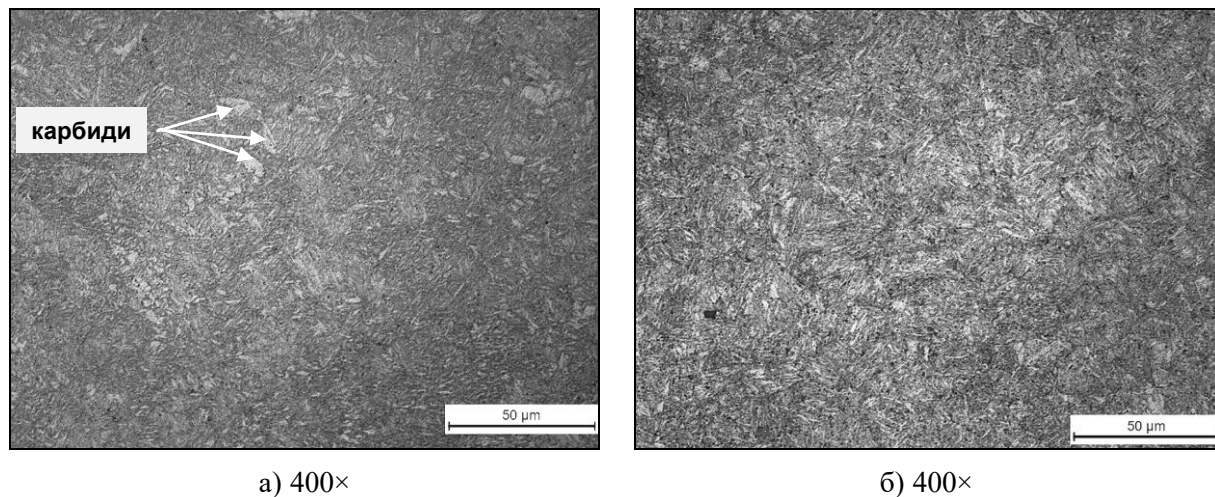
У оквиру спроведеног експеримента наварене су 4 плоче (по 2 од челика X37CrMoV5-1 и 55NiCrMoV7) са 2 различита додатна материјала (УТОР 38 и УТОР 55). Макрографски снимци узорака исечених из наварених плоча су приказани на слици 7.82.



Слика 7.82 Макрографски снимци узорака: а) X37CrMoV5-1 + УТОР 38, б) X37CrMoV5-1 + УТОР 55, в) 55NiCrMoV7 + УТОР 38 и г) 55NiCrMoV7 + УТОР 55

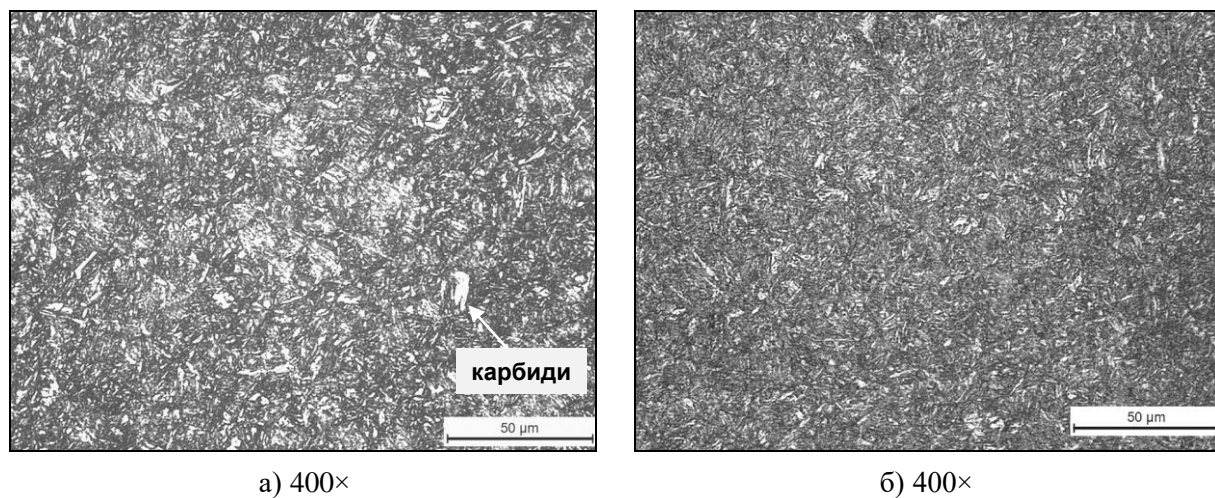
Затим је на оптичком микроскопу "Leitz", при увећањима од 100× и 400× извршено снимање микроструктуре свих карактеристичних зона наварених спојева (ОМ, МШ и ЗУТ). Добијени резултати су приказани на сликама 7.83-7.88.

Сви металографски узорци су после грубе и fine механичке припреме (брушења и полирања) нагрижени у раствору царске воде и глицерина (30%  $cm^3$  HCl, 10% HNO<sub>3</sub> и 30  $cm^3$  глицерина). Разлог за примену тако јаког средства је висока отпорност материјала узорака јер друга најчешће коришћена средства (нпр. нитал) не би дала добре резултате.



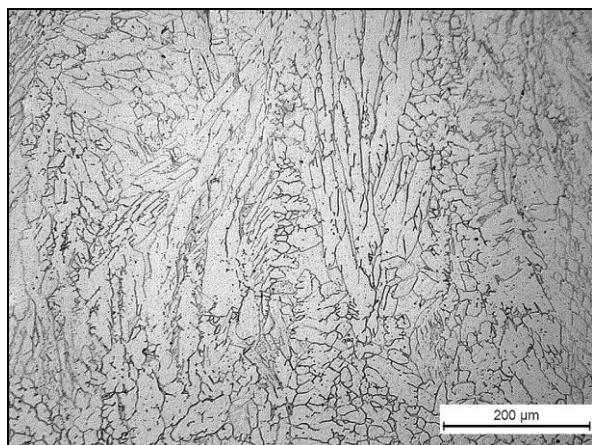
Слика 7.83 Микроструктура основног материјала X37CrMoV5-1

X37CrMoV5-1 (OM) – Микроструктура је процењена као хомогени игличасти мартензит са излученим ситним карбидима.

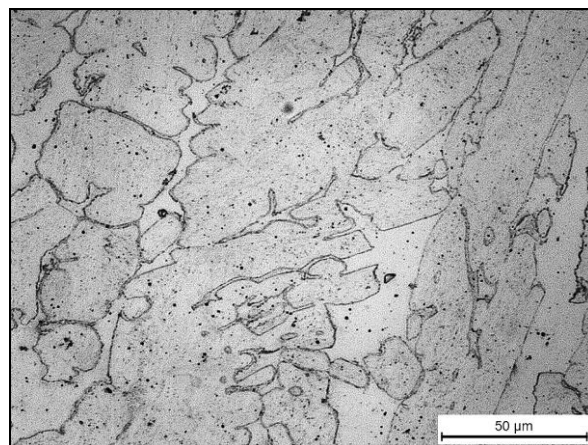


Слика 7.84 Микроструктура основног материјала 55NiCrMoV7

55NiCrMoV7 (OM) – Микроструктура је процењена као хомогена, сачињена претежно од игличастиг мартензита са присутним карбидима. Структура мартензита непосредно испод ЗУТ-а је нешто крупнија у односу на ниже делове.



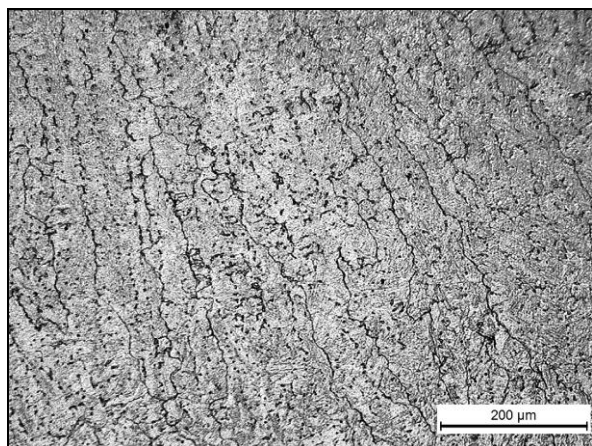
а) 100×



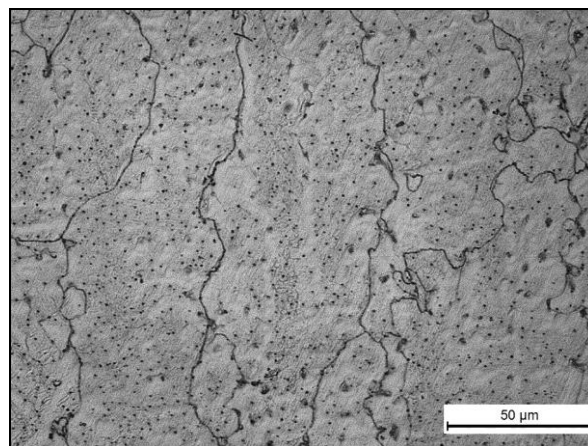
б) 400×

**Слика 7.85** Микроструктура метала навара UTOP 38

Навар (UTOP 38) – нехомогена дендритна структура са грубим зрнима претежно оријентисаним управно на површину навара (у смеру одвођења топлоте).



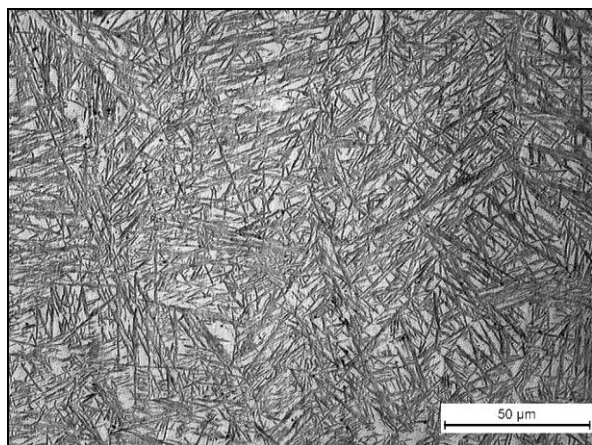
а) 100×



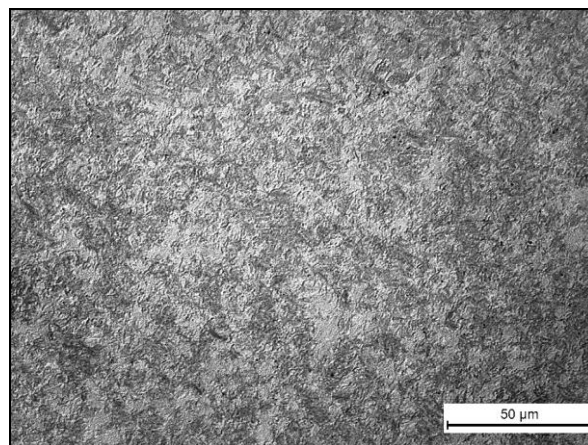
б) 400×

**Слика 7.86** Микроструктура метала навара UTOP 55

Навар (UTOP 55) – нехомогена дендритна структура са грубим зрнима претежно оријентисаним управно на површину навара (у смеру одвођења топлоте).



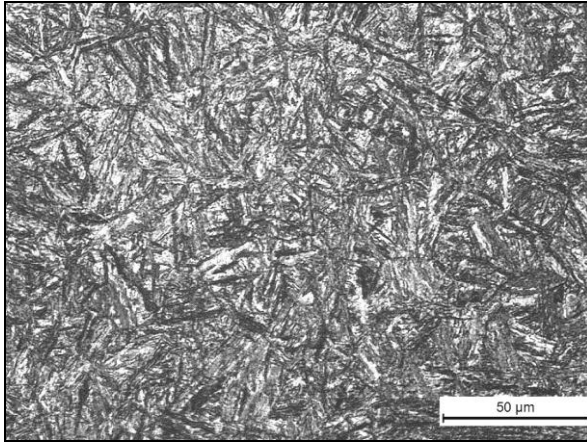
а) 400× (~1 mm испод навара)



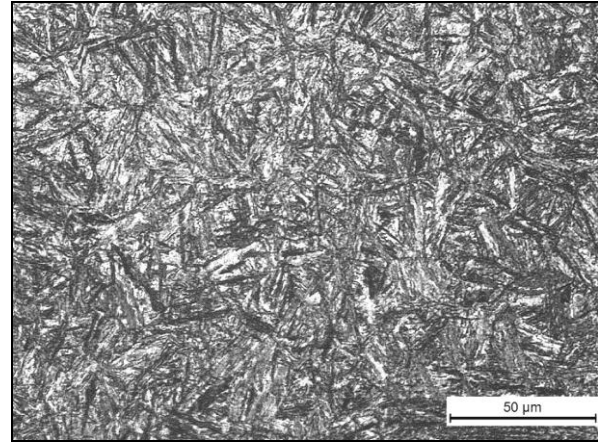
б) 400×

**Слика 7.87** Микроструктура ЗУТ-а челика X37CrMoV5-1

ЗУТ (X37CrMoV5-1) – Микроструктура ЗУТ-а је ситнозрна мартензитна структура са ситним карбидима и незнатним уделом бејнита. Зрна мартензита (одмах испод навара су крупнија (сл. 7.87а), док су нешто испод те зоне зрна ситнија, али и даље преовладава мартензитна структура (сл. 7.87б).



а) 400× (~1 mm испод навара)



б) 400×

Слика 7.88 Микроструктура ЗУТ-а челика 55NiCrMoV7

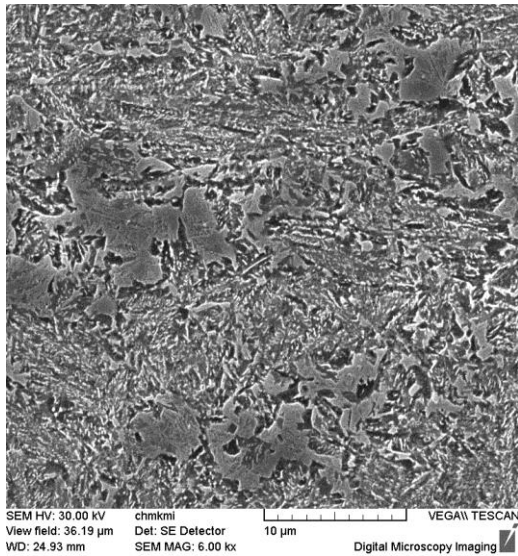
ЗУТ (55NiCrMoV7) – Микроструктуру зоне испод навара чине игличасти мартензит и мало заосталог аустенита са мањим уделом бејнита. Зрна мартензита, испод навара у ЗУТ-у (сл. 7.88а) образују игличасту структуру. Такође, испод навара у ЗУТ-у, регистрована је дужа игличаста структура у мартензиту. Микроструктура ЗУТ-а је мартензитна са ситним излученим карбидима и незнатно учешће бејнита (сл. 7.88б).

Овде треба указати и на могућност појаве порозности или појаву укључака између наварених слојева што може бити последица неправилног заваривања и одступања од прописане технологије. Порозност у материјалу изложеном динамичким оптерећењима може се посматрати као место концентрације напона и као иницијална прелина чији раст може проузроковати превремени лом алата.

### 7.4.3 SEM металографска испитивања

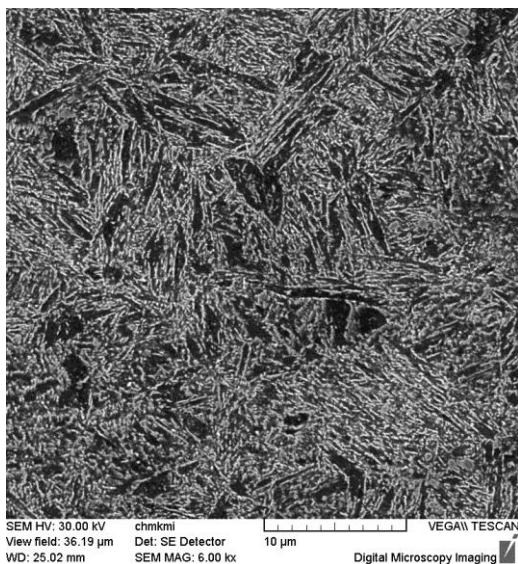
Други део металографских испитивања је изведен на скенирајућем електронском микроскопу (SEM) *Tescan VEGA II LMU (with a Bruker-Quantax analyzer)* са модулом за енергетску дисперзивну спектроскопију (EDS), максималног увећања 500.000×. Испитивање је изведено у Лабораторији за испитивање материјала на Машинском факултету Универзитета у Жилини, Словачка. Узорци су припремљени из наварених плоча, а снимање је подразумевало анализу структуре и састава свих карактеристичних зона навара.

Припрема узорка је изведена брушењем и полирањем, а затим нагризањем раствором царске воде, као и код снимања на оптичком микроскопу. Добијени резултати су приказани на сликама 7.89 до 7.94.



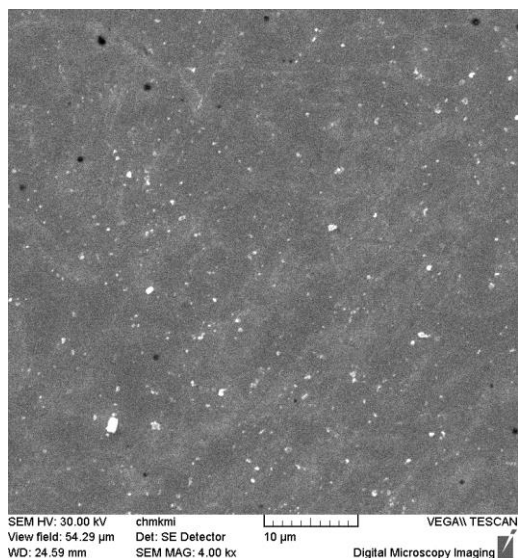
Слика 7.89 SEM микроструктура челика X37CrMoV5-1

Микроструктура је отпуштени мартензит са уделом бејнита и са равномерно распоређеним ситним карбидима. Структура је претежно игличаста.



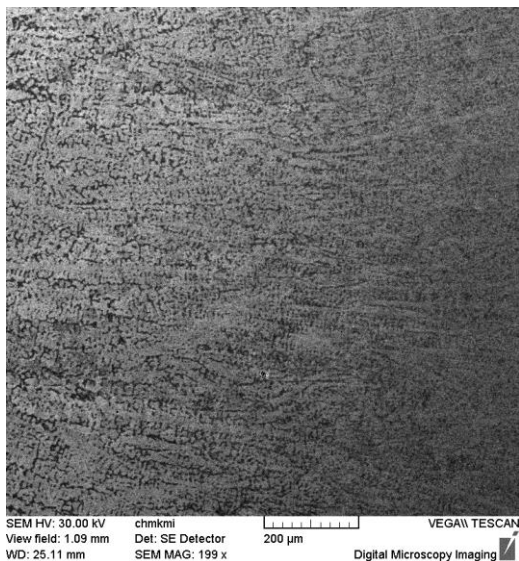
Слика 7.90 SEM микроструктура челика 55NiCrMoV7

Микроструктура је отпуштени мартензит са уделом бејнита и са равномерно распоређеним ситним карбидима. Структура је претежно игличаста.



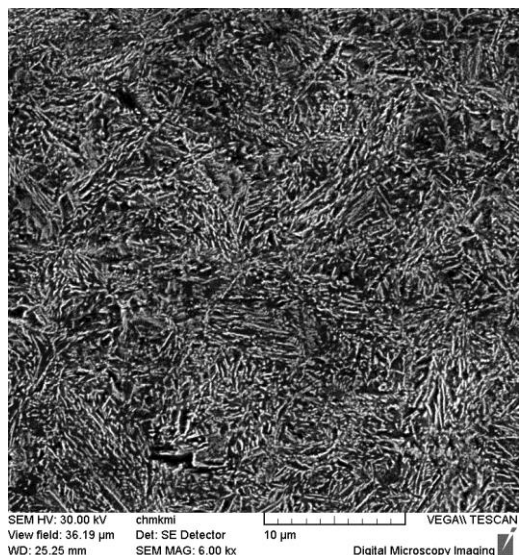
Слика 7.91 SEM микроструктура метала навара UTOP 38

Примарна нехомогена дендритна структура излученим карбидима.



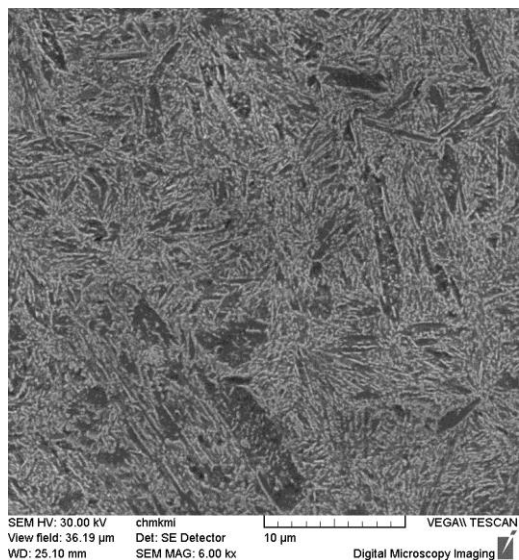
Примарна нехомогена дендритна структура излученим карбидима.

Слика 7.92 SEM микроструктура метала навара UTOP 55



Микроструктура је игличасти мартензит са незнатним уделом бејнита и излученим карбидима.

Слика 7.93 SEM микроструктура ЗУТ-а челика X37CrMoV5-1



Микроструктура је игличасти мартензит са незнатним уделом бејнита и излученим карбидима.

Слика 7.94 SEM микроструктура ЗУТ-а челика 55NiCrMoV7

#### 7.4.4 Фрактографска анализа преломљених површина

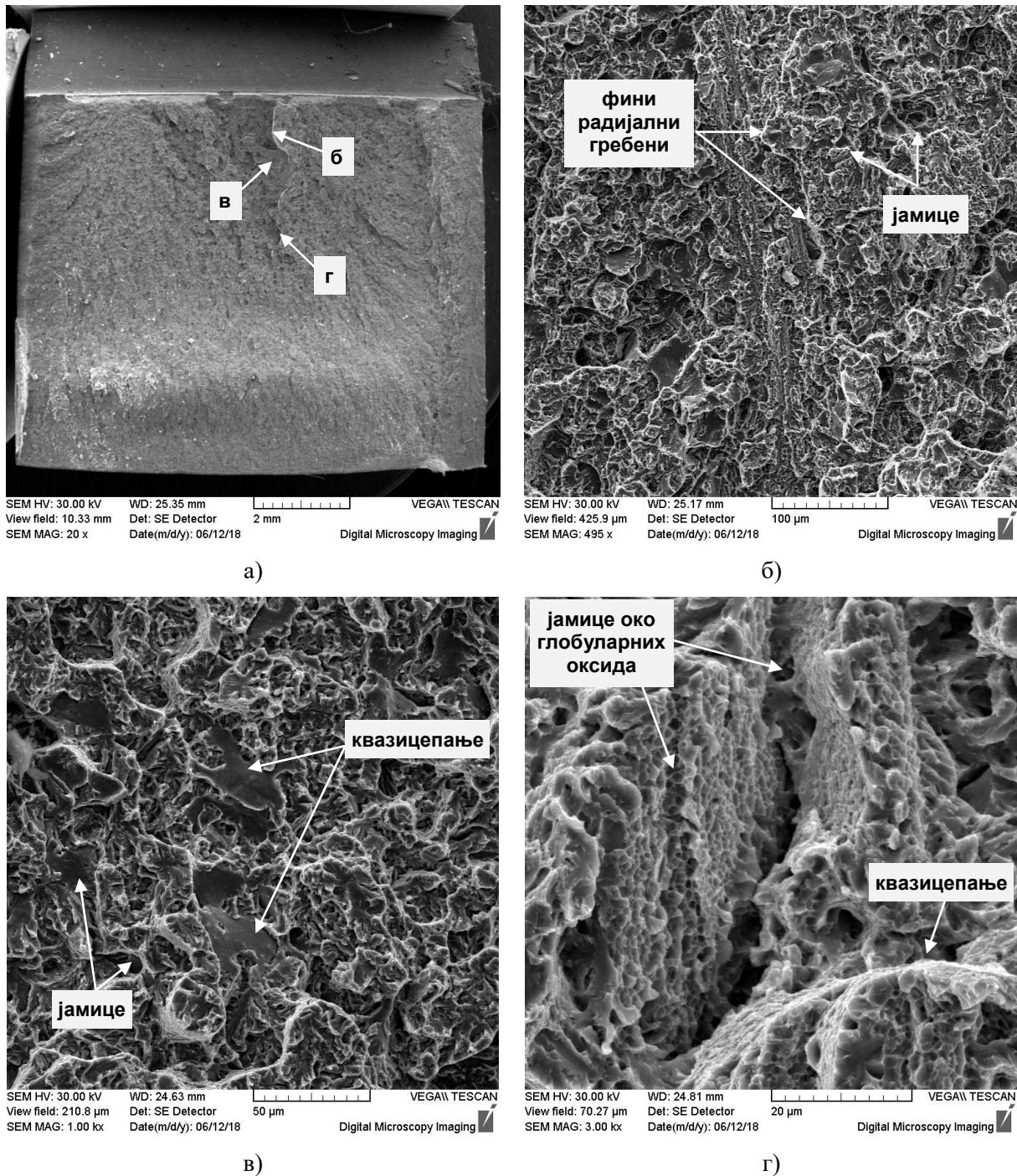
Фрактографска анализа или фрактографија заснива се на испитивању преломљене површине материјала у циљу одређивања узрока лома, тј. откривања узрока за настанак и ширење прсине. Анализа најчешће започиње макропрегледом на оптичком микроскопу, а наставља се анализом микроснимака. Врло често се данас приступа и испитивањима на микроскопима велике резолуције или SEM микроскопима, како би се открили и најмањи могући узроци настанка прсине. Фрактографија је као научна дисциплина добила на значају 1943. године када је конструисан први SEM микроскоп, а интензивно се развија последњих 50 година. Развој фрактографије прати и условљава развој микроскопа, али је чињеница да је до сада њеном применом разрешен велики број узрочника лома. Данас она представља незаобилазан корак у анализи отказа готово свих машинских (техничких) делова и система.

Фрактографска анализа у овом раду је спроведена како би се упоредио изглед преломљених површина узорака припремљених из различитих области наварених плоча. Циљ испитивања је био да се утврде потенцијални узрочници за настанак прсине, карактер ширења (пропагације) прсине у различитим зонама наварених слојева, као и карактер лома материјала у целини или појединим карактеристичним зонама.

Анализа је изведена на узорцима припремљеним за испитивање ударне жилавости, а који су преломљени за ово испитивање (непосредно пре испитивања). Анализа је обухватила испитивање узорака оба метала навара и оба основна материјала, док узорци припремљени из зоне утицаја топлоте нису анализирани, јер су добијени резултати веома слични, као и за основне материјале. Резултати су приказани на сликама 7.95 до 7.98.

Снимање је изведено на раније споменутом SEM микроскопу *Tescan VEGA II LMU (with a Brucker-Quantax analyzer)* при чему су коришћени различити степени увећања (од 20 до 3100×).

Узорци за снимање су припремљени сечењем воденим млазом на одређену меру и брушењем на потребну дужину (висину), затим чишћењем преломљених површина алкохолом и прањем у ултразвучној кади, како би се отклониле све нечистоће које могу утицати на резултате анализе.



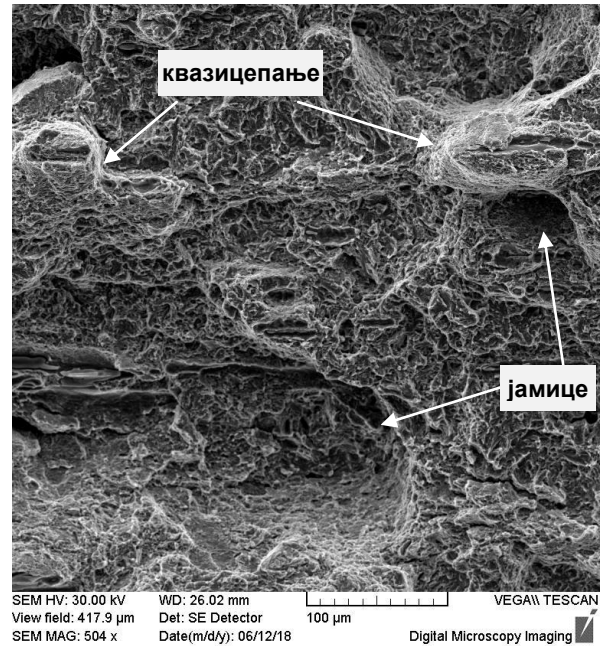
Слика 7.95 SEM снимци преломљених површина – OM X37CrMoV5-1

Лом је окарактерисан као транскристални мешовити: јамичасти (дуктилни) лом са присутним "квазицепањем". На слици 7.95а је приказан макроскопски изглед узорка на ком се уочавају фини радијални гребени који започињу непосредно уз зарез. На сликама 7.95б,в је дат микроскопски приказ са увећањима од 500 и 1000 $\times$  на којима се уочавају места јамичастиг нискоенергетског лома и места делимичног смицања површина ("квазицепање"). Појава јамица указује на то да је било дуктилног лома [148, 149]. На слици 7.95г при увећању од 3000 $\times$  приказане јамице формиране око ситних глобуларних оксида уз појаву "квазицепања".

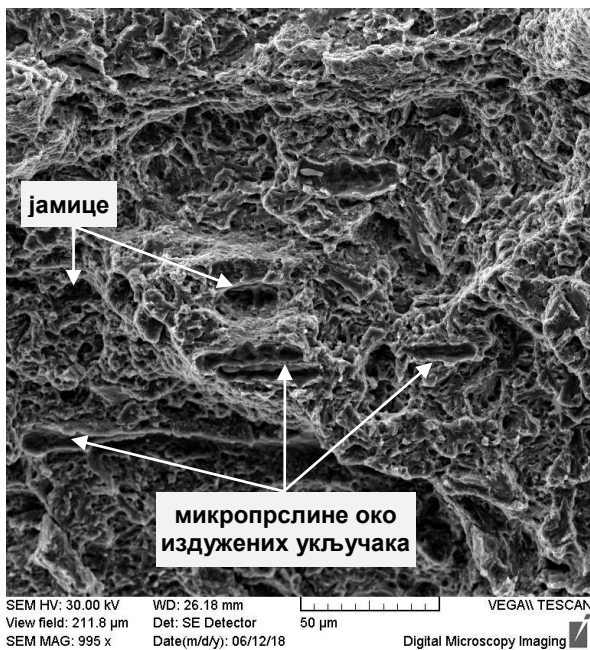




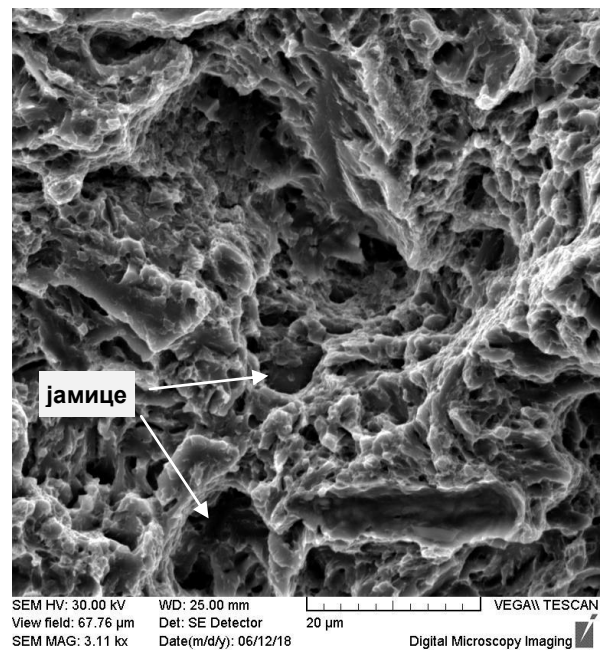
а)



б)



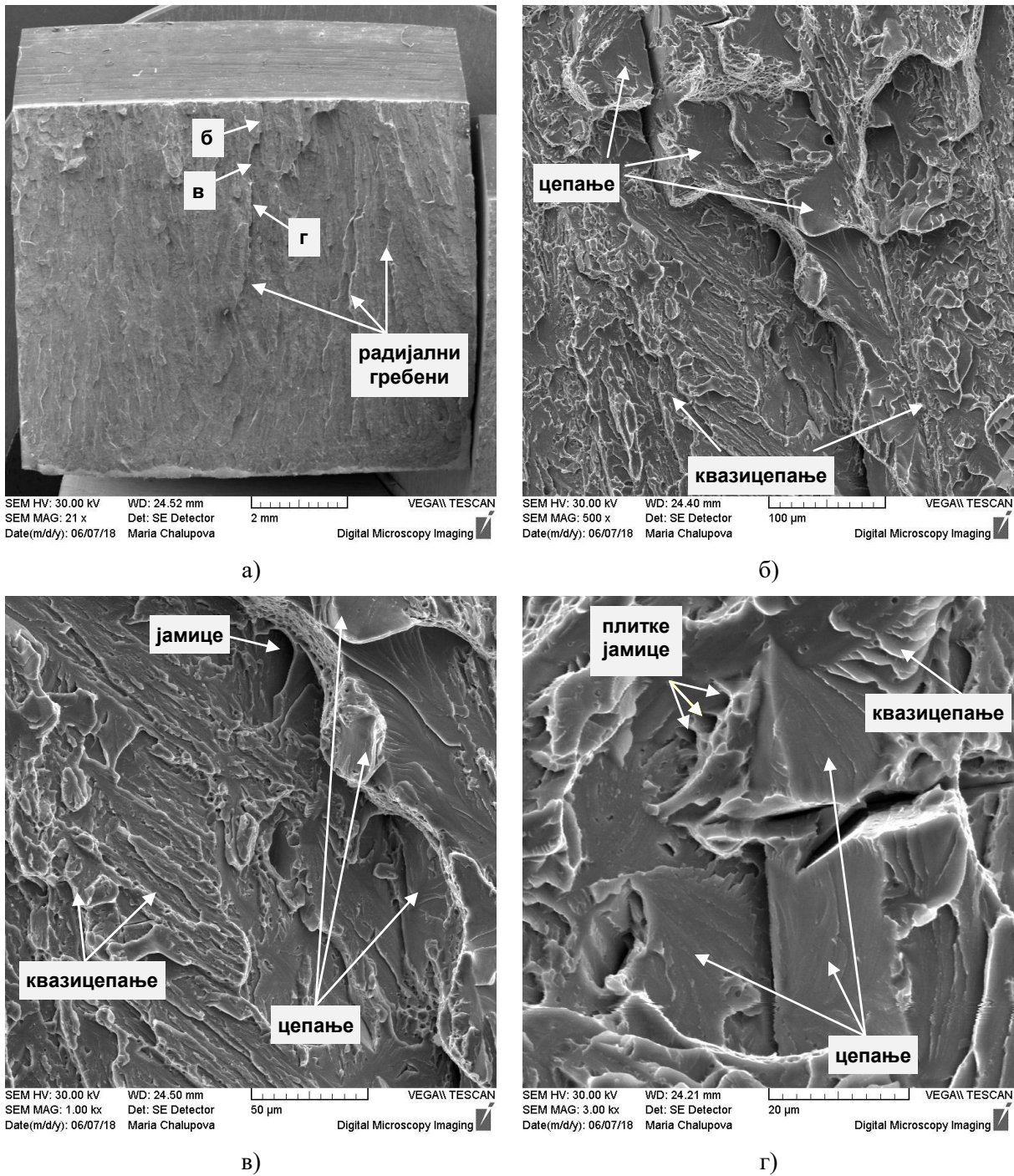
в)



г)

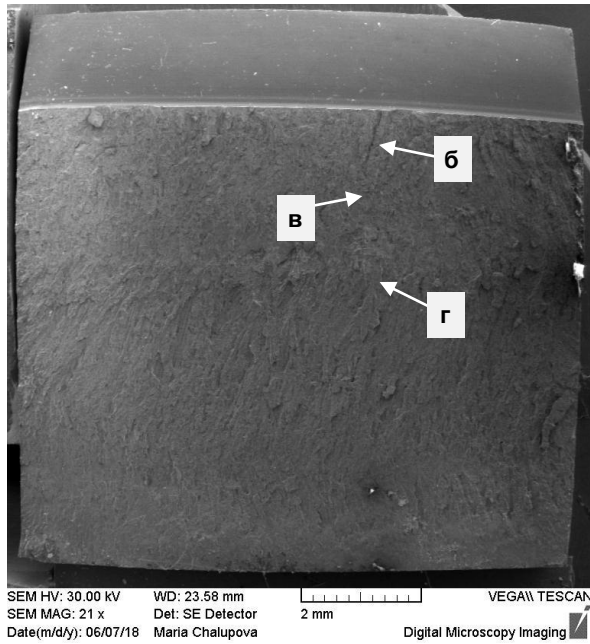
Слика 7.96 SEM снимци преломљених површина – OM 55NiCrMoV7

Лом је окарактерисан као дуктилни транскристални јамичаст са јасно израженим подручјима нестабилног раста прслине и квазицепањем. Овакав механизам лома је типичан за челике веома високе јачине и мале жилавости. На слици 7.96а је приказан макроскопски снимак лома са уочљивим радијалним гребенима нормалним на правац простирања прслине и смицајним зонама на обе бочне стране узорка. На микроскопским снимцима (сл. 7.96б,в,г) са увећањима од 500×, 1000× и 3100× уочава се велики број плитких нискоенергетских јамица лоцираних око глобуларних оксида и издужених укључака са појавом "квазицепања". Издужени укључци ће детаљније бити анализирани у поглављу 7.4.4.1.

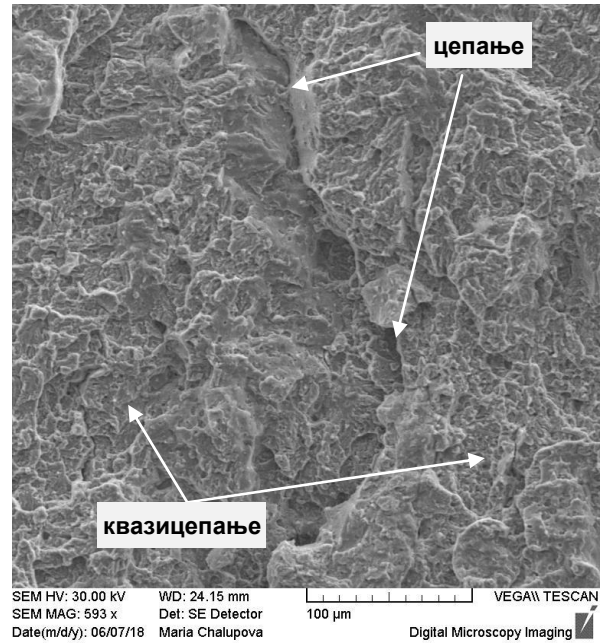


Слика 7.97 SEM снимци преломљених површина – навар УТОР 38

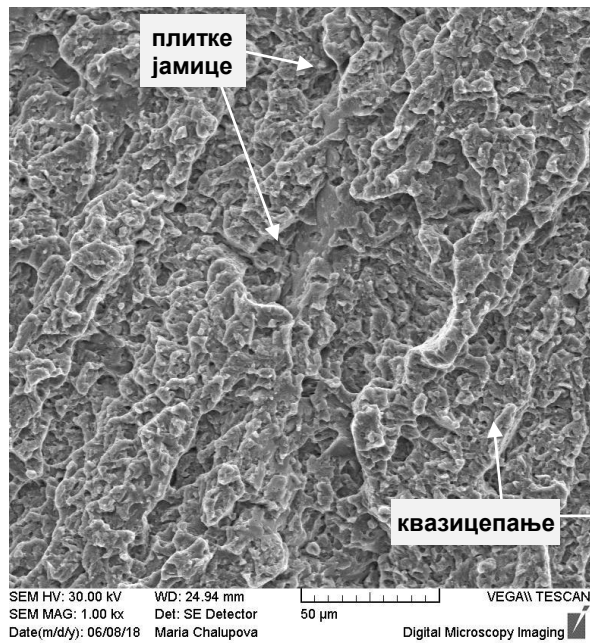
Лом је окарактерисан као крт. На слици 7.97а је дат макроскопски приказ узорка на коме се уочавају фини плитки радијални гребени који започињу непосредно уз зарез. На сликама 7.97б,в,г је дат микроскопски приказ узорка са увећањима 500×, 1000× и 3000× на којима се јасно уочавају места цепања материјала по масивним блоковима са пукотинама између њих. Мале зоне материјала су претрпеле "квазицепање" и појаву плитких јамица. С обзиром на добијене енергије лома за навар (4.4-4.7 J) овакав изглед преломне површине је потпуно очекиван.



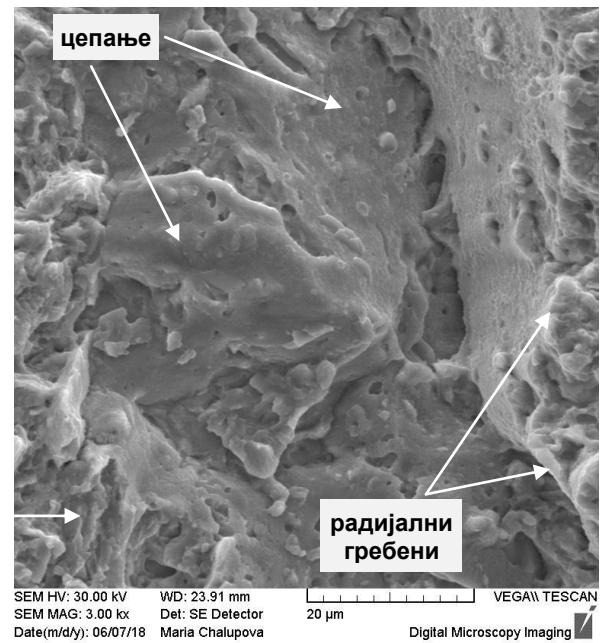
а)



б)



в)



г)

Слика 7.98 SEM снимци преломљених површина – навар УТОР 55

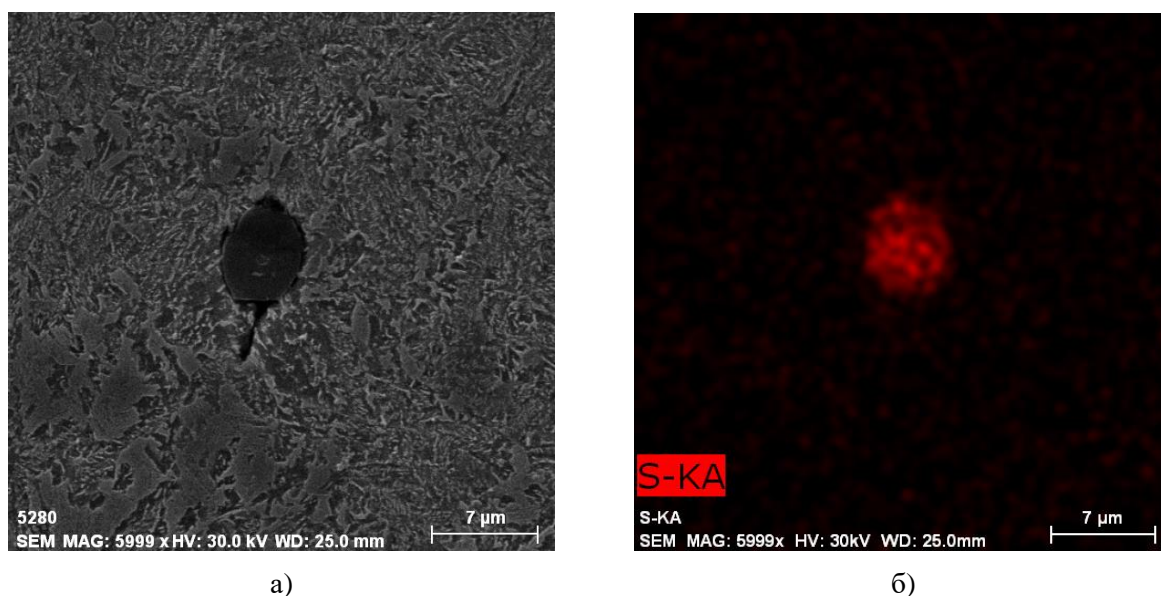
Тип лома је оцењен као крт. Као и код другог додатног материјала, на макроскопском приказу узорка се уочавају фини плитки радијални гребени који започињу непосредно уз зарез (сл. 7.98а). На сликама 7.98б,в,г је дат микроскопски приказ узорка са увећањима 600×, 1000× и 3000×, чијом анализом је утврђено да је лом настао претежно "квазицепањем" са израженим цепањем у појединим зонама и местимичном појавом плитких јамица. Као и у претходном случају, с обзиром на добијене енергије лома за навар (3.4-3.6 J) може се рећи да је овакав изглед преломне површине у великој мери очекиван.

#### 7.4.4.1 Анализа регистрованих укључака

Један од главних проблема при добијању челика јесте појава металних и неметалних укључака који ремете метални континуитет и утичу на јачину метала, али су на неки начин неизбежни. Укључци могу бити неметални, када настану у процесу производње челика услед деловања неких хемијских елемената или једињења која су ненамерно додата или су додати намерно али се нису излучили у правилном облику (као што су сулфиди, фосфиди и др.) или метални, тј. укључци метала легирајућих елемената који образују нежељене карбиде, тврда интерметална једињења и тсл. Примери отказа машинских делова услед појаве оваквих једињења су бројни, а неким су се бавили аутори рада [151], међу којима и аутор ове дисертације. У раду је приказан проблем лома одговорног машинског дела који се због сулфидних и фосфидних укључака преломио одмах на почетку експлоатације. Претпоставља се да су откривени укључци настали у фази ваљања челика у полупроизводе када је услед великих притисака између ваљака и челика дошло до излучивања сулфида у поједине зоне челика и каснијег "затрпавања" материјалом. Управо овај проблем, који се још назива и дволатност, најчешће се среће при добијању масивних плоча и профила али је неопходно да се открије у фази пријема материјала, тј. пре израде радног дела. Та неповољна појава се успешно открива ултразвучним испитивањем применом нормалне сонде [66] или пробом на неметалне укључке, а у случају да се таква места не открију, она најчешће доводе до изненадног лома.

Испитивањем узорака на SEM микроскопу утврђено је местимично присуство нежељених укључака одређеног састава који могу утицати на интегритет конструкције. На сликама 7.99 и 7.100 су приказани снимци сулфида пронађених у челицима X37CrMoV5-1 и 55NiCrMoV7.

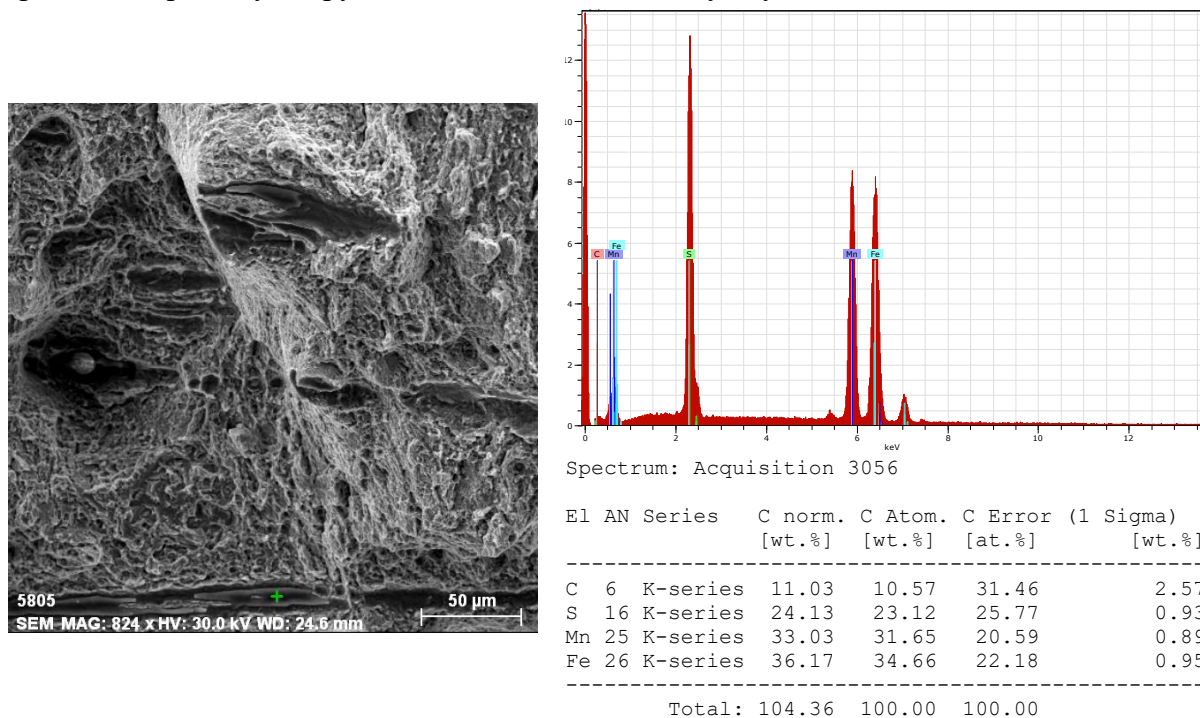
На снимцима 7.99а,б су приказани сумпорни укључци у челику X37CrMoV5-1. Они могу да се дефинишу као глобуларни, величине (5-7  $\mu\text{m}$ ). С обзиром на облик (округли, без оштрих ивица) и на њихову величину могу се сматрати донекле безопасним.



Слика 7.99 SEM снимци укључака у челику X37CrMoV5-1

На слици 7.100 су приказани такође сулфидни укључци издуженог типа. Слика 7.100а приказује SEM снимак места на којима су укључци уочени (зелени крстић у дну

слике), а на слици 7.100б је приказана EDS анализа снимљеног места. EDS анализа јасно показује да је у питању укључак сачињен од једињења на бази сумпора (садржај сумпора око 24%). Поред сумпора утврђено је и присуство мангана који због великог афинитета према сумпору, често бива саставни део укључка.



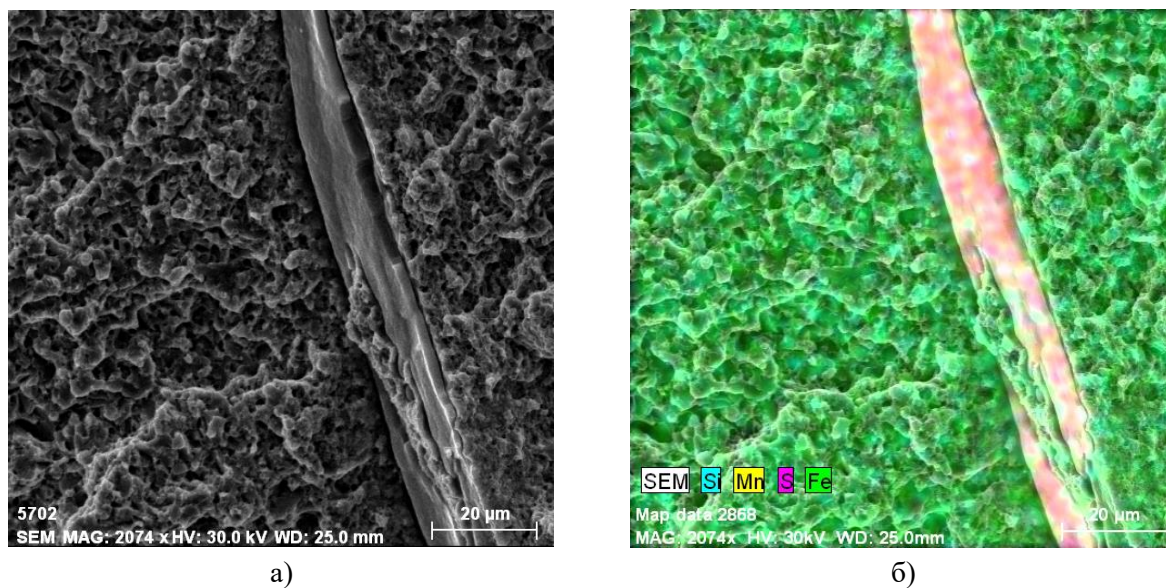
а)

б)

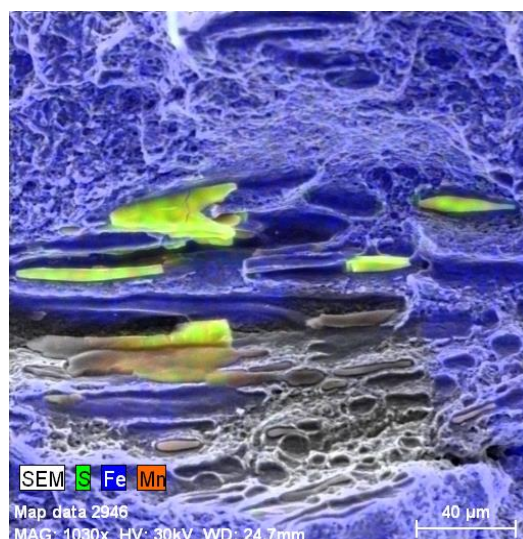
Слика 7.100 SEM снимак укључака у челику X37CrMoV5-1 са EDS анализом

Слични укључци су пронађени и у другом челику, а приказани су на сликама 7.101 и 7.102. Укључак са слике 7.101 може се проценити као хомоген, издуженог типа и равних ивица, који пресеца металну основу и ремети континуитет структуре. С обзиром на своје димензије (ширине  $\sim 20 \mu m$  и дужине  $> 100 \mu m$ ) укључак се може сматрати масивним. Овакав тип укључака може директно проузроковати појаву иницијалне прслине на његовим крајевима где је радијус заобљења укључка мали. Будући да се ови челици у експлоатацији изложени изузетно високим ударним оптерећењима вероватноћа за настанак иницијалне прслине је још већа. С обзиром на то да се само на основу облика и изгледа укључка не може утврдити његов тип и састав, EDS анализом је утврђено да је реч о сулфидним укључцима (сл. 7.99б). Како у челику има и мангана као легирајућег елемента (примесе), и с обзиром на велики афинитет мангана према сумпору [57, 63], уочава се да је укључак комбинација сумпора и мангана. Сумпор у везаном облику представља много мању опасност од укључка чистог сумпора, али без обзира на то, овакве укључке треба посматрати као потенцијално опасне концентраторе грешака.

Када је реч о другом снимљеном месту, на слици 7.102 су приказани пронађени укључци сулфида тракастог облика (величине до  $40 \mu m$ ) при чему закључак који се намеће јесте да је то један велики сулфидни укључак који се поломио у више мањих. До ломљења укључка је могло да дође при интензивном ваљању челика у фази производње и прераде.



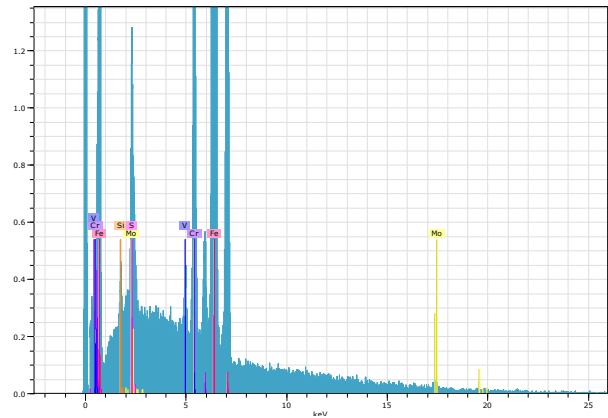
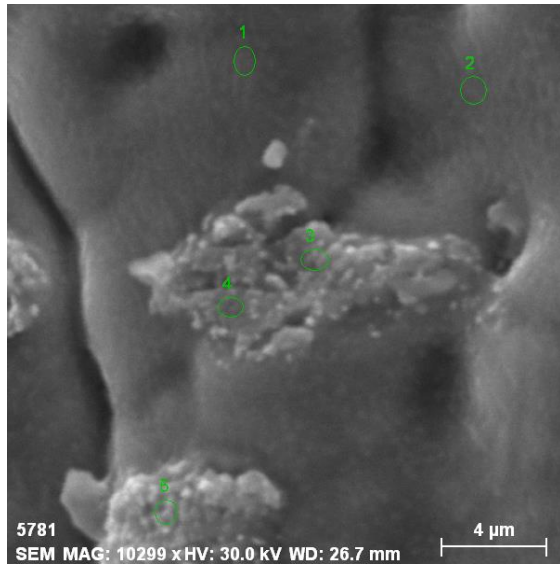
Слика 7.101 SEM снимак великог укључка у челику 55NiCrMoV7



Слика 7.102 SEM снимак укључака у челику 55NiCrMoV7

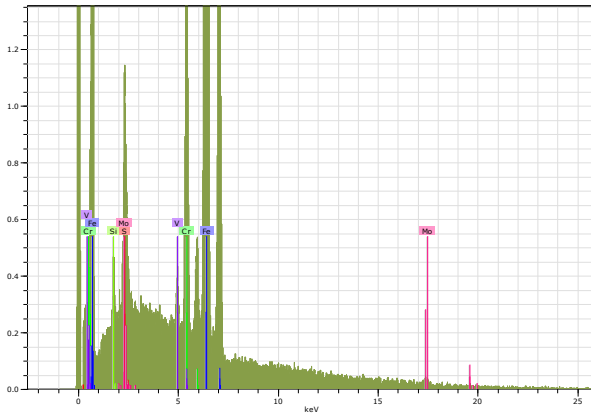
Дакле, и поред сталног унапређења опреме и технолошких поступака, пажљивог извођења процеса добијања и детаљне контроле, чак и у висококвалитетним челицима може доћи до појаве нежељених нечистоћа. Будући да је њихова елиминација готово немогућа, то се у случају када се од одређених материјала израђују изразито одговорне конструкције, препоручује приступ анализи утицаја врсте, типа и облика укључака на интегритет конструкције.

Поред сулфидних укључака, као најчешћих у челицима, анализом су утврђени и неки метални укључци који у највећем броју случајева спадају у карбиде или веома тврда интерметална једињења која се могу понашати као место дисконтинуитета металне основе. Осим у основном материјалу, појава таквих укључака је учесталија у навару (металу шава). Један такав укључак је пронађен и анализиран у навару додатног материјала UTOP 55. По његовом лоцирању извршено је мапирање површине и EDS анализа укључака и околне зоне материјала. Резултати су приказани на слици 7.103.



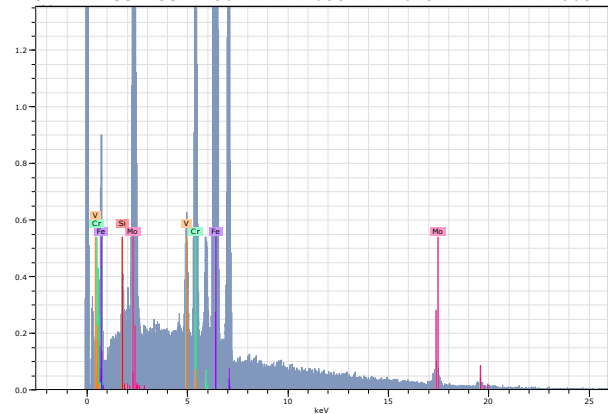
**Spectrum: 1**

El AN Series	unn. C norm.	C Atom.	C Error	(1 Sigma)
	[wt.%]	[wt.%]	[at.%]	[wt.%]
Si 14 K-series	0.91	0.84	1.70	0.08
S 16 K-series	0.19	0.17	0.20	0.16
V 23 K-series	0.68	0.63	0.70	0.10
Cr 24 K-series	7.15	6.58	7.19	1.35
Fe 26 K-series	91.50	84.19	85.62	2.35
Mo 42 K-series	8.24	7.58	4.49	0.54



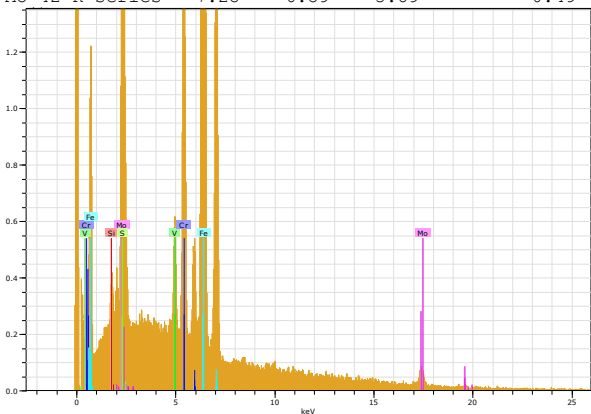
**Spectrum: 2**

El AN Series	unn. C norm.	C Atom.	C Error	(1 Sigma)
	[wt.%]	[wt.%]	[at.%]	[wt.%]
Si 14 K-series	0.80	0.73	1.47	0.07
S 16 K-series	0.04	0.04	0.06	0.05
V 23 K-series	0.74	0.67	0.75	0.10
Cr 24 K-series	7.08	6.44	7.02	1.34
Fe 26 K-series	94.05	85.54	86.81	2.41
Mo 42 K-series	7.25	6.59	3.89	0.49



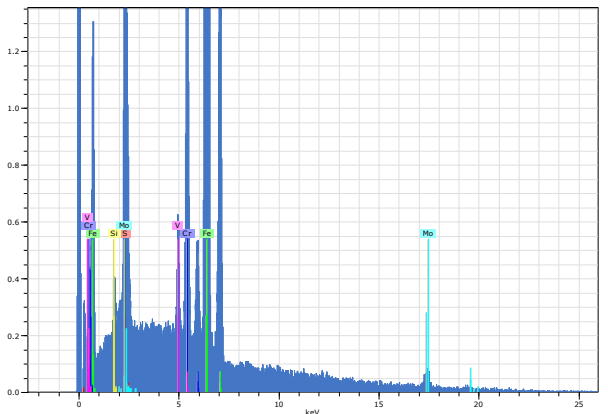
**Spectrum: 3**

El AN Series	unn. C norm.	C Atom.	C Error	(1 Sigma)
	[wt.%]	[wt.%]	[at.%]	[wt.%]
Si 14 K-series	0.85	0.72	1.52	0.08
V 23 K-series	1.76	1.50	1.74	0.20
Cr 24 K-series	9.06	7.69	8.78	1.59
Fe 26 K-series	85.42	72.54	77.09	2.20
Mo 42 K-series	20.67	17.55	10.86	0.92



**Spectrum: 4**

El AN Series	unn. C norm.	C Atom.	C Error	(1 Sigma)
	[wt.%]	[wt.%]	[at.%]	[wt.%]
Si 14 K-series	0.87	0.77	1.60	0.08
S 16 K-series	1.16	1.03	1.88	0.69
V 23 K-series	1.73	1.53	1.76	0.20
Cr 24 K-series	8.74	7.74	8.70	1.56
Fe 26 K-series	82.29	72.84	76.26	2.12
Mo 42 K-series	18.18	16.09	9.81	0.86



**Spectrum: 5**

El AN Series	unn. C norm.	C Atom.	C Error	(1 Sigma)
	[wt.%]	[wt.%]	[at.%]	[wt.%]
Si 14 K-series	0.58	0.52	1.08	0.06
S 16 K-series	1.39	1.23	2.25	0.70
V 23 K-series	1.77	1.56	1.79	0.20
Cr 24 K-series	8.53	7.56	8.49	1.53
Fe 26 K-series	82.90	73.40	76.81	2.13
Mo 42 K-series	17.77	15.73	9.58	0.84

Слика 7.103 SEM снимци укључака у навару UTOP 55

На слици 7.103 је приказан микроскопски снимак ученог укључка и 5 тачака у којима је извршена анализа хемијског састава. Тачке 1 и 2 су тачке метала навара, а тачке 3, 4 и 5 су тачке на укључцима. Резултати су приказани графички и нумерички за сваку тачку појединачно. Анализом резултата уочава се да хемијски састав навара у "чистим" зонама одговара прописаном хемијском саставу електрода (види таб. 7.10) нарочито у погледу пронађених легирајућих елемената и одступања у вредностима као и садржаја сумпора који није висок (0.04-0.2%). С друге стране, у тачкама укључка (сл. 103, тачке 3, 4 и 5) детектоване вредности су врло различите. Иако су откривени само елементи прописани хемијским саставом електрода, њихови садржаји веома варирају. Тако у свим анализираним тачкама хрома има између 7.69 и 9.06% (прописано је 5%), ванадијума од 1.5-1.79% (прописано је 0.60%) и молибдена од 9.58-20.67% (прописано је 5.0%). Поред легирајућих елемената, најмање пожељан елемент, сумпор, такође је пронађен у повишеним количинама, и то у границама 1.03-2.25%. Повећан садржај легирајућих елемената може утицати на формирање једињења која имају већу тврдоћу и ремете метални континуитет навара. С друге стране, локални повећан садржај сумпора је готово извесно утицао на образовање сулфидних укључака различите величине, који се могу распоредити у металу навара или чак између слојева и довести до раслојавања. Неједнака концентрација легирајућих елемената је један од проблема који се среће код заваривања/наваривања, јер се спој формира у веома кратком временском интервалу, па је могућност за регулисања састава метала незнатна. Поред тога, нечистоће које се појављују у споју могу имати различито порекло (електрода, контаминирана околина, лоше обијање укључака троске итд.), а свакако да су непожељне и могу проузроковати одређене проблеме.

Укључцима у челицима овог типа, конкретно у челицима H11 (X37CrMoV5-1), су се бавили аутори рада [152] где су анализирали могућности за пречишћавање челика топљењем електричним луком под слојем троске. Поступак је довео до побољшања хемијског састава у целини, али је дошло до пораста садржаја алуминијума и калцијума у челику. У делу истраживања изведених у овом раду уочени су укључци на бази Al, па је зато дата и занимљива класификација 7 могућих укључака у челицима ове класе на основу хемијског састава. Ове класификације обухватају:

1.  $Al_2O_3$ -MgO-CaO-(Mn,Ca)S+TiN делимично модификован са присутним сулфидима (црвена);
2. (Mn,Ca)S-  $Al_2O_3$ -CaO-MgO сулфиди са присутним оксидима (љубичаста);
3.  $Al_2O_3$ -MgO-CaO-(Mn,Ca)S делимично модификован са присутним сулфидима (зелена);
4. MnS манган сулфид (жута);
5. (Mn,Ca)S+TiN сулфид са присутним нитридима (плава);
6.  $Al_2O_3$ -SiO<sub>2</sub>-MgO-CaO-(Mn,Ca)S силикати и други оксиди са присутним сулфидима;
7. TiN нитрид (тиркизна).

Графичка илустрација наведених укључака је дата у раду [152].

#### 7.4.4.2 Анализа хемијског састава на месту прелома

После фрактографске анализе, као прилог истраживању, извршена је и емисиона спектрографска анализа хемијског састава испитаних преломљених узорака на специјалном уређају како би се утврдило да ли постоје евентуална одступања у прописаном хемијском саставу основних и додатних материјала. Хемијски састав је



одређен на преломљеним површинама узорака. Резултати за два основна и два додатна материјала су приказани у табелама 7.18 до 7.21.

**Табела 7.18** Хемијски састав преломљене површине узорка – челик X37CrMoV5-1

Мерно место	Легирајући елементи, %											
	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni	V	Nb	Ti	W
1	0.41	0.624	0.860	0.026	0.014	5.10	0.175	0.131	0.199	0.018	0.030	0.308
2	0.41	0.597	0.861	0.027	0.015	5.15	0.179	0.130	0.201	0.016	0.027	0.309
3	0.39	0.497	0.805	0.026	0.014	4.70	0.132	0.079	0.188	0.017	0.027	0.306
$\Sigma \frac{1+2+3}{3}$	<b>0.403</b>	<b>0.573</b>	<b>0.842</b>	<b>0.026</b>	<b>0.014</b>	<b>4.98</b>	<b>0.162</b>	<b>0.113</b>	<b>0.196</b>	<b>0.017</b>	<b>0.028</b>	<b>0.308</b>

**Табела 7.19** Хемијски састав преломљене површине узорка – челик 55NiCrMoV7

Мерно место	Легирајући елементи, %											
	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni	V	Nb	Ti	W
1	0.533	0.342	0.806	0.011	0.008	1.20	0.486	1.41	0.081	<0.004	0.001	0.007
2	0.553	0.321	0.798	0.012	0.012	1.16	0.469	1.45	0.076	<0.004	0.001	0.007
3	0.584	0.401	0.826	0.014	0.012	1.29	0.531	1.42	0.092	<0.004	0.001	0.007
$\Sigma \frac{1+2+3}{3}$	<b>0.554</b>	<b>0.356</b>	<b>0.813</b>	<b>0.012</b>	<b>0.011</b>	<b>1.22</b>	<b>0.494</b>	<b>1.43</b>	<b>0.084</b>	<b>&lt;0.004</b>	<b>0.001</b>	<b>0.007</b>

**Табела 7.20** Хемијски састав преломљене површине узорка – навар УТОР 38

Мерно место	Легирајући елементи, %											
	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni	V	Nb	Ti	W
1	0.157	0.571	0.757	0.029	0.016	4.46	3.98	0.161	0.176	0.017	0.044	0.308
2	0.149	0.680	0.882	0.028	0.013	4.95	4.23	0.113	0.201	0.020	0.029	0.339
3	0.168	0.683	0.890	0.029	0.014	5.11	4.14	0.124	0.211	0.018	0.029	0.322
$\Sigma \frac{1+2+3}{3}$	<b>0.157</b>	<b>0.645</b>	<b>0.843</b>	<b>0.029</b>	<b>0.015</b>	<b>4.84</b>	<b>4.12</b>	<b>0.132</b>	<b>0.196</b>	<b>0.019</b>	<b>0.034</b>	<b>0.323</b>

**Табела 7.21** Хемијски састав преломљене површине узорка – навар УТОР 55

Мерно место	Легирајући елементи, %											
	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni	V	Nb	Ti	W
1	0.526	0.860	0.759	0.041	0.026	5.07	4.68	0.096	0.564	0.023	0.023	0.329
2	0.514	0.961	0.777	0.040	0.024	5.03	4.67	0.080	0.541	0.262	0.026	0.332
3	0.498	0.891	0.782	0.036	0.022	4.80	4.64	0.102	0.604	0.265	0.022	0.336
$\Sigma \frac{1+2+3}{3}$	<b>0.518</b>	<b>0.913</b>	<b>0.774</b>	<b>0.040</b>	<b>0.024</b>	<b>5.06</b>	<b>4.66</b>	<b>0.092</b>	<b>0.569</b>	<b>0.183</b>	<b>0.024</b>	<b>0.331</b>

Добијени резултати су упоређивани са вредностима дефинисаним од стране произвођача челика (таб. 7.2) и електрода (таб. 7.10). Узорци из зоне утицаја топлоте нису анализирани, јер се сматра да је хемијски састав исти као састав ОМ. Добијени резултати се могу узети у обзир, јер су у оквиру дозвољених одступања од 5% у односу на прописане вредности.

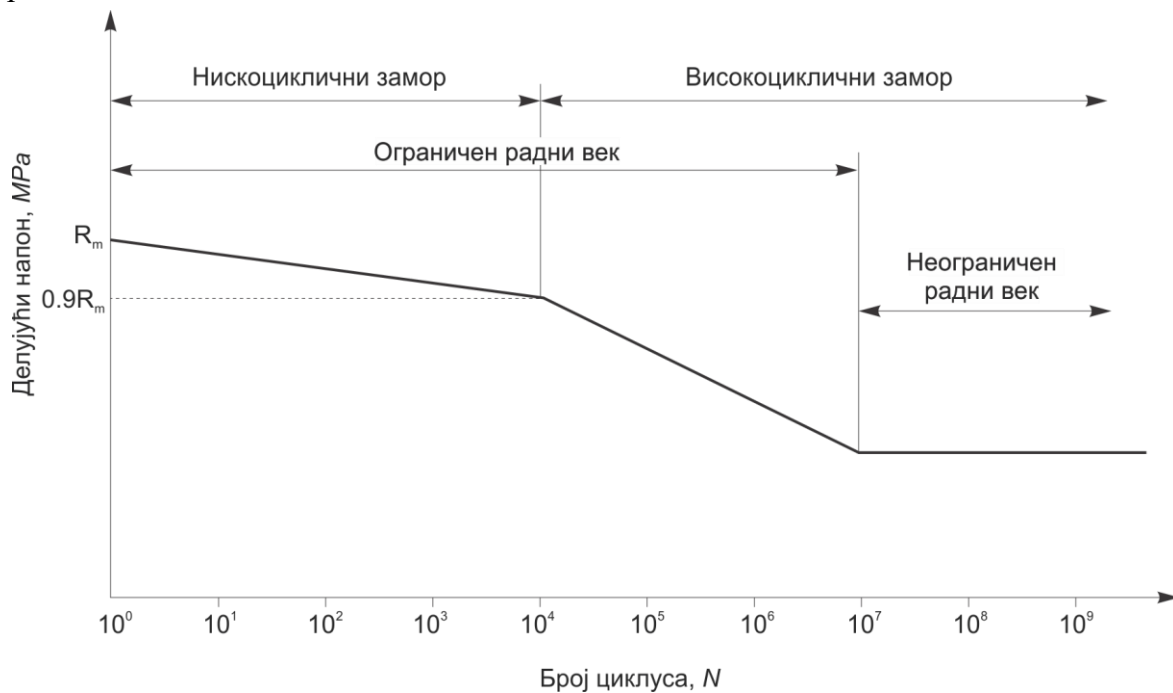
Резултати показују незнатна одступања у садржајима код свих испитиваних узорака. Ни у једном случају није дошло до појаве драстичног одступања вредности па се може рећи да су узорци за испитивање узети од одговарајућих материјала. Спектрографском анализом пронађени су и елементи који нису дефинисани декларацијом произвођача челика и електрода, али се њихово откривање не може

сматрати недостатком. Ту се пре свега мисли на елементе као што су никл, ниобијум, титан и др.

## 7.5 ОДРЕЂИВАЊЕ ТРАЈНЕ ДИНАМИЧКЕ (ЗАМОРНЕ) ИЗДРЖЉИВОСТИ ОСНОВНИХ МАТЕРИЈАЛА

Замор материјала се описује као постепено разарање материјала услед дејства цикличног оптерећења при нивоима оптерећења знатно нижим од затезне јачине. Реч/термин *замор* (енгл. *fatigue*) потиче од латинске речи "*fatigare*" што значи "*заморити*". Као што је већ споменуто (види Главу 3), у пракси постоји неколико главних типова замора и то: механички, термички, термомеханички, корозивни, вибрациони и др.

При истраживању проблема замора полази се од што поузданијег одређивања трајне динамичке издржљивости, тј. заморне јачине материјала. Заморна јачина материјала се још може упоредити и са заморним веком материјала који представља број циклуса оптерећења које материјал може да издржи пре појаве лома. Даље се у зависности од броја циклуса оптерећења замор може поделити на нискоциклични (мање од  $10^4$  циклуса до лома) и високоциклични (између више од  $10^4$ ) (сл. 7.104). У новије време се спомиње још и термин ултра високоциклични замор (више од  $10^7$  циклуса до лома)<sup>6</sup> али ћемо се у овом раду ипак базирати на уобичајен приступ овој проблематици.



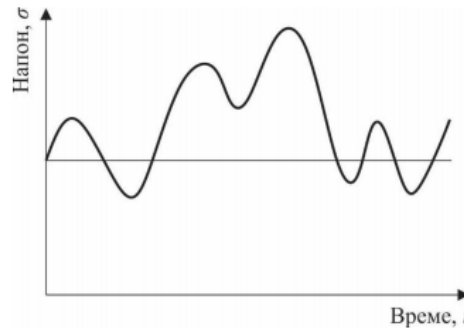
Слика 7.104 Општи приказ  $\sigma$ - $N$  криве

Радна оптерећења у току времена могу непроменљива – статичко оптерећење, или променљива – динамичко оптерећење. Оптерећења која се срећу у пракси најчешће су случајно променљива (сл. 7.105), али како је такву врсту оптерећења врло тешко узети

<sup>6</sup> Симулација ултра високоцикличног замора се најчешће изводи на ултразвучним пулзаторима, за разлику од обичног замора који се прати на хидрауличном пулзатору. Фреквенције при испитивању се крећу од 4 до 100 Hz, док код ултразвучних те вредности достижу 20 kHz што знатно скраћује време испитивања. На пример конвенционалним методама за  $10^9$  циклуса оптерећења потребно је 4 месеца док код ултразвучног пулзатора то време износи око 14 сати [115].

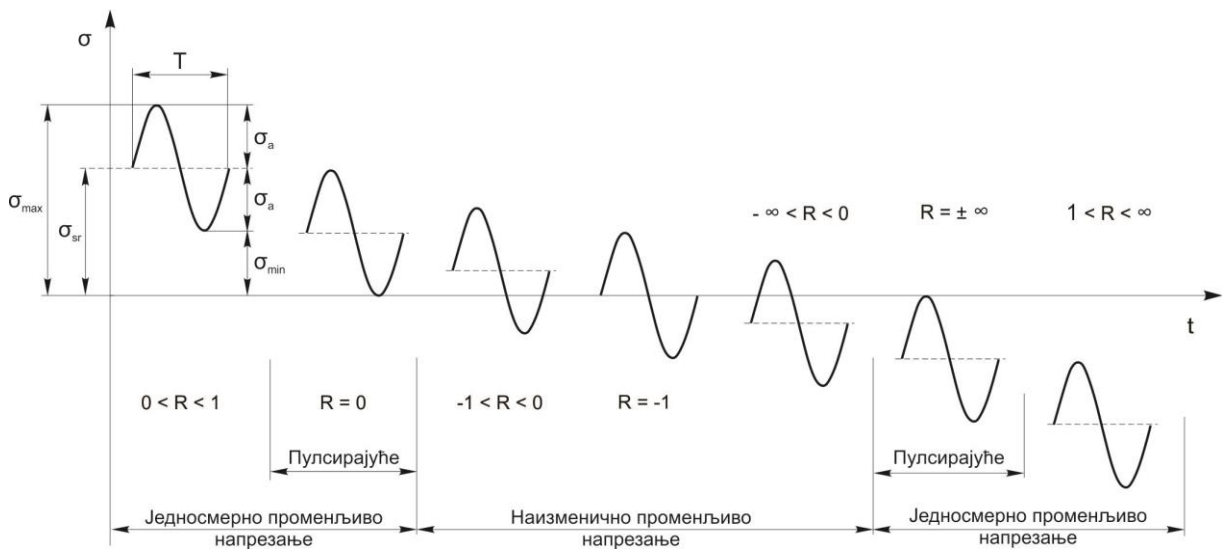
у обзир при прорачунима, у циљу поједностављења прорачуна разматра се идеализована хармонијска промена оптерећења (сл. 7.106). При томе се разликују [171]:

- Једносмерно променљиво оптерећење,
- Чисто једносмерно променљиво оптерећење,
- Наизменично променљиво оптерећење и
- Чисто наизменично променљиво оптерећење.



Слика 7.105 Дијаграм стохастичких динамичких оптерећења

У случају чисто наизменично променљивог оптерећења, промена напона има синусоидални облик и представља идеализовани облик оптерећења. У оваквом случају интензитети минималног и максималног напона су једнаки, али различитог знака, при чему се затезни напони сматрају позитивним, а притисни негативним (сл. 7.106). У случају једносмерно променљивог оптерећења приказ промене је једноставнији, јер се он мења само у зони једне врсте оптерећења (нпр. затезања) (сл. 7.106). Више детаља о овој теми може се наћи у одговарајућој литератури [57, 171]



Слика 7.106 Дијаграм једносмерних (а) и наизменичних динамичких оптерећења (б)

Процес замора се може представити следећом једначином [154]:

$$N_f = N_i + N_p, \tag{7.22}$$

где су:

$N_f$  - укупни број циклуса до отказа;

$N_i$  - број циклуса до настанка прслине и

$N_p$  - број циклуса потребан да прслина порасте до критичне вредности и доведе до лома.

$N_i$  - број циклуса до настанка прслине је углавном резултат нагомилавања дислокација и површинских грешака, у које спадају храпавост површине, гасни мехурови, огреботине и тсл. Према томе, у овој фази замор је феномен који се јавља на површинском слоју материјала. Фактор концентрације напона  $K_t$  је фактор који треба узети у обзир при разматрању појаве иницијалне прслине.

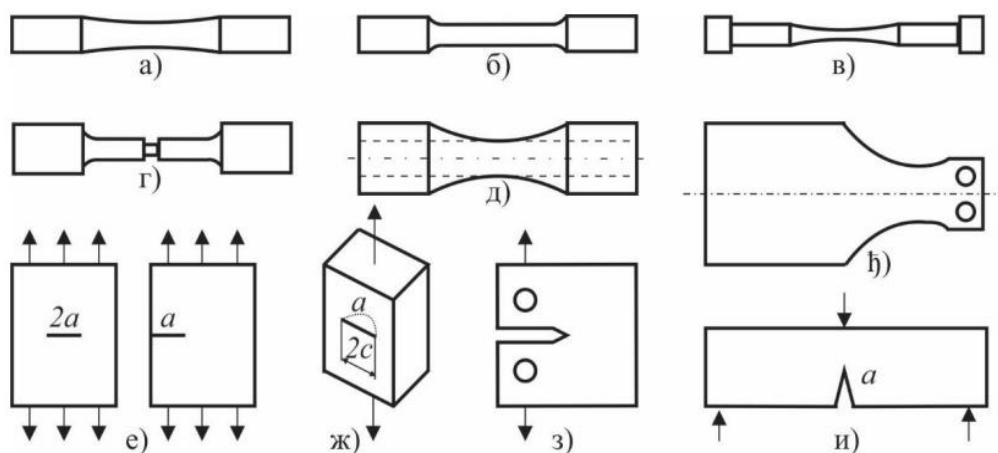
$N_p$  - број циклуса кад прслина оствари критичну дужину и доводи до отказа дела и углавном зависи од величине напона, геометрије узорка и структуре материјала. Предвиђање раста прслине је у суштини најважнији циљ при експерименталној анализи замора. Ова фаза се више не одвија на површинском слоју материјала па фактор интензитета напона  $K_I$  има најзначајнију улогу при процени тока замора, односно раста прслине. Коначан отказ настаје када дужина прслине достигне критичну вредност.

Испитивање на замор у циљу одређивања динамичке издржљивости може се извести затезањем, притискивањем, савијањем, увијањем или њиховом комбинацијом. Облик и димензије узорка за уобичајена испитивања се одређују одговарајућим стандардима. За посебна (специјална) испитивања и заварене спојеве израђују се посебни пробни узорци који треба да буду слични облику дела који се експлоатише, или се чак испитују сами конструкциони делови. Поступак израде и обраде узорка не сме да доведе до промене структуре и особина материјала како би резултати били што меродавнији. Посебну пажњу треба обратити на ниво храпавости површине мерног дела. Припрема узорка за испитивање укључује брушење (некада чак и полирање) и адекватну заштиту од корозије. Број узорка за једно испитивање може бити врло различит, а пожељно је да буде што већи како би се статистички утврдиле средње вредности. Учвршћивање узорка у чељусти машине за испитивање замарањем треба извести пажљиво, тако да се узорак у току испитивања не изложи допунским оптерећењима или вибрацијама. Начин оптерећивања зависи од врсте примењеног напрезања и мора да буде једнак за све пробне узорке подвргнуте испитивању. Фреквенција треба да буде тако одабрана да се спречи претерано загревање узорка у току испитивања. Ако се загревање не може избећи, узорак треба у току испитивања хладити погодним антикорозивним средствима. При посебним испитивањима узорка или конструкционог дела, начин оптерећивања и фреквенцију треба ускладити са одговарајућим радним условима. Уобичајени узорци за тестирање замора материјала приказани су на слици 7.107 [171]. Овде приказани узорци обично се употребљавају за испитивање затезањем или савијањем. Узорци обично имају fino полиране површине како би се неутралисали ефекти храпавости површина. Код испитивања аксијалним затезањем потребно је обратити пажњу да се узорак при стезању у чељусти постави у саосни положај да би се смањио утицај било каквог момента савијања. Пробни узорак приказан на слици 7.107г користи се при проучавању фактора концентрације напона при испитивању замора материјала. Танкозидни цевasti узорак приказан на слици 7.107д користи се при проучавању комбинације аксијалног напрезања или торзије са или без унутрашњег/спољашњег притиска. Плочаста узорак приказан на слици 7.107ђ излаже се проби савијањем. Узорци приказани на слици 7.107е,ж,з,и користе се за добијање података којима се прати заморни раст прслине [154].

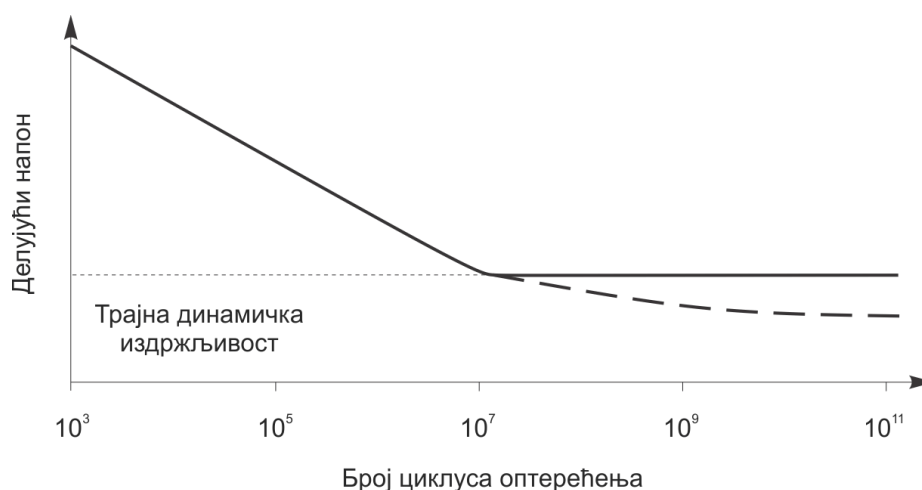
$N_p$  - број циклуса кад прслина достигне критичну дужину и доводи до отказа дела, углавном зависи од величине напона, геометрије узорка и структуре материјала. Предвиђање раста прслине у суштини јесте најважнији циљ при експерименталној анализи замора. Ова фаза се више не одвија на површинском слоју материјала па фактор интензитета напона  $K_I$  има најзначајнију улогу при процени тока замора, односно раста прслине. Коначан отказ настаје када дужина прслине достигне критичну вредност.

Треба споменути и то да постоје два приступа у одређивању трајне динамичке издржљивости и то метода постепеног смањивања средњег напона до неке вредности (заморне чврстоће) или метода смањивања амплитудног напона [57].

Треба се осврнути на ултра високоциклични замор који се као феномен изучава свега неколико деценија уназад. Наиме, у техници је опште познато да ако материјал издржи  $10^7$  циклуса постиже се трајна издржљивост, тј. до лома никада неће доћи, па се издржљивост при којој је остварено  $10^7$  циклуса оптерећења звала *трајна динамичка издржљивост* или само *заморна јачина (чврстина, чврстоћа)*. Она се још графички приказује Велеровом кривом (сл. 7.108). Међутим, код ултра високоцикличног замора је запажено да на узорцима изложеним оптерећењу од  $10^8$ - $10^{10}$  циклуса, лом настаје при нижим нивоима оптерећења који се иначе према конвенционалним мерилима сматрају безбедним (сл. 7.108-испрекидана линија).



**Слика 7.107** Узорци за испитивање замора а) епрувета са постепеним сужењем попречног пресека, б) епрувета са континуалним попречним пресеком, в) епрувета са попречним пресеком у облику пешчаног сата, г) епрувета са кружним жлебом, д) цеваста епрувета за комбинацију аксијалног напрезања или торзије са или без унутрашњег/спољашњег притиска, е) плочаста епрувета у облику конзоле, ж) 3D епрувета са прслином по дубини, з) компактна епрувета за затезање (СТ епрувета), и) епрувета за савијање у три тачке (SENB епрувета)



**Слика 7.108** Велерова крива и њена могућа модификација за велики број циклуса оптерећења

Испитивању на ултра високоциклични замор се највише подвргавају челици, титан и његове легуре, никл и његове легуре, алуминијум и његове легуре, бакар и његове легуре итд. [153]. Једна од најважнијих група челика који се испитују на ултра

високоциклични замор јесу алатни челици који се због својих изузетно добрих механичких карактеристика користе за израду веома одговорних динамички оптерећених конструкција. Код ових челика се у случају веома високог квалитета обрађене површине, заморни век може значајно продужити, а оштећења тј. иницијална прслина настаје најчешће на местима микроструктурних дефеката у материјалу. Код алатних челика то су најчешће неметални укључци троске или сулфида насталих за време добијања и прераде челика.

Као што је приказано у раду [155], при ултра високоцикличном замору код алатних челика настаје велики утрошак енергије, како за појаву иницијалне прслине тако и њен потоњи пораст, при нешто нижим вредностима напона. Непосредно поред иницијалне прслине уочена је груба зона за чију појаву се и даље не знају узроци.

При пројектовању одговорних конструкција и избору материјала за њихову израду, веома је важно да се што тачније предвиди заморна јачина и заморни век дела. Осим конструисања Велерове криве, данас се то може успешно урадити и применом микроструктурних испитивања, односно анализом микроструктурних дефеката у материјалу. Велики број радова се бавио темом предвиђања заморног века делова који садрже неметалне укључке и друге грешке [156-159]. Један од њих, који је и најцитиранији начин/модел јесте предложен од стране Муракамија [156] и његова суштина јесте да се прорачун заморне јачине изводи на основу величине уоченог дефекта и тврдоће материјала измерене по Викерсу. Тај модел подразумева прорачун заморне јачине на основу формуле:

$$\sigma_w = \frac{1.56 \cdot (HV + 120)}{(\sqrt{površine})^{\frac{1}{6}} \cdot \left[ \frac{(1-R)}{2} \right]^{\alpha}}, \text{ MPa} \quad (7.23)$$

где је:

$\sigma_w$  - предвиђена заморна јачина у *MPa*,

*HV* - тврдоћа материјала,

$\sqrt{površine}$  - квадратни корен површине места присутног дефекта у  $\mu\text{m}$  и

*R* - однос делујућег оптерећења  $\sigma_{\min}/\sigma_{\max}$ .

На основу досадашњих резултата, предложени модел има веома добру сагласност са експериментални резултатима, али уз изузетак за оптерећења већа од  $10^8$ , када модел даје нешто веће резултате него експеримент. Поређењем овог, и још неких предложених модела, треба рећи да предвиђање заморне јачине у овим областима ( $>10^8$  циклуса), није поуздано.

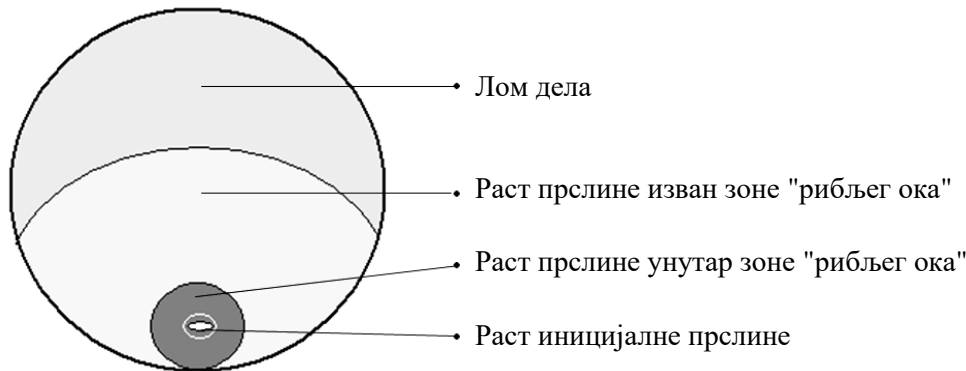
Генерално, процес замора се описује као процес настанка иницијалне прслине и њеног постепеног ширења до критичне вредности када наступа нагли (насилни) лом материјала. Процес замора се може описати кроз следећих 5 фаза [153]:

1. Настанак иницијалне прслине из микродефекта у материјалу. Врста иницијалне прслине може бити различита, али најчешће настаје као последица присутне микропрслине или декохезије дефекта и матрице када између може да се појави јамица. У зависности од величине настале јамице и њеног угла у дну (врху) може се десити да она прерасте у прслину.
2. Раст иницијалне прслине. У радовима појединих аутора [153, 160] је показано да се у овој фази "утроши" више од 99% целокупног заморног века материјала.

Енергија која се утроши одлази на трансформацију микроструктурног дефекта у прслину одређене дужине.

3. Када прлина постигне праг замора за дати материјал, долази до њеног контролисаног раста унутар "рибљег ока" и почиње фино раздвајање површина које чине прлину.
4. Прлина расте и излази изван "рибљег ока" и почиње неконтролисани раст.
5. Лом дела.

Наведене фазе су схематски приказане на слици 7.109.



Слика 7.109 Схематски приказ појаве иницијалне прлине и њеног развоја у цилиндричном узорку

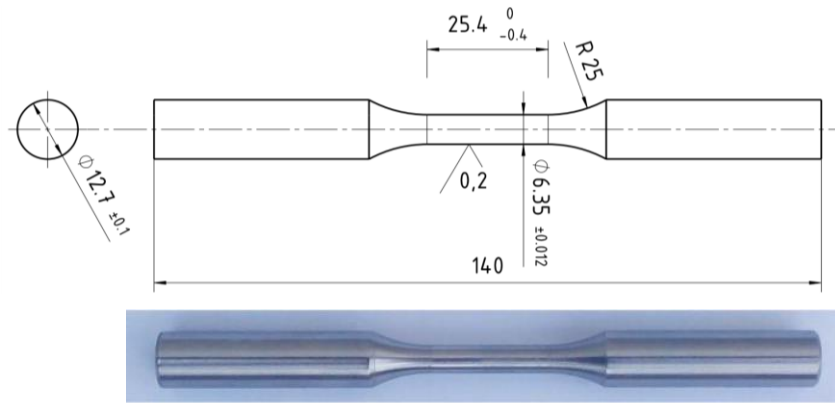
### 7.5.1 Експериментално одређивање динамичке издржљивости основних материјала

За потребе експерименталног одређивања динамичке издржљивости у овом раду припремљено је по 20 узорака од оба испитивана челика. Испитивање је изведено у сагласности са стандардом ISO 1099:2017 [161], према коме су израђени пробни узорци, а чији су облик и димензије дати на слици 7.110.

Испитивање је изведено на собној температури у контроли силе на серво-хидрауличном пулзатору SHIMADZU (сл. 7.111) [162] у Центру за инжењерски софтвер и динамичка испитивања на Факултету инжењерских наука у Крагујевцу.

Као што је већ споменуто, конструисање Велерове криве је изведено применом методе постепеног смањивања средњег напона. За одређивање почетних вредности напона искоришћене су вредности статичке јачине узорака (поглавље 7.2) на собној температури.

Добијени резултати су приказани табеларно (таб. 7.22 и 7.23) и дијаграмски (слике 7.112 и 7.113). Овде треба напоменути да се приказани резултати односе само на валидне вредности, тј. вредности које су биле прениске или превисоке и које су сматране нерепрезентативним су изостављене. Заморне карактеристике челика одређене су на основу добијених експерименталних резултата и на основу статистичких анализа. Обрада резултата је изведена у складу са стандардом ASTM E739-91 [165].



Слика 7.110 Схематски и фотографски приказ стандардне кружне епрувете за одређивање трајне динамичке издржљивости

EHF - E V I 0 1 K 3 - 0 7 0 - 0 A  
 1 2 3 4 5 6



1 Е-тип рама - Стандардни рам са погоном доњег клипа

2 V модел контролера



Контролер 4830

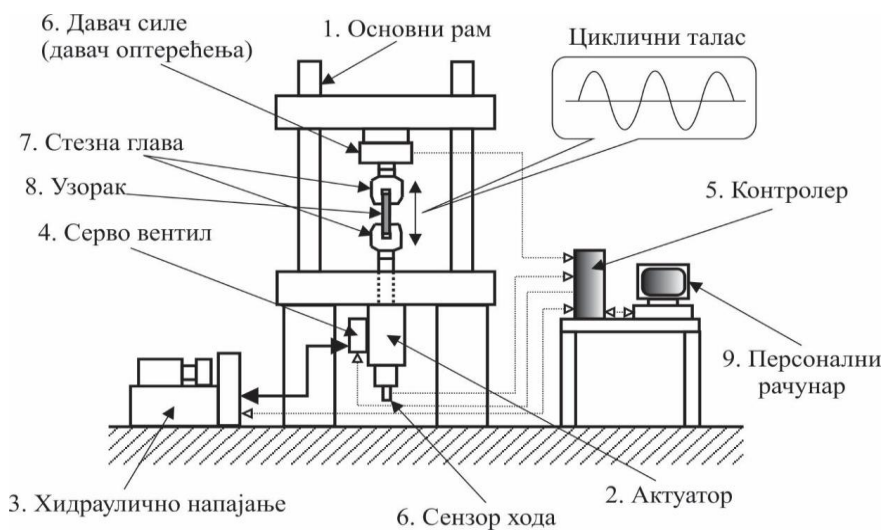
3 Вредност максималне силе 100kN (ознака 101)

4 Максимални ход клипа ±100mm (ознака 3)

5 Тип хидрауличног напајања QF-70B (ознака 070)

6 Додатна ознака за специјални тип машине

а)



б)

Слика 7.111 Изглед серво-хидрауличног пултатора SHIMADZU (а) и схематски приказ (б)

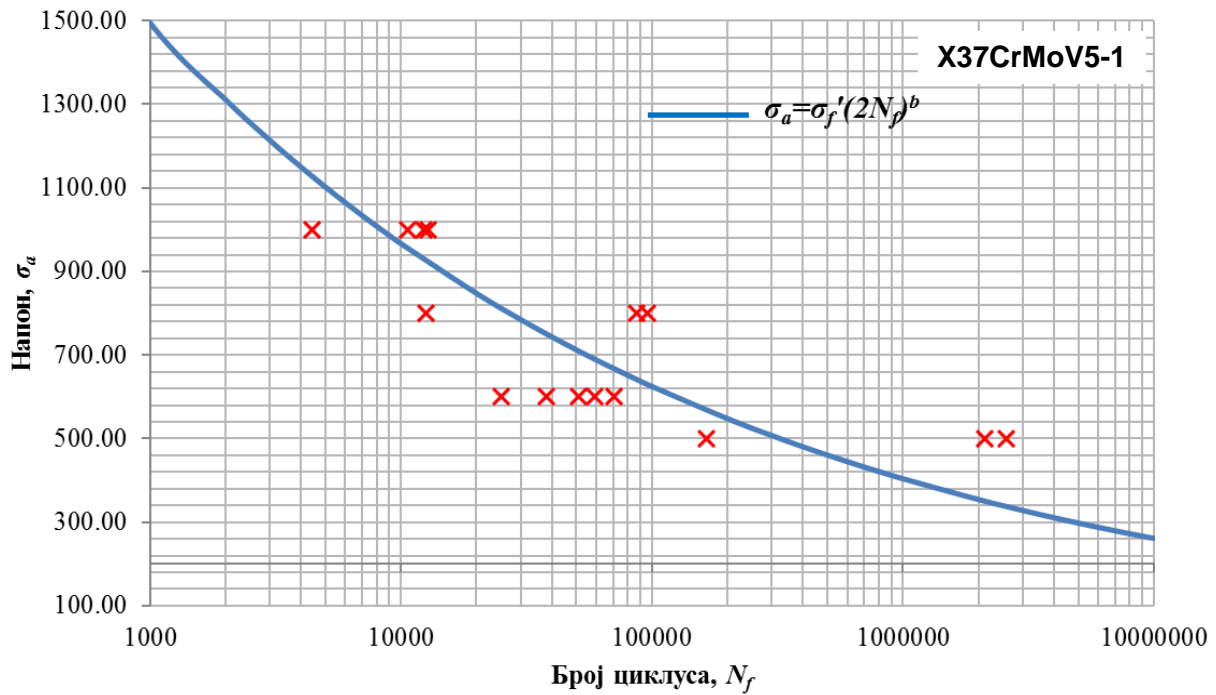


**Табела 7.22** Резултати одређивања динамичке издржљивости на цилиндричним узорцима за челик X37CrMoV5-1

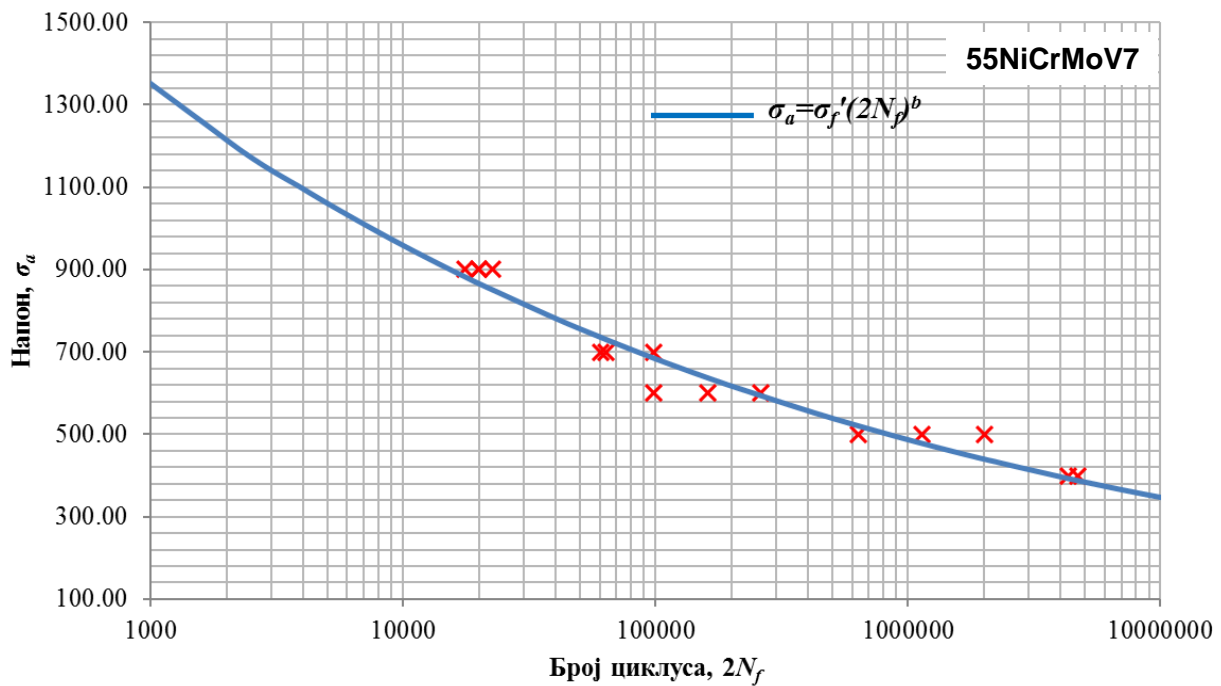
Редни број	Напон, МПа	Фреквенција, Hz	Пречник, mm	Број циклуса
1	1000	10	6.35	10613
2	1000	10	6.35	4025
3	1000	10	6.35	12839
4	1000	10	6.32	12280
5	800	10	6.3	87089
6	800	10	6.35	12554
7	800	10	6.35	95546
8	600	15	6.32	38035
9	600	15	6.33	25192
10	600	15	6.31	70825
11	600	15	6.32	51055
12	600	15	6.32	58871
13	500	15	6.34	164237
14	500	15	6.3	2110777
15	500	15	6.32	2583827

**Табела 7.23** Резултати одређивања динамичке издржљивости на цилиндричним узорцима за челик 55NiCrMoV7

Редни број	Напон, МПа	Фреквенција, Hz	Пречник, mm	Број циклуса
1	900	10	6.35	9967
2	900	10	6.35	11344
3	900	10	6.34	8821
4	900	10	6.32	9997
5	700	12	6.34	31850
6	700	12	6.34	30174
7	700	12	6.34	49144
8	600	15	6.33	80663
9	600	15	6.34	130793
10	600	15	6.3	115001
11	500	15	6.27	318817
12	500	15	6.34	1002450
13	500	15	6.35	566336
14	400	15	6.3	2354097
15	400	15	6.32	2151984



Слика 7.112  $\sigma$ - $N$  крива за челик X37CrMoV5-1



Слика 7.113  $\sigma$ - $N$  крива за челик 55NiCrMoV7

Анализом резултата може се утврдити да је код оба челика достигнута трајна динамичка издржљивост и то при напону од  $R_D = 500 \text{ MPa}$  за челик X37CrMoV5-1 и  $R_D = 400 \text{ MPa}$  за челик 55NiCrMoV7. Са дијаграма (сл. 7.112) се може видети и да је код челика X37CrMoV5-1 дошло до нешто већег расипања резултата, али је при напону од око  $500 \text{ MPa}$  дошло до уједначавања вредности, па је и број остварених циклуса био већи од 2 милиона. У случају челика 55NiCrMoV7 расподела добијених вредности је нешто боља па је самим тим и тачност криве већа.

## 7.6 ОДРЕЂИВАЊЕ ПАРАМЕТАРА РАСТА ЗАМОРНЕ ПРСЛИНЕ

Као што је напред напоменуто, замор материјала настаје појавом иницијалне прслине и њеног постепеног ширења до критичних вредности које доводе до насилног лома. Та појава је нарочито изражена код делова који су у експлоатацији додатно изложени термичким шоковима и понављаним ударима чврстих тела, што је случај код ковачких алата који се овде анализирају. Значај ове области је обрађен од стране више различитих аутора и наметнуо се као незаобилазан у савременој техници [8-11, 13, 17, 105].

У сфери контроле замора материјала, велики напредак је учињен у области механике лома, која је омогућила аналитичко рашчлањивање феномена заморног лома на период стварања и период ширења заморне прслине. Тај допринос се може представити и као збир укупног броја циклуса потребних да прслина настане ( $N_i$ ) и броја циклуса потребних за ширење прслине до критичне дужине ( $N_p$ ), чијим се сабирањем добија укупан број циклуса оптерећења до заморног лома ( $N_u$ ).

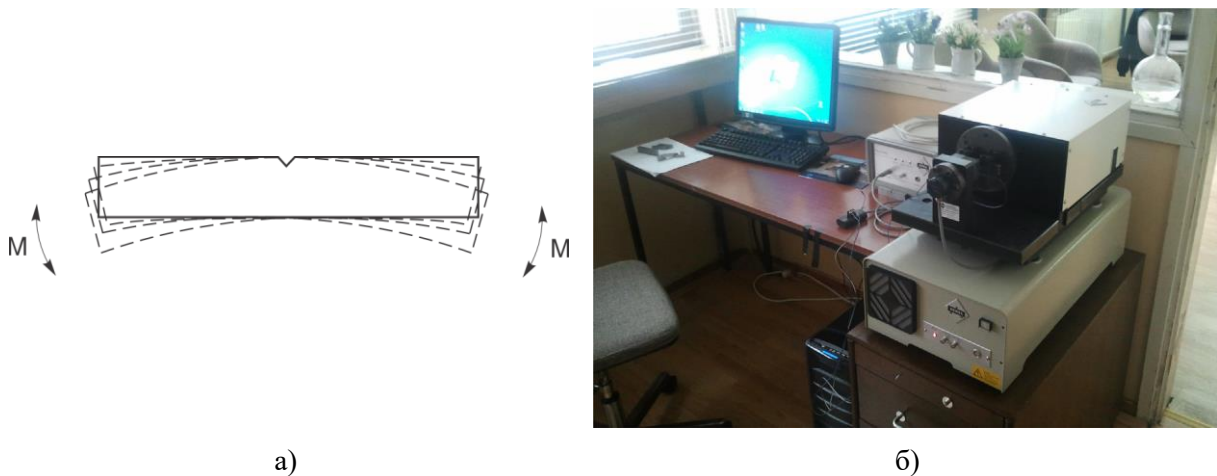
Дуготрајна истраживања напона и деформација на врху заморне прслине која расте, уз примену поступака из области линеарно-еластичне механике лома (ЛЕМЛ), довела су до формулисања Парисове једначине за све метале и легуре. Парисова једначина доводи у везу брзину раста заморне прслине и делујући напон, тачније, опсег фактора интензитета напона на врху прслине [106]. Парисова једначина тј. закон је већ споменут у оквиру Главе 6 у виду израза 6.29 и у виду дијаграма на слици 6.26. Треба још једном поновити да Парисова једначина не важи у почетним и крајњим деловима криве (у близини прага замора,  $\Delta K_{th}$  и у близини великог раста прслине,  $K_{IC}$ ), али да је средњи део криве (линеарни) заправо онај који има највећи практични значај при прорачуну конструкција. Треба напоменути и то да се примена ове једначине нарочито показала ефикасном на материјалима повишене и веома високе јачине.

Будући да се у овом раду анализира понашање материјала ковачких алата чија је јачина велика али пластичност врло мала, при расту прслине је усвојена претпоставка да на врху прслине не долази до формирања пластичне зоне, па се као параметри за описивање стања у материјалу могу користити фактор интензитета напона и параметри раста заморне прслине.

У условима деловања променљивог оптерећења одређеног нивоа напона, после одређеног броја циклуса, из оштрих концентратора напона долази до појаве иницијалне прслине и њеног раста кад се прекорачи праг замора ( $\Delta K_{th}$ ). С обзиром на то да лом конструкције не наступа одмах, већ је потребно одређено време да се прслина прошири до критичне вредности, веома је важно познавати карактер ширења прслине кроз материјал конструкције (у овом случају алата). Испитивања се најчешће изводе на основу стандардних процедура међу којима је највише у употреби амерички ASTM E647-15e1 [117] који дефинише мерење брзине раста заморне прслине  $da/dN$  која се шири из постојеће прслине, а прорачунава се и опсег фактора интензитета напона  $\Delta K$ . То значи да узорак који се испитује мора већ да садржи иницијалну заморну прслину (најчешће у виду V зареза). Међутим, ASTM E647-15e1 има два битна ограничења: брзина раста заморне прслине мора да буде већа од  $10^{-8}$  m/циклусу да би се прекорачио праг замора  $\Delta K_{th}$ , док оптерећење треба да има константну амплитуду  $\Delta K$ . Стога се као допунски користи и стандард ASTM E 1820-13 [166].

Одређени параметри раста заморне прслине дају важне податке за оцену понашања материјала са грешком типа прслине у условима променљивог оптерећења. Испитивање материјала алата и наварених слојева у овом раду је обухватило одређивање Парисове криве и параметара замора (брзина раста прслине  $da/dN$  и праг

замора  $\Delta K_{th}$ ); крива се конструише за одређени ниво делујућег напона на собној температури. Испитивање жилавости се изводи на стандардним Шарпијевим узорцима са V зарезом дубине  $2\text{ mm}$ , методом савијања (сл. 7.114а) на резонантном високофреквентном пулзатору CRACKTRONIC швајцарског произвођача RUMUL (сл. 7.114б) [167]. Испитивање је изведено у контроли силе под оптерећењем на чисто савијање. Пулзатор остварује променљиво оптерећење моментом на савијања у опсегу од  $-160$  до  $+160\text{ Nm}$ . У опрему која прати пулзатор спада и RUMUL фрактомат, уређај који служи за аквизицију података. Даље је уређај повезан са рачунаром и штампачем чиме се омогућава брзо регистровање и приказивање података у виду нумеричких низова који се касније преводе у математичке криве. Узорци су за време испитивања стегнути тако да се онемогући њихово било какво померање на крајевима и тако да момент савијања делује на месту зареза (срдини узорка).



Слика 7.114 Схематски приказ теста савијања (а) и опрема за испитивање (б)

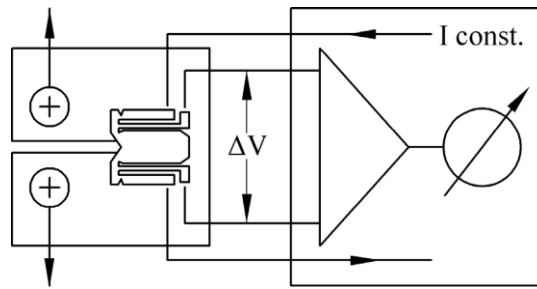
Испитивање је извођено при односу минималног и максималног оптерећења (однос напона)  $R=0.1$ . Фреквенција се кретала у опсегу од  $106-111\text{ Hz}$ . Пробни узорци су припремљени заједно са узорцима за ударну жилавост. Због велике тврдоће материјала узорци су прво сечени на ерозимату, а затим су брушени на завршне мере. Непосредно пре испитивања на узорке је залепљена мерна трака (фолија) RFM А5 чији је произвођач такође RUMUL, дужине  $5\text{ mm}$ , помоћу које је праћен раст прслине за време испитивања (сл. 7.115а,б) [168].



Слика 7.115 Схематски приказ мерне траке (а) и физички изглед узорка са мерном траком (б)

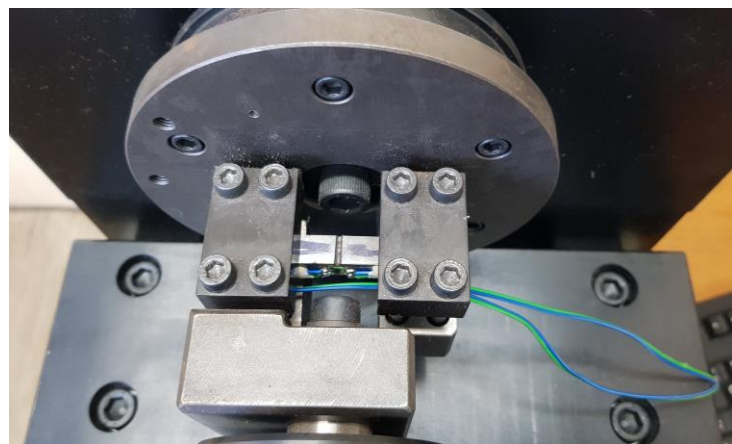
Мерна трака региструје померања на основу промене електричног напона. Принцип рада мерне траке је такав да она у сваком моменту прати прслину, тј. када прслина почне да расте она проузрокује линеарно цепање траке која је залепљена за узорак. Врх прслине на узорку се поклапа са врхом прслине на траци. То цепање изазива промену електричног отпора фолије који се региструје на рачунару помоћу

специјализованог софтвера. Схема рада система за мерење прираштаја прсLINE са сваким циклусом оптерећења је приказана на слици 7.116.



Слика 7.116 Принцип рада мерне траке и система за мерење прираштаја прсLINE

Само испитивање се може поделити на два дела. У првом делу се генерише сигнал пада потенцијала који заправо мери дужину прсLINE. Генерисан сигнал се шаље контролном компјутеру и конвертује се у дужину прсLINE коришћењем полинома за калибрацију. Други део контролише замор машине. То је систем затвореног чвора који укључује потврду сигнала. Излаз контроле рачунара – команда извршења сигнала, јесте потврда у улазу контроле рачунара. Скоро сви тестови који се изводе на машини су константне амплитуде тј. контролишу се дужином прсLINE. С обзиром на напред указано, може се закључити да дужина прсLINE условљава вредности делујућег оптерећења. Због тога, табела са планираним оптерећењима мора да се припреми пре почетка експеримента. Команда за почетак теста садржи унапред дефинисано максимално и минимално оптерећење и фреквенцију које се шаљу са рачунара на машину за испитивање. Машина прима команду, извршава је и враћа рачунару сигнал за проверу података. Рачунар проверава податке и упоређује их са задатим вредностима. Уколико се рачунаром установе велика одступања од задатих вредности командни сигнал се прилагођава и врши корекцију вредности. Такав циклус се понавља све време трајања теста. На тај начин контрола рачунаром обезбеђује да вредности које треба да се имплементирају буду одговарајуће [163]. Изглед узорка постављеног на уређај за испитивање дат је на слици 7.117.



Слика 7.117 Изглед узорка постављеног на уређај RUMUL CRACTRONIC

Крива раста заморне прсLINE (зависност  $a-N$ ) користи се за одређивање брзине раста заморне прсLINE. Математички поступак дефинисања криве састоји се у апроксимацији седам узастопних тачака параболом другог реда, почев од прве тачке зависности  $a-N$ , коришћењем методе најмањих квадрата [104]:

$$a_1 = b_0 + b_1 N + b_2 N^2, \quad (7.24)$$

после чега се врши одређивање првог извода у средњој тачки сегмента. То значи да се стварна крива апроксимира низом параболоа од којих прва пролази кроз тачке 1-7, друга кроз тачке 2-8, трећа кроз тачке 3-9 итд. Брзина раста заморне прслине се одређује као извод у средњој тачки (тачка 4 за прву параболу, тачка 5 за другу, тачка 6 за трећу, итд.):

$$\frac{da}{dN} = b_1 + 2b_2 N. \quad (7.25)$$

На тај начин се добијају брзине раста за прву параболу [104]:

$$a_1 = b_{0I} + b_{1I} N_I + b_{2I} N_I^2, \left. \frac{da_1}{dN_1} \right|_4 = b_{1I} + b_{2I} N_{I4}. \quad (7.26)$$

На исти начин се одређују брзине раста за остале параболе.

Одређивање зависности брзине раста заморне прслине по циклусу  $da/dN$  у опсегу фактора интензитета напона  $\Delta K$  што се своди на одређивање коефицијента  $C$  и експонента  $m$  у Парисовој једначини (види израз 6.29). За тренутну дужину прслине ( $a$ ), брзини раста заморне прслине треба приписати опсег фактора интензитета напона ( $\Delta K$ ), који зависи од геометрије узорка и дужине прслине, као и од опсега делујуће променљиве силе ( $\Delta F = F_g - F_d$ ).

За одређивање опсега фактора интензитета напона ( $\Delta K$ ) користи се формула:

$$\Delta K = \frac{\Delta F \cdot L}{B \cdot \sqrt{W^3}} \cdot f\left(\frac{a}{W}\right), \quad (7.27)$$

где је:

$L$  - растојање између ослонаца,

$B$  - дебљина узорка,

$W$  - ширина узорка и

$a$  - дужина прслине.

Геометријски члан  $f(a/W)$  из израза 7.27, израчунава се применом следећег израза [169]:

$$Y\left(\frac{a_0}{W}\right) = \frac{3 \cdot \sqrt{\frac{a_0}{W}} \cdot \left[ 1.99 - \frac{a_0}{W} \cdot \left(1 - \frac{a_0}{W}\right) \cdot \left( 2.15 - 3.93 \cdot \frac{a_0}{W} + 2.7 \cdot \left(\frac{a_0}{W}\right)^2 \right) \right]}{2 \cdot \left(1 + 2 \frac{a_0}{W}\right) \cdot \left(1 - \frac{a_0}{W}\right)^{3/2}}. \quad (7.28)$$

Праг замора  $\Delta K_{th}$  се може одредити поступним смањивањем оптерећења до престанка раста прслине, жарењем зарезане епрувете у циљу отклањања заосталих напона око врха прслине и поступним повећавањем оптерећења до почетка раста прслине. На основу добијених зависности за време испитивања дужина прслине ( $a$ ) – број циклуса ( $N$ ), израчунава се брзина раста заморне прслине  $da/dN$ . У зависности од примењеног променљивог оптерећења исказаног кроз промену опсега фактора интензитета напона ( $\Delta K$ ), цртају се криве  $\log da/dN - \Delta K$ .

У наредном делу су приказани експериментални резултати добијени испитивањем основних материјала, метала наваре и зона утицаја топлоте за шест одабраних узорака.

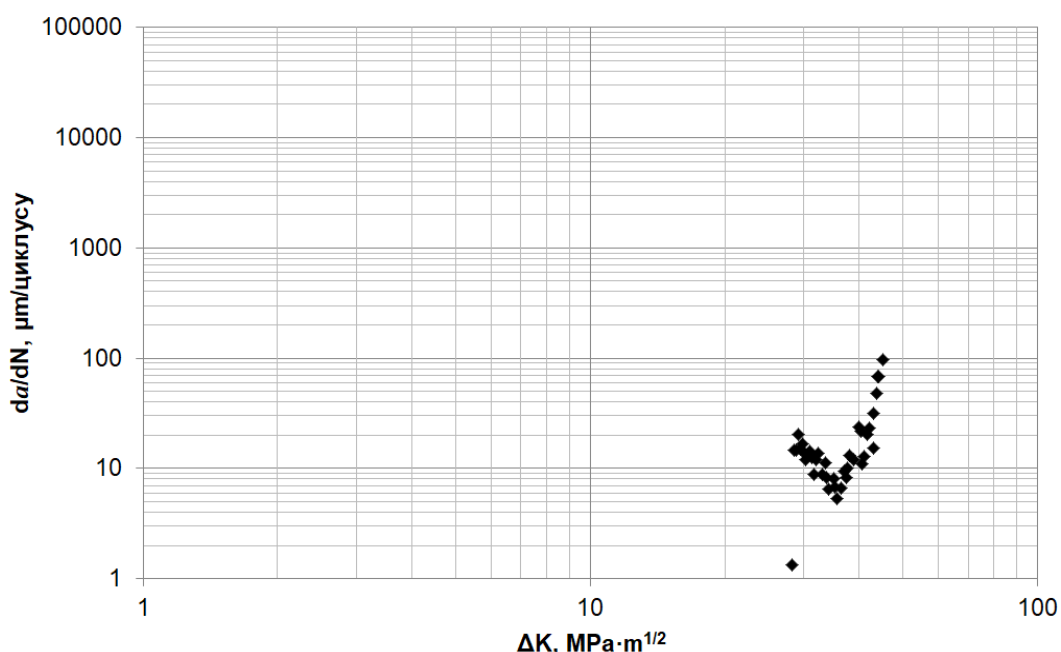
### 7.6.1 Експериментални резултати испитивања раста заморне прслине

Експериментално испитивање раста заморне прслине је засновано на одређивању параметара Парисове једначине и изведено је према горенаведеним условима и на споменутој лабораторијској опреми. Испитане су по две епрувете за сваку зону споја и изабране су карактеристичне вредности. Резултат су дијаграми раста заморне прслине  $\log da/dN-\Delta K$  са одговарајућим коефицијентима  $C$  и  $m$  и дијаграми  $a-N$  за шест изабраних узорака (слике 7.118 до 7.132). Поред дијаграмског приказа добијених резултата, у табели 7.24 приказани су резултати за остварен број циклуса оптерећења до лома при испитивању различитих зона наварених плоча и експериментално одређени параметри Парисове једначине, респективно.

Раст прслине на дијаграмима  $a-N$  увек започиње од дужине  $2\text{ mm}$ , што је дубина зареза Шарпијеве епрувете, а мерење се завршава на дужини од  $7\text{ mm}$  (јер је дужина мерне траке  $5\text{ mm}$ ).

**Табела 7.24** Остварен број циклуса оптерећења до лома и експериментално добијени параметри Парисове једначине при испитивању различитих зона наварених слојева

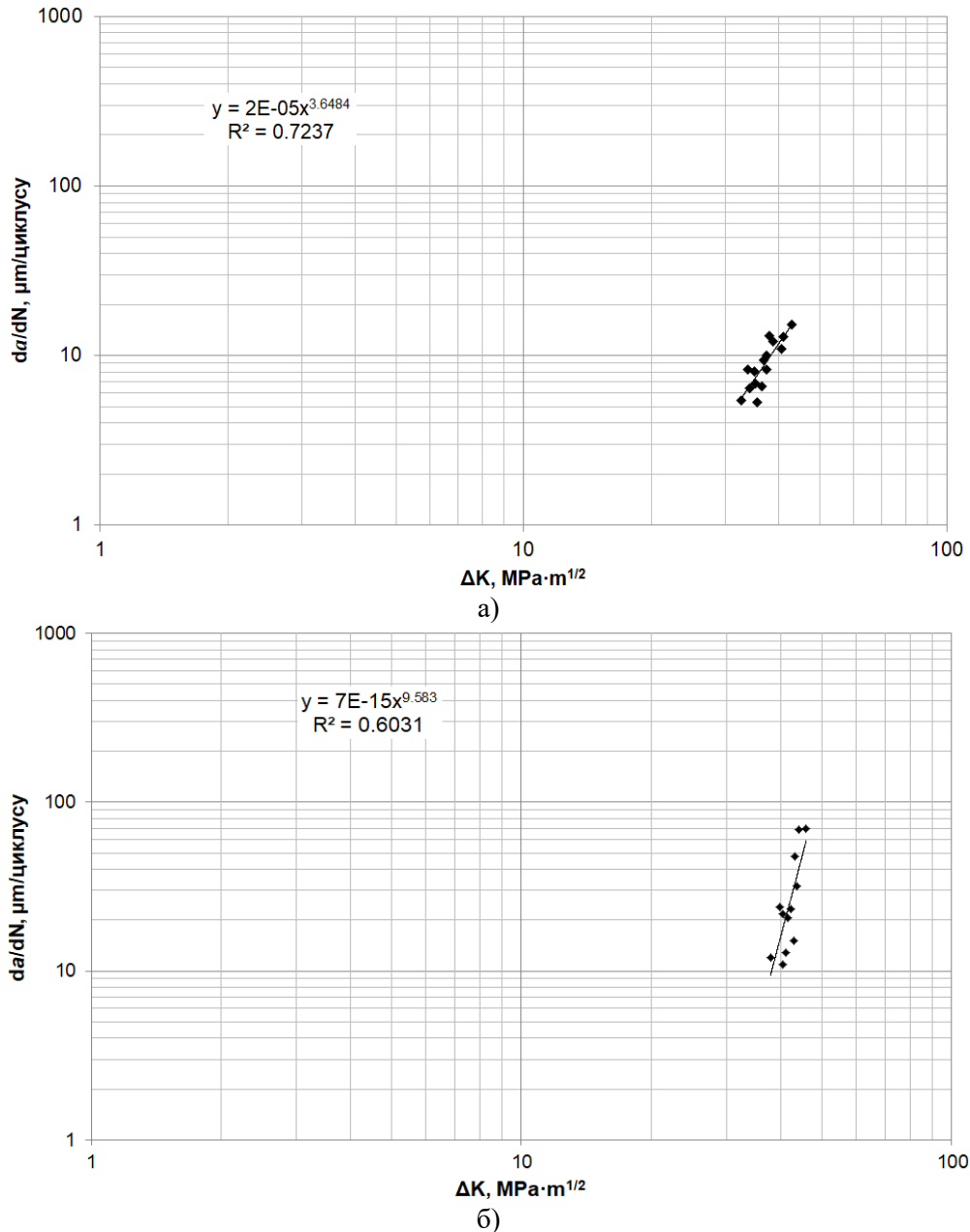
Узорак	Број циклуса, $N$	Коефицијент, $C$	Експонент, $m$
X37CrMoV5-1	546473	$1.04 \cdot 10^{-13}$	8.8302
55NiCrMoV7	240101	$3.96 \cdot 10^{-16}$	10.684
Навар - УТОР 38	171420	$4.03 \cdot 10^{-19}$	14.362
Навар - УТОР 55	147776	$9.07 \cdot 10^{-25}$	18.831
ЗУТ 1 - X37CrMoV5-1	207149	$1.18 \cdot 10^{-3}$	3.404
ЗУТ 3 - 55NiCrMoV7	72819	$1.09 \cdot 10^{-4}$	4.3132



**Слика 7.118** Дијаграм раста заморне прслине: основни материјал X37CrMoV5-1

Добијени резултати показују да код челика X37CrMoV5-1 долази до појаве тзв. кратке прслине (феномен описан у поглављу 6.2.2в) (сл. 7.118). Наиме, са дијаграма се уочава да је до настанка прслине дошло у раној фази испитивања при  $\Delta K_{th} = 28.29\text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ , а да после тога прслина није расла, све до достизања одређеног

броја циклуса. После појаве прслине која је мерљива, долази до постепеног успоравања раста прслине ( $da/dN$ ) све до достигања вредности  $\Delta K = 35.6 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$  и 156009 циклуса, када кратка прслина почиње да расте све до лома узорка. У тренутку почетка интензивнијег раста прслине највероватније да је дошло и до сједињавања детектоване кратке прслине са дугом прслином. Анализом резултата уочава се и да лом узорка није линеаран, јер се тачке на дијаграму групишу око две праве различитог правца што наводи на закључак да је брзина раста прслине различита. Раздвајањем другог дела дијаграма (раст дуге прслине) добијају се дијаграми приказани на слици 7.119. У првом делу раста прслина је расла спорије (сл. 7.119а) а затим брже (сл. 7.119б). То је потврђено и фрактографском анализом преломљеног узорка (сл. 7.95).

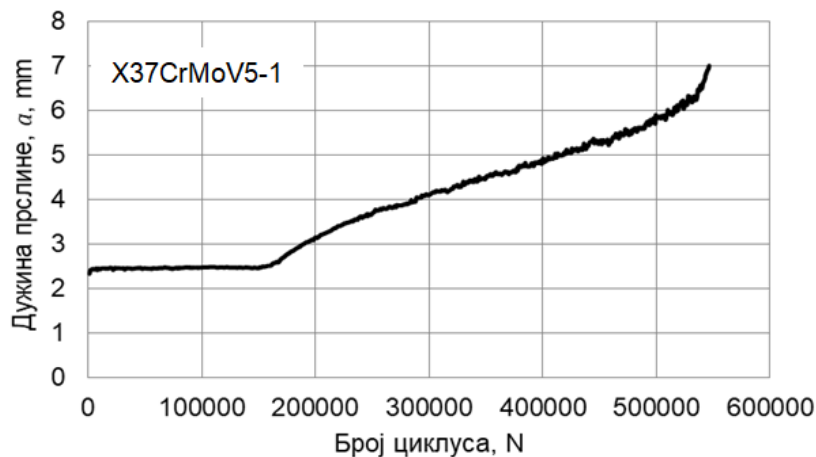


Слика 7.119 Дијаграм раста заморне прслине челика X37CrMoV5-1:  
а) почетак раста прслине и б) завршна фаза раста

Такође, на слици 7.120 приказан је дијаграм  $a-N$  за челик X37CrMoV5-1 који показује тренд пораста прслине за време заморног испитивања, као и број остварених циклуса до лома. Са дијаграма се уочава да пораст прслине не настаје све до достигања

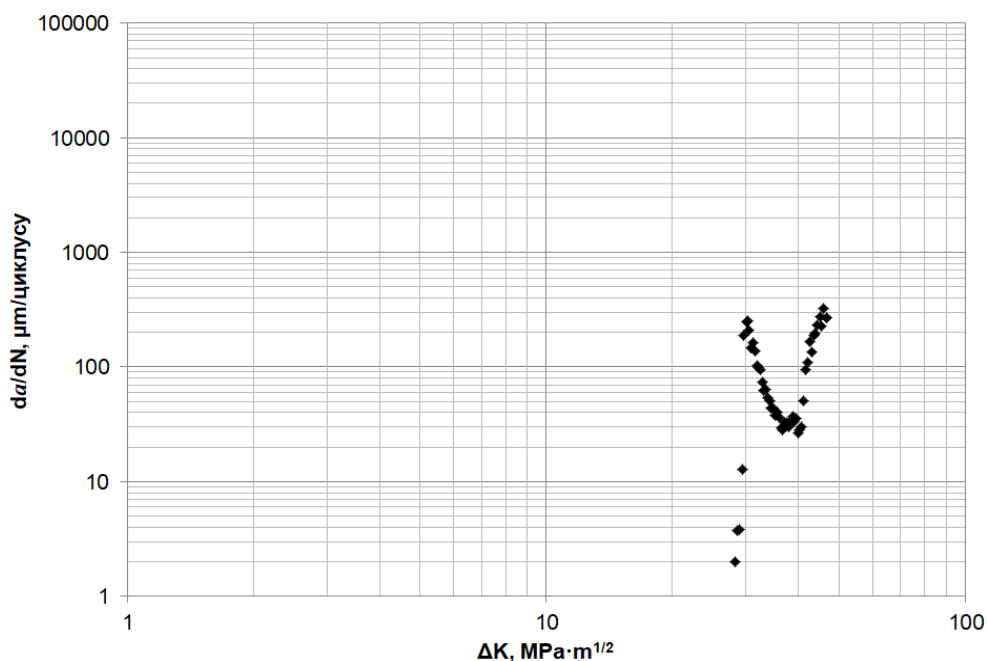


156009 циклуса, када почиње благи раст који траје све до достизања коначних 546473 циклуса. Како број од 156009 циклуса представља део испитивања када прлина није расла, у каснијој нумеричкој анализи тај број је одузет од укупног. Остатак од 390464 циклуса заправо представља део испитивања када је прлина ефективно расла па је симулација изведена сходно томе.



Слика 7.120 Дијаграм а-*N* за челик X37CrMoV5-1

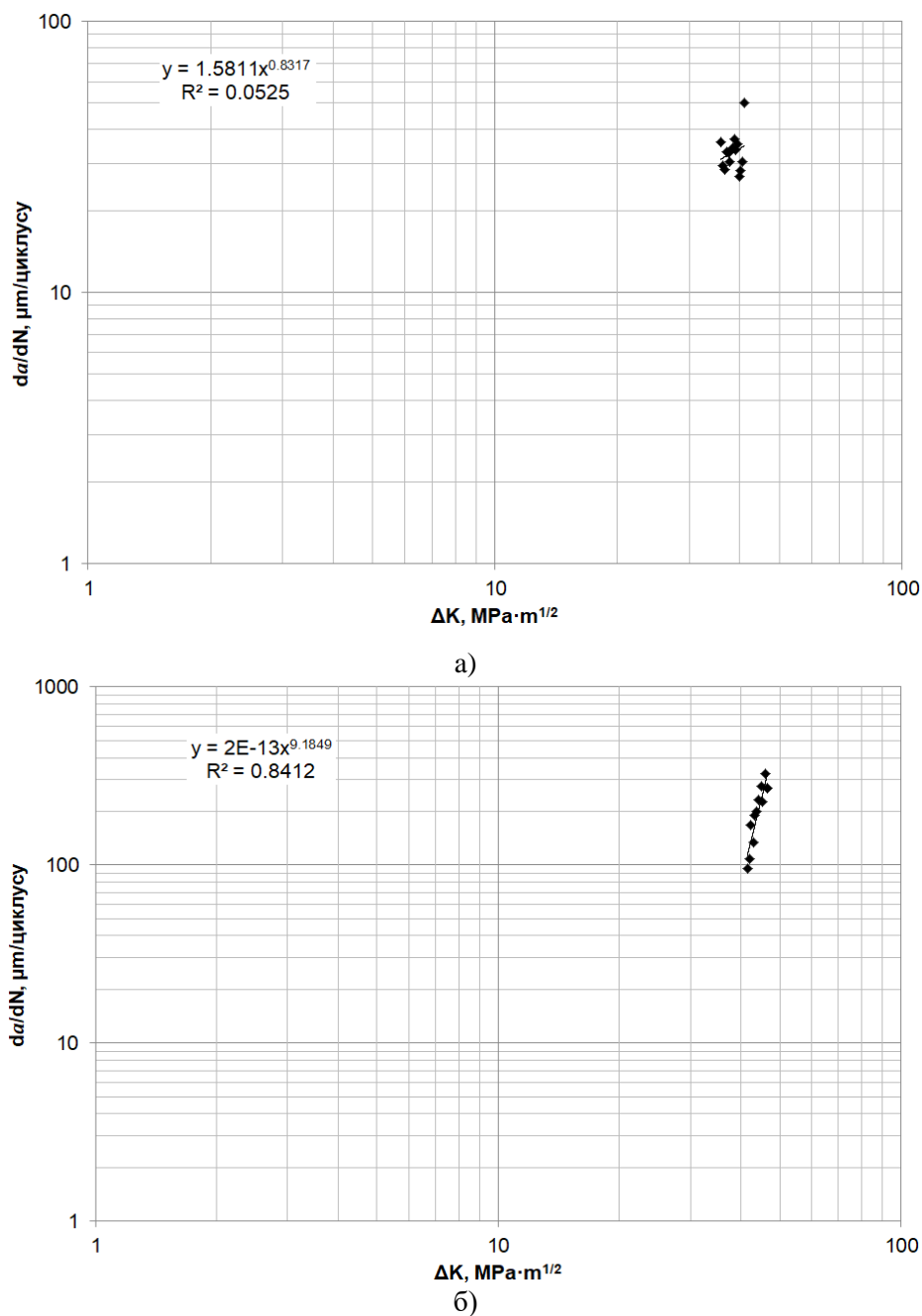
Слична процедура је спроведена и при испитивању челика 55NiCrMoV7 а резултати су приказани на сликама 7.121, 7.123 и 7.124.



Слика 7.121 Дијаграм раста заморне пррлине: основни материјал 55NiCrMoV7

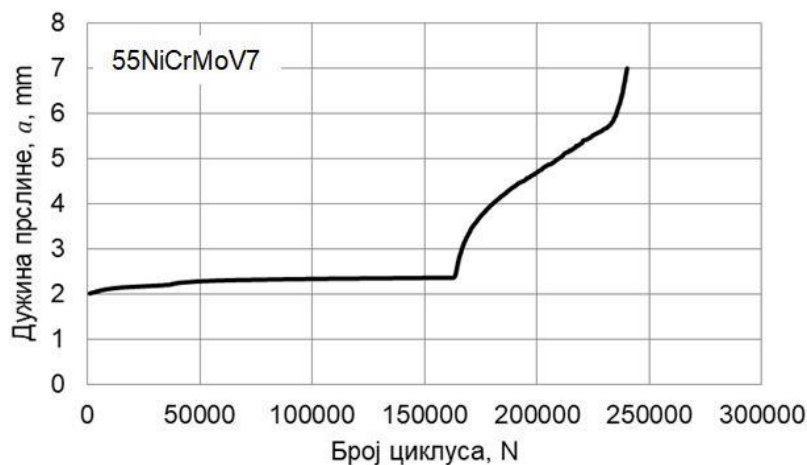
Добијени резултати за челик 55NiCrMoV7 показују сличан тренд криве као и код челика X37CrMoV5-1, чак и у случају појаве тзв. кратке пррлине. То је донекле и очекивано због велике сличности ова два челика. Са дијаграма на слици 7.121 се уочава да је до појаве иницијалне пррлине дошло у раној фази испитивања ( $\Delta K_{th} = 28.22 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ ) а да после тога прлина расла до достизања одређеног броја циклуса оптерећења, када почиње њено "затварање". Успоравање раста пррлине траје све до достизања вредности напона  $\Delta K = 35.85 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$  и 164001 циклуса, када кратка прлина почиње да расте све до лома узорка. У тренутку почетка интензивнијег раста пррлине претпоставка је да је дошло и до сједињавања детектоване кратке пррлине са

прслином веће дужине. Треба приметити и да лом узорка није линеаран, јер се тачке на дијаграму групишу око две праве различитог правца што наводи на закључак да је брзина раста прслине различита. Раздвајањем другог дела дијаграма (раст дуге прслине) добијају се дијаграми приказани на слици 7.122. У првом делу раста прслина је расла спорије (сл. 7.122а) а затим брже (сл. 7.122б). То је потврђено и фрактографском анализом преломљеног узорка (сл. 7.134). Као и у случају другог челика, због појаве затварања прслине за време испитивања, овде треба нагласити да од укупног броја остварених циклуса један део (164001 циклус) представља део испитивања када није било раста прслине, а остатак од 76400 циклуса заправо представља део када је прслина ефективно расла.



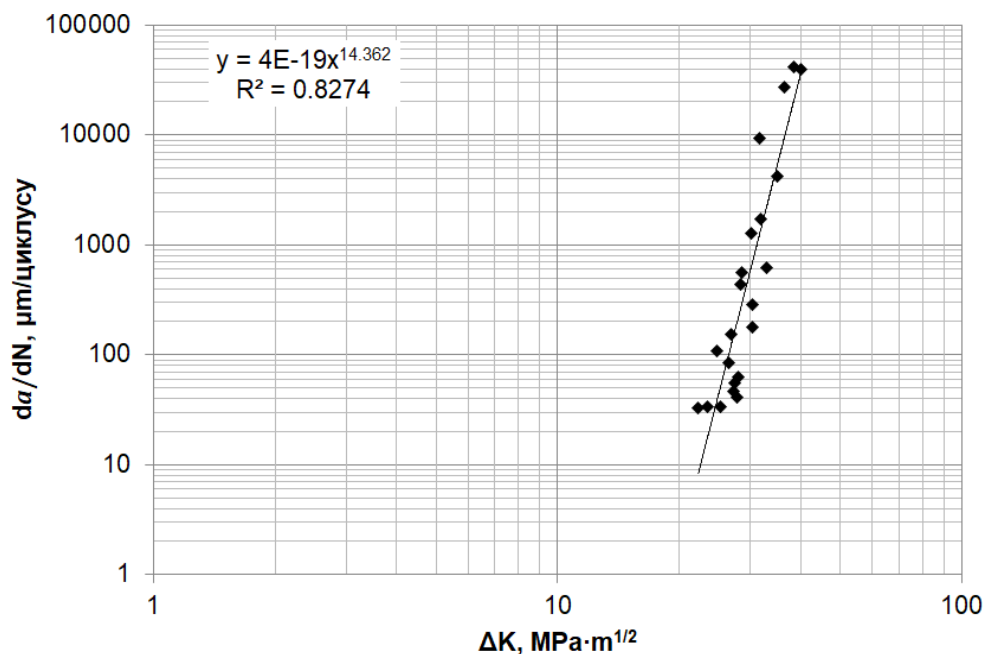
Слика 7.122 Дијаграм раста заморне прслине челика 55NiCrMoV7:  
а) почетак раста прслине и б) завршна фаза раста

Такође, на слици 7.123 приказан је дијаграм  $a-N$  за челик 55NiCrMoV7 који показује тренд пораста прслине за време заморног испитивања, као и број остварених циклуса до лома. Са дијаграма се уочава да пораст прслине није велики до око 164000 циклуса када почиње изражени раст који траје око 10000 циклуса да би се затим усталио до око 230000 циклуса, када се јасно види део коначног лома узорка (240101 циклуса).



Слика 7.123 Дијаграм  $a-N$  за челик 55NiCrMoV7

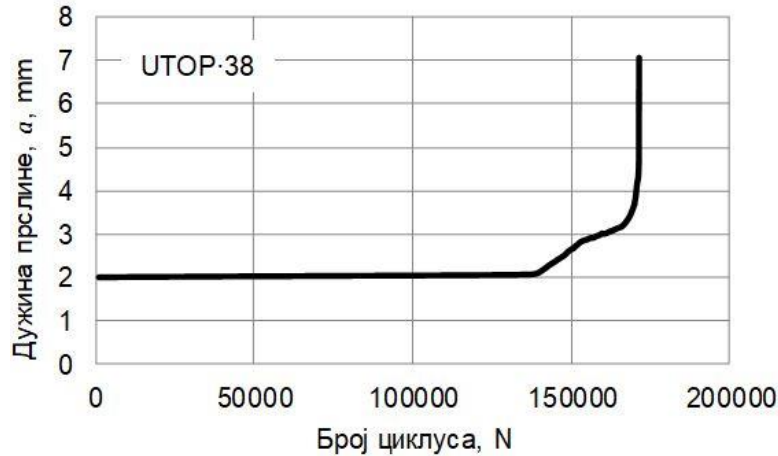
Испитивањем узорака из навара добијени су нешто другачији трендови кривих раста заморне прслине  $da/dN-\Delta K$  (сл. 7.124 и 7.126) и  $a-N$  кривих (сл. 7.125 и 7.127), за оба додатна материјала. Криве раста заморне прслине су вертикалније и нема затварања прслине на почетку испитивања. Такође, с обзиром на добијене вредности коефицијената  $C$  и  $m$  утврђено је да су заморне карактеристике навара лошије него оне код ОМ.



Слика 7.124 Дијаграм раста заморне прслине за навар УТОР 38

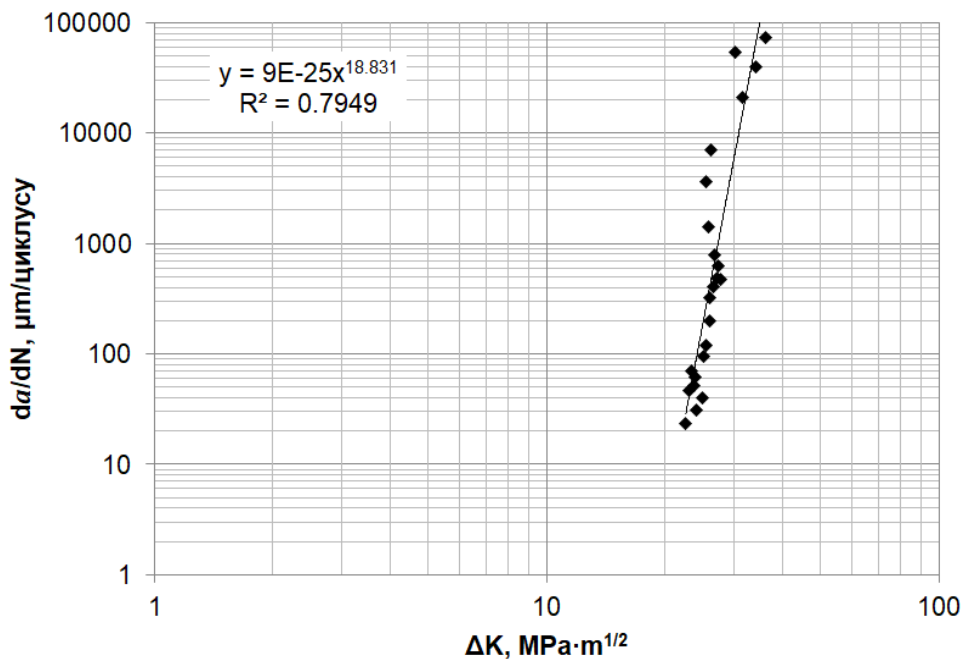
Анализом  $a-N$  дијаграма навара од електроде УТОР 38 (сл. 7.125) уочава се да је узорак отпоран на раст прслине све до достизања око 140000 циклуса, када почиње благи пораст прслине. У почетку раст прслине је нижег интензитета, уз мање варијације у брзини, све до достизања око 165000 циклуса, када крива раста прслине

почиње да буде готово усправна, што указује на веома брз завршни лом узорка на коначних 171420 циклуса. Анализом изгледа криве може се утврдити да је метал навара УТОР 38 веома отпоран на појаву прслине, с обзиром на то да је почетни део криве константан и да нема регистровања раста иницијалне прслине. Међутим, по појави прслине долази до њеног релативно брзог ширења кроз узорак.



Слика 7.125 Дијаграм  $a-N$  за навар од УТОР 38

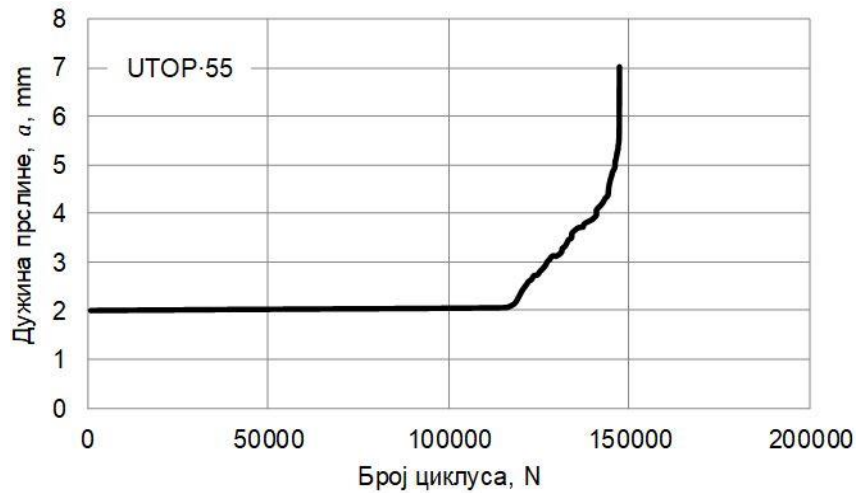
У случају узорака из метала навара од електроде УТОР 55, резултати у смислу тренда  $da/dN$ - $\log \Delta K$  и  $a-N$  криве су приближни металу навара УТОР 38. Криве раста заморне прслине су веома сличне, уз разлику што је крива метала навара УТОР 55 померена улево (сл. 7.126). Такође, и у овом случају на почетку испитивања није било затварања прслине. С обзиром на врсту електрода претпоставка је била да ће резултати бити слични као код метала навара од УТОР 38. Праг замора  $\Delta K_{th}$  није могао да буде дефинисан.



Слика 7.126 Дијаграм раста заморне прслине за навар УТОР 55

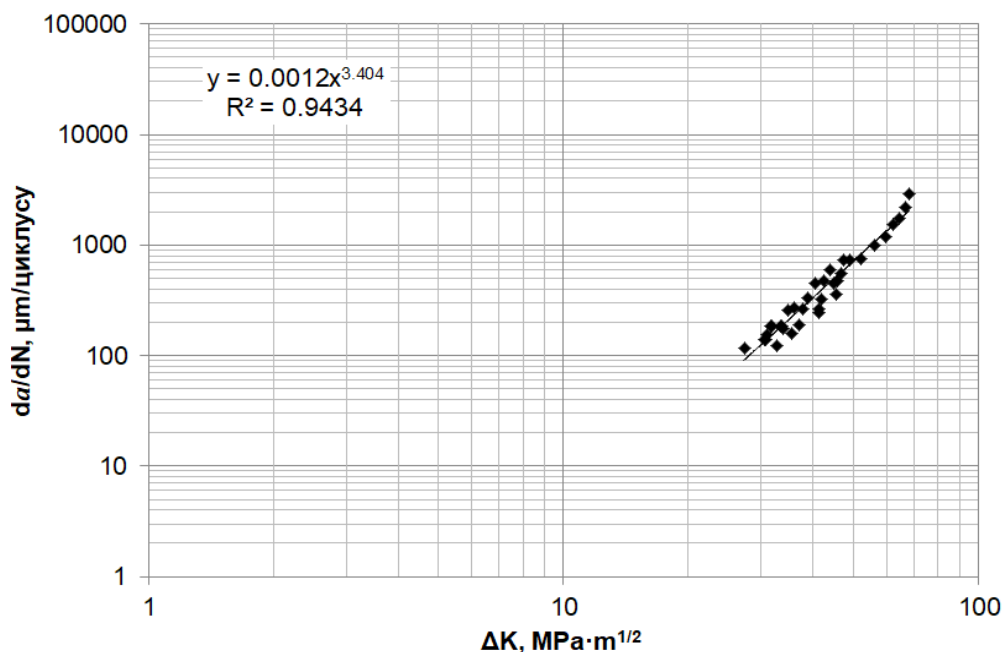
Анализом  $a-N$  дијаграма (сл. 7.127) уочава се да је зарез отпоран на раст прслине све до неких 120000 циклуса када почиње нагли раст прслине. За разлику од навара УТОР 38, раст прслине код навара УТОР 55 је углавном интензиван, уз мање застоје

све до достигања око 145000 циклуса када је крива раста прслине готово усправна што указује на веома брз завршни лом узорка који наступа на 147776 циклуса. Тренд  $a-N$  криве показује сличне карактеристике наваара од УТОР 55 као у случају другог испитаног наваара, што је донекле и очекивано.



Слика 7.127 Дијаграм  $a-N$  за навар од УТОР 55

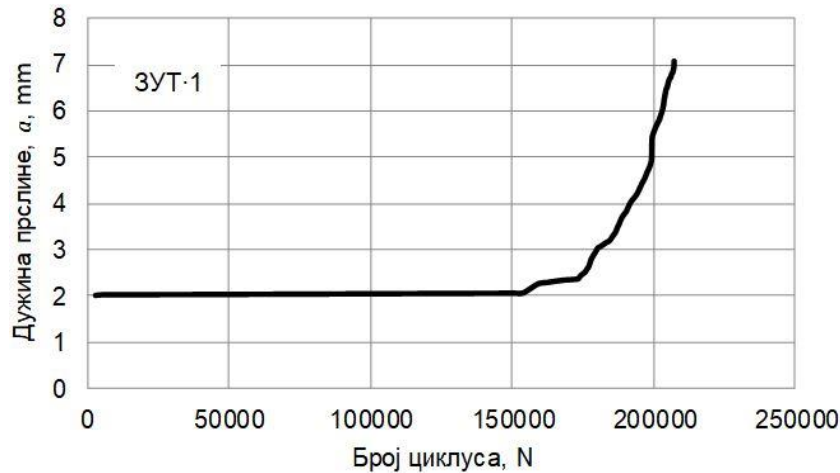
У случају узорака из ЗУТ-а наварених плоча, анализом добијених дијаграма утврђено је да је код њих раст прслине по броју циклуса најспорији (слике 7.128 и 7.130). У случају челика X37CrMoV5-1 уочава се да су тачке груписане по линији и да је нагиб криве мањи него у случајевима ОМ и МШ. Такође, уочено је да се епрувета из ЗУТ-а не понаша као епрувета из ОМ у смислу појаве затварања прслине. Очито да је услед утицаја топлоте дошло до промене карактеристика материјала тако да сада затварање прслине при замору изостаје али је уочљиво спорије ширење прслине.



Слика 7.128 Дијаграм раста заморне прслине за ЗУТ челика X37CrMoV5-1

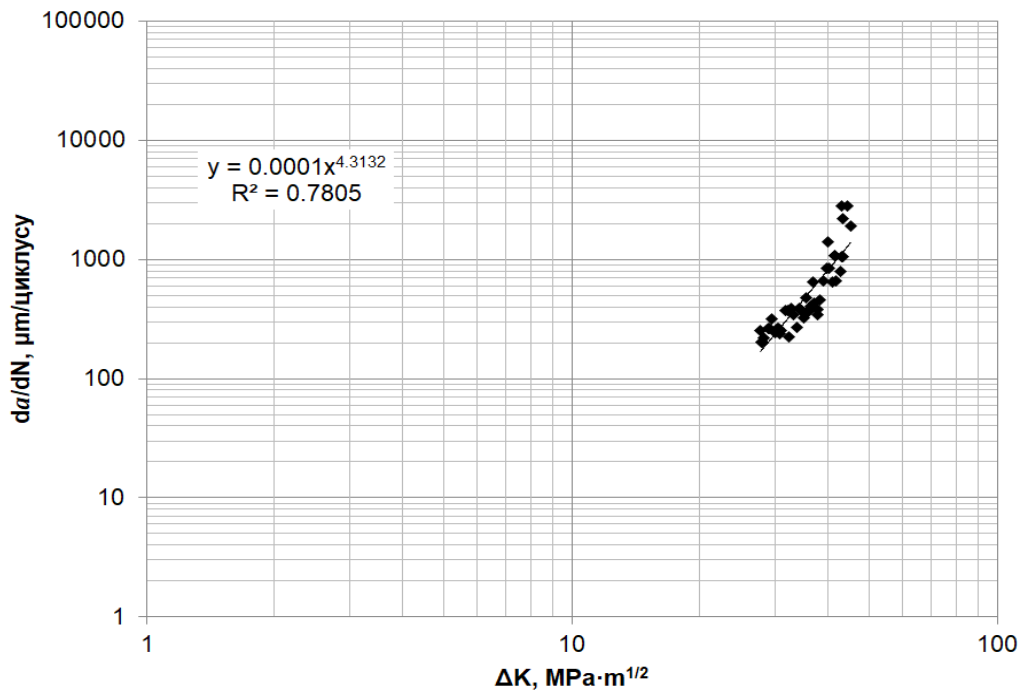
Дијаграм  $a-N$  узорка ЗУТ-а челика X37CrMoV5-1 (сл. 7.129) показује да је зарез отпоран на раст прслине све до нешто више од 150000 циклуса, када почиње благи раст прслине до око 2.5 mm што траје до приближно 170000 циклуса, када наступа брже ширење прслине. Раст прслине је углавном интензиван све до достигања максималног

броја циклуса од 207149 циклуса. Ипак, иако је ширење прслине спорије него у случају ОМ узорак из ЗУТ-а је постигао готово три пута мањи број циклуса.



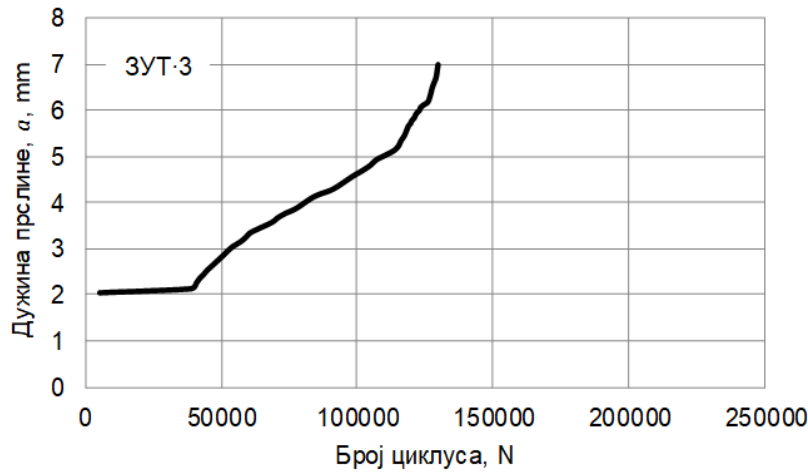
Слика 7.129 Дијаграм  $a-N$  за ЗУТ челика X37CrMoV5-1

У случају узорка ЗУТ-а челика 55NiCrMoV7 тренд криве  $da/dN-\Delta K$  (сл. 7.130) је исти као и код челика X37CrMoV5-1, уз нешто веће груписање тачака. Такође, затварање прслине изостаје, иако је постојало код испитивања ОМ.

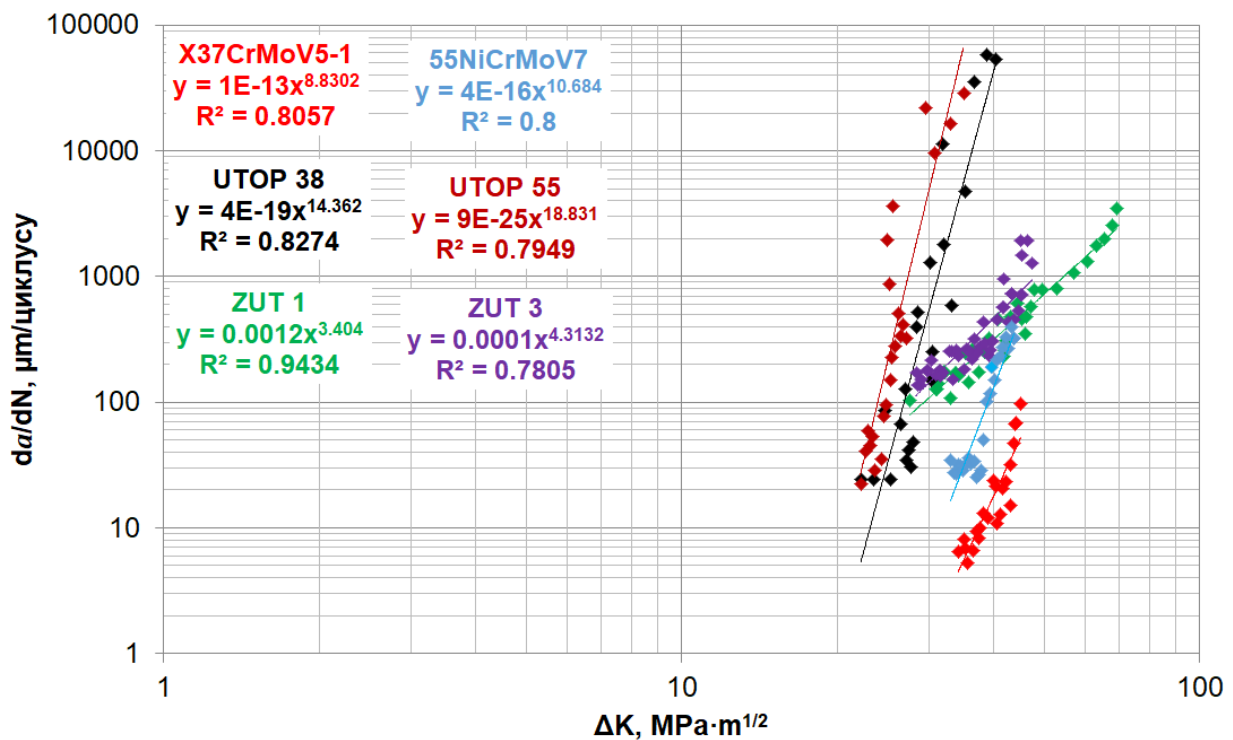


Слика 7.130 Дијаграм раста заморне прслине за ЗУТ челика 55NiCrMoV7

Дијаграм  $a-N$  узорка ЗУТ-а челика 55NiCrMoV7 (сл. 7.131) показује лошију отпорност на појаву и ширење заморне прслине, јер је метал ове зоне отпоран на раст прслине свега приближно 40000 циклуса, када почиње раст прслине који је константан до око 110000 циклуса, после чега наступа интензивнији лом који се настаје на коначних 72819 циклуса.



Слика 7.131 Дијаграм  $a-N$  за ЗУТ челика 55NiCrMoV7



Слика 7.132 Дијаграм раста заморне прслине за све испитане узорке

Анализом дијаграма уочава се да три различите зоне навара које су испитане показују различите заморне карактеристике, али су оне међусобно сличне на две врсте испитиваних узорака. Са дијаграма датог на слици 7.132 се лако уочава да најлошије заморне карактеристике има метал навара (јер има највећи нагиб криве и однос  $da/dN$ ), затим ЗУТ, док најбоља заморна својства има ОМ. Иако узорци ЗУТ-а имају мањи нагиб криве  $da/dN-\Delta K$  (и најнижи експонент  $m$ ), што указује на спорији раст заморне прслине, број постигнутих циклуса је био много нижи него у случају ОМ. Такав нагиб криве није био очекиван будући да резултати енергије лома показали да најбољу жилавост има ОМ. Могуће објашњење оваквих резултата јесте да су узорци за ЗУТ направљени у зони материјала где је услед утицаја повишене температуре при наваривању дошло до настанка повољнијих микроструктура (бејнит, или чак мали удео перлита) које карактерише већа жилавост и боља заморна својства. Такође, анализом резултата енергије лома (таб. 7.17) уочава се да је ЗУТ у неким зонама (по неки појединачни узорак) показао исту или чак већу жилавост од ОМ (узорак 4, 17.9 J), што

се може повезати и са овде уоченом појавом. С друге стране, постоји могућност и да ЗУТ има мању критичну дужину прслине па самим тим при расту прслине много раније достигне критичну вредност за лом узорка, док узорци ОМ до достизања своје критичне вредности прслине могу да остваре још изванредан број циклуса. За потврду ове тврдње требало би да се спроведу додатна испитивања. У случају ОМ, на дијаграму је приказан само део криве после затварања прслине, јер он може бити упоређен са резултатима добијеним за остале зоне навара. Са дијаграма (сл. 7.132) се уочава да оба ОМ имају добре заморне карактеристике (нарочито челик X37CrMoV5-1), а да су у поређењу са осталим испитиваним зонама, криве за ОМ померене више удесно, што указује на њихов виши праг замора. Међутим, како је овде реч о материјалима који су крти, директно поређење није потпуно могуће, јер је за наведене случајеве тешко дефинисати област важења Парисовог закона (види сл. 6.26). Такође, максимална брзина раста заморне прслине се очекује када се опсег фактора интензитета напона приближи жилавости лома при раванској деформацији, када се очекује и крти лом узорка. Међутим, у овим случајевима криве немају такав тренд, јер је лом узорка у целини окарактерисан као крт. Добијени резултати показују да висока јачина материјала не мора нужно указивати на његове лоше заморне карактеристике. То се нарочито запажа у случају челика X37CrMoV5-1, а потврђено је и другим испитивањима неких материјала високе јачине попут панцирних челика [163].

Праг замора  $\Delta K_{th}$  би по правилу требало да се одреди коришћењем великог броја узорака који се испитују применом различитог опсега фактора интензитета напона, тачније смањивањем  $\Delta K$  до достизања прага замора. Међутим, како је у овом истраживању било исувише компликовано припремити већи број узорака, праг замора је одређен на основу спроведеног испитивања замора као тренутак када је регистрована појава прслине. У случају ОМ ти тренуци се могу издвојити (слике 7.118 и 7.121), али се за остале зоне то не може урадити, јер је лом узорка тј. раст прслине од тренутка њене појаве веома интензиван.

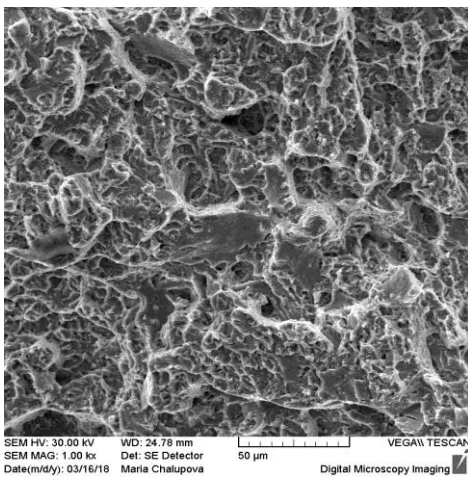
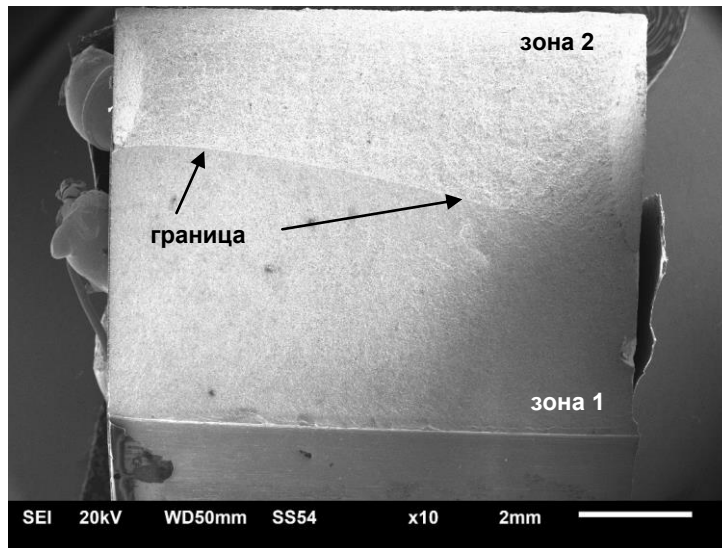
Такође, за време спровођења овде приказаних истраживања појавиле су се и нове идеје за будућа истраживања, као што је утицај унете топлоте на жилавост и заморна својства основног материјала и наварених слојева. Слично истраживање је спроведено у радовима [170, 171].

Као што је раније наведено, ковачки алати раде у условима повишених температура које су неким истраживањима узете у обзир при испитивању заморних својстава. Како су заморна испитивања приказана у овој дисертацији спроведена само на собној температури, овде је потребно објаснити зашто испитивања нису изведена и на повишеним температурама, а у циљу евентуалног добијања меродавнијих резултата. Наиме, бројним истраживањима, па и оним приказаним у овој дисертацији, је утврђено да се на температури предгревања ковачких алата (око 300°C) структура и карактеристике испитиваних материјала уопште не мењају, па се та температура сматра занемарљивом. Када је реч о површинским слојевима алата који долазе у контакт са загрејаним припремком, при чему температура алата може достићи 550-600°C, закључак је сличан, у датим условима својства материјала се много не погоршавају (види поглавље 7.2.1), чак поједина својства имају и тренд раста, као нпр. ударна жилавост [50]. Даље, разлог зашто заморна истраживања нису изведена и на повишеним температурама јесте анализа неких од постојећих истраживања [104] у којима је показано да повишене температуре немају велики утицај на праг замора и да чак температуре испитивања од 540°C проузрокују пад прага замора од свега 10%, што у овом случају представља занемарљиву вредност.

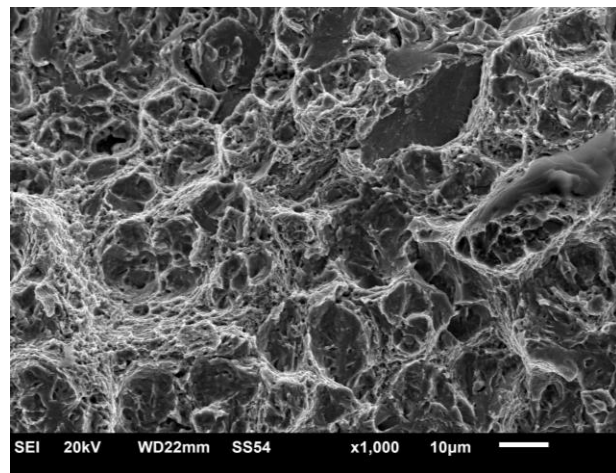


### 7.6.2 Фрактографска анализа замором преломљених површина

После завршених заморних испитивања, 4 узорка су завршно преломљена на Шарпијевом клатну у циљу анализе површина прелома. То су била: два узорка основног материјала (слике 7.133 и 7.134), један узорак навара УТОР 38 (сл. 7.57) и један узорак из ЗУТ-а челика 55NiCrMoV7 (сл. 7.58). Узорци су затим припремљени и снимљени на SEM микроскопу у циљу успостављања везе између структуре материјала на месту прелома и брзине раста прслине за време испитивања. С обзиром на то да су добијене структуре код по два узорка из навара и ЗУТ-а веома сличне (као и карактер лома), у наставку је приказан само по један карактеристичан узорак.



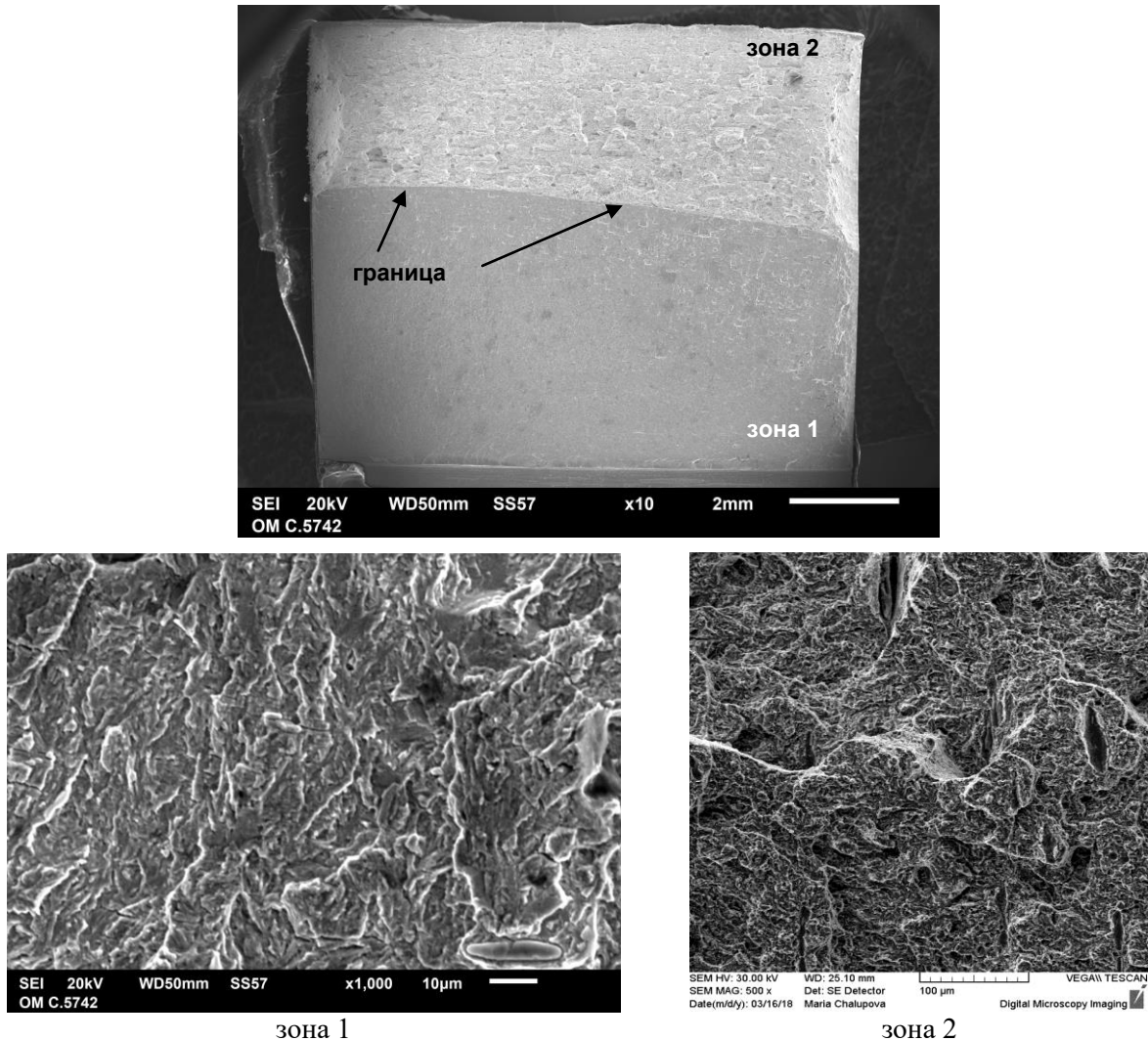
зона 1



зона 2

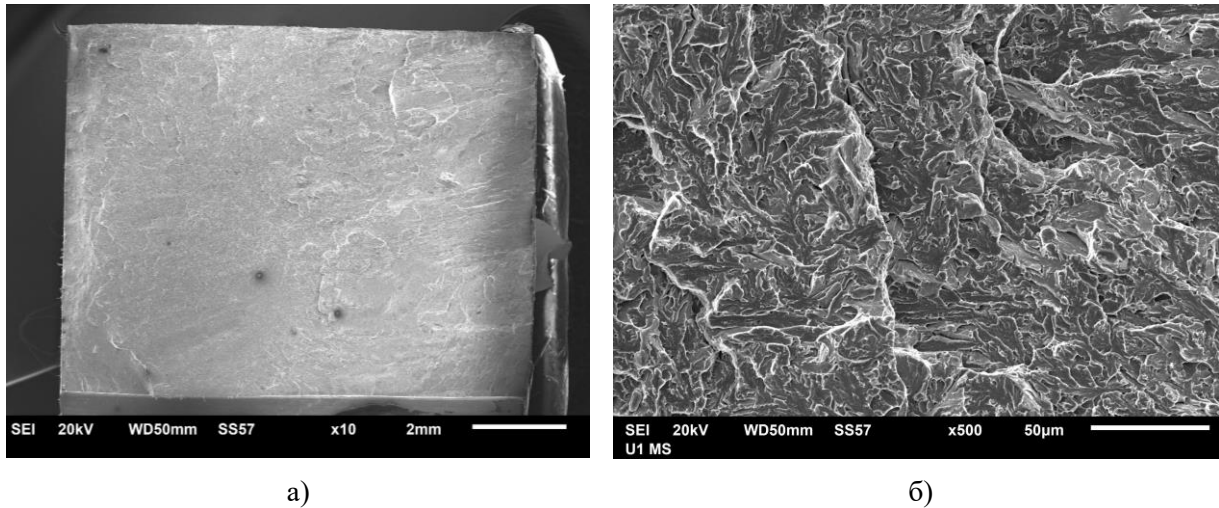
Слика 7.133 Макроснимак и микроснимци преломљене површине узорка челика X37CrMoV5-1

Појава уочена на дијаграму (сл. 7.118) када се јасно види промена у брзини раста прслине за време испитивања, лако је уочљива и на преломљеној површини узорка. Две зоне које карактерише различита брзина раста прслине су раздвојене по кривој линији која је јасно уочљива на горњој слици (макроснимак). Зона 1 представља зону постепеног лома док зона 2 представља зону интензивног лома. У зони 2 се на левој и десној страни уочава и "одваљивање" материјала услед брзог лома. Што се структуре материјала две зоне тиче на SEM микроскопским снимцима је уочљиво да је структура зоне 1 ситнозрнија и хомогенија, док се у зони 2 јасно уочавају јамице и плочасти делови кристала који настају у условима интензивнијег лома материјала.



Слика 7.134 Макроснимак и микроснимци преломљене површине узорка челика 55NiCrMoV7

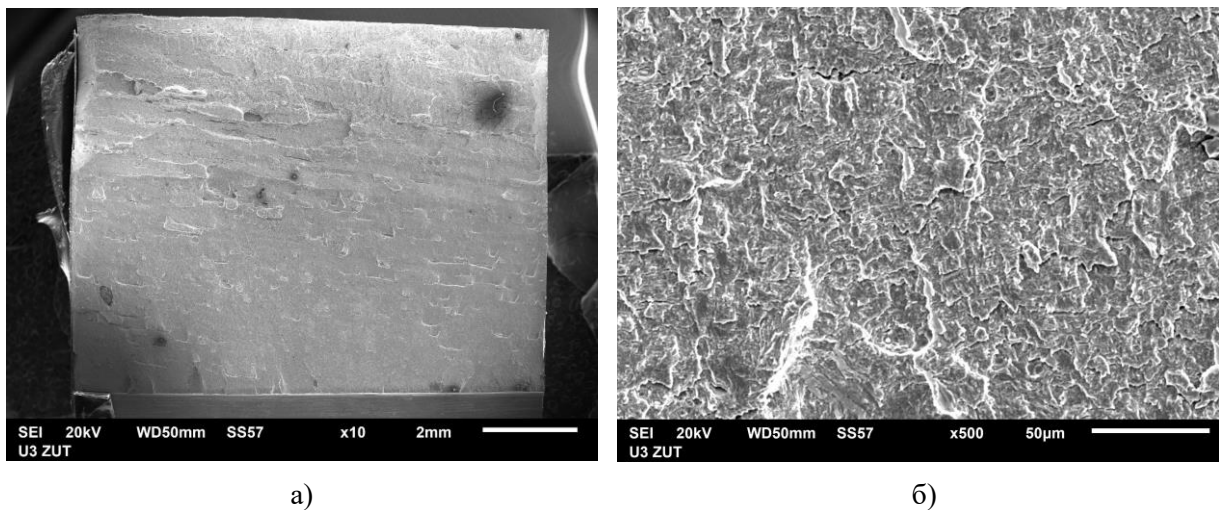
Слично као и код другог челика, на дијаграму раста заморне прслине (сл. 7.121) је уочена промена у брзини раста прслине која је јасно видљива и на површини прелома узорка (сл. 7.134, макроснимак). Две зоне које карактерише различита брзина ширења прслине су јасно раздвојене. Зона 1 представља зону постепеног лома, док зона 2 представља зону интензивног (завршног) лома. У зони 2 се на левој и десној страни уочава и "одваљивање" материјала и формирање "јамица", карактеристично за брзи лом материјала. Што се структуре материјала две зоне тиче на SEM микроскопским снимцима је уочљиво да је структура зоне 1 ситнозрнија и хомогенија, док се у зони 2 јасно уочавају јамице, плочасти делови кристала, као и гребени карактеристични за завршни лом метала.



Слика 7.135 Макроснимак и микроснимак преломљене површине узорка навара UTOP 38

Анализом преломљене површине узорка метала навара UTOP 38 утврђено је да се лом десио при константној брзини раста прслине, па се на макроснимку (сл. 7.135а) не уочава промена структуре, као што је то био случај код основних материјала. Такође, анализом микроструктуре (сл. 7.135б) може се утврдити да изглед прелома одговара прелому кртих материјала са израженим местима чупања материјала и присутним гребенастим областима. Тај закључак је донекле и очекиван, јер је реч о чистом металу навара који је добијен наваривањем (топљењем и мешањем и очвршћивањем основног и додатног метала), а познато је да метал навара прати крта, дендритна структура карактеристично ниске жилавости.

Анализом другог навара од UTOP 55 добијени су исти резултати, што је очекивано с обзиром да обе легуре припадају истој класи материјала.



Слика 7.136 Макроснимак и микроснимак преломљене површине узорка ЗУТ-а челика 55NiCrMoV7

Анализом преломљене површине узорка ЗУТ-а код челика 55NiCrMoV7 утврђено је да се лом десио при константној брзини раста прслине па се на макроснимку (сл. 7.136а) не уочава промена структуре као што је то био случај код основних материјала. На снимку микроструктуре (сл. 7.136б) може се видети ситнозрна структура површине прелома карактеристична за материјале повољне жилавости. На снимку се не уочавају места наглих прелома, гребени и јамице што наводи на закључак

да је узорак из ЗУТ-а погодних механичких карактеристика. На добре заморне карактеристике повољан утицај може имати и унета топлота при наваривању будући да се при заваривању ових челика технологија прописује тако да се избегне закаљивање у ЗУТ-у тј. да се омогући формирање неких стабилнијих структура које одликују боље заморне карактеристике.

Анализом другог ЗУТ-а код челика X37CrMoV5-1 добијени су исти резултати па даља анализа овде није приказана.

Све изложено у оквиру поглавља 7.6 указује на то да из угла механике лома, настанка и ширења прлина, метал навара има најлошије заморне карактеристике, што у навареним зонама алата може довести до ране појаве иницијалне прлине и оштећења. То је у супротности са неким ранијим истраживањима [25, 50] ових материјала и технологија наваривања изведеним из аспекта триболошких карактеристика наварених ковачких алата (отпорности на хабање), у којима је доказано да наварени ковачки алати могу имати дужи радни век од нових алата израђених од челика за рад на топло анализираних у овој дисертацији. Међутим, та тврдња је изнета на основу анализе резултата добијених релативним кретањем на трибометру, у условима са подмазивањем и остваривањем контакта два елемента тако да није било могуће симулирати ударна оптерећења која у реалном процесу постоје. Стога, да би резултати били меродавни потребно је извести неколико различитих типова испитивања и затим донети закључак, јер се као узрочник отказа ковачких алата најчешће поред хабања, идентификује и термомеханички замор.

Такође, иако испитани основни материјали имају високу јачину, она није негативно утицала на заморне карактеристике челика. Чак, уочена појава успоравања раста прлине може позитивно утицати на челик у току експлоатације из аспекта појаве и ширења прлине.

## 8. НУМЕРИЧКА АНАЛИЗА РАСТА ЗАМОРНЕ ПРСЛИНЕ

После изведених експерименталних истраживања, приступило се изради нумеричких модела који описују раст заморне прслине методом коначних елемената. На овај начин могуће је упоређивати нумеричке и експерименталним резултате. Будући да нумеричке симулације заузимају све значајније место у више области, а нарочито у инжењерству, у овом раду се покушало да се њиховом применом добију прихватљиви резултати. Циљ сваке симулације јесте да се добију резултати који су што је могуће више приближнији експерименталним, како би се омогућило да се евентуално избегну скупа и дуготрајна експериментална истраживања.

У неким од ранијих истраживања аутора ове дисертације [93, 132, 138, 168] показано је да нумеричке симулације могу имати велику сагласност са експериментом, поготову када се нумерички модел развије на одговарајући начин. Иако су та истраживања изведена при анализи утицаја повишених температура на механичке особине челика и одређивања температурских циклуса за време заваривања и утицаја времена хлађења на особине завареног споја, делови ових истраживања се могу применити и на овде разматране проблеме замора. Примена нумеричких симулација у инжењерству је била предмет истраживања и других аутора [15, 28, 93, 137].

Метода коначних елемената (МКЕ) има бројне предности, пре свега у смислу поновљивости прорачуна, једноставној варијацији улазних параметара, као и могућности предвиђања места у/на конструкцији где се очекује највећа концентрација напона, односно идентификацији критичних места. Иако се у великој мери нумеричке анализе свODE на апроксимирање проблема, уз правилно дефинисане карактеристике материјала и почетне услове (оптерећење, ослонци и тсл.) могу се очекивати поуздани резултати.

Сама метода коначних елемената, која је коришћена за анализу, састоји се из дискретизације модела на такозване коначне елементе, повезане међусобно у тачкама које се зову чворови, дефинисања граничних услова и услова оптерећења. После усвајања свих ових параметара, приступа се решавању система линеарних једначина и одређивању матрица крутости система, на локалном и затим глобалном нивоу. На основу тога одређују се померања чворова, односно деформације у моделу, да би се преко њих на крају израчунали напони. Описана процедура је доскора била успешна за примену на статички оптерећене конструкције, међутим развој области нумерике довео је до могућности да се МКЕ користи и код конструкција код којих делује замор. Овде треба споменути и могућност коришћења тзв. модификоване верзије методе коначних елемената, познатије као проширена метода коначних елемената (РМКЕ)<sup>1</sup>. Суштина ове методе се састоји у примени функција побољшања које симулирају присуство дисконтинуитета (у овом случају прслина) у моделу, и омогућава прорачун раста прслине и одређивање фактора интензитета напона без потребе за поновним генерисањем мреже у околини врха прслине. Проширена метода коначних елемената такође омогућава и дефинисање вредности Парисових коефицијената, односно

---

<sup>1</sup> Један од услова примене методе коначних елемената јесте континуитет модела који се дискретизује. Увођење прслине у модел доводи до појаве дисконтинуитета, чиме се јавила потреба за проналажење начина како да се овај проблем превазиђе. У ту сврху су осмишљене многе методе, при чему је једна од најраспрострањенијих проширена метода коначних елемената (XFEM - *Extended Finite Element Method*), која се у последње време све више примењује при прорачуну интегритета различитих врста конструкција, а нарочито за симулацију раста заморних прслина [171].

симулацију заморног оптерећења. Више детаља о овој методи може се наћи у специјализованој литератури [172-174]. Како је споменути концепт РМКЕ сада могуће спровести и применом МКЕ у одређеним софтверским пакетима, у овом раду смо се определили за ту методу.

Циљ нумеричке анализе у овој дисертацији био је да се формира одређени број модела, заснованих на експериментално испитаним узорцима на чисто савијање, уз одговарајућу апроксимацију геометрија различитих области завареног споја (ОМ, ЗУТ, навар), даље се нумерички раст прслине и број остварених циклуса упоређује са експерименталним резултатима. Сви прорачуни урађени су итеративно, за различите густине мреже, како би се постигла одговарајућа конвергенција резултата и добило што реалније и прецизније симулирано понашање заморне прслине. Анализа је урађена у програмском пакету ANSYS. Разлике у механичким својствима испитаних области дефинисане су вредностима Парисових коефицијената добијених експериментално за сваку од области (уз благе корекције у циљу добијања што тачнијег модела).

Овде је свакако неопходно нагласити да је за овај и многе друге случајеве у пракси, за меродавну и довољно прецизну симулацију потребно имати поуздане експерименталне резултате. Ово је нарочито важно при испитивању понашања на замор, где је од велике важности експериментално одређивање Парисових коефицијената за свако конкретно испитивање. Често је пракса показала да се узорци од истог материјала могу значајно другачије понашати у смислу раста заморне прслине, зависно од положаја зареза и унете топлоте при заваривању [172].

## 8.1 ПОСТАВКА НУМЕРИЧКЕ СИМУЛАЦИЈЕ

Нумеричка симулација изведена је применом методе коначних елемената (МКЕ) у софтверском пакету ANSYS, верзија R2 2019. Основу симулације чиниле су криве раста заморне прслине  $da/dN-\Delta K$  за различите зоне на основу којих су одређени коефицијенти Парисове једначине (С и m), како је то описано у претходном поглављу. Гранични услови и оптерећења су дефинисани тако да буду у складу са експериментом, како би симулација била што успешнија.

Модел епрувете је направљен у софтверском пакету SolidWorks, а геометрија узорка је била идентична Шарпијевом узорку за одређивање ударне жилавости, при чему је прслина представљена као равна која пролази на месту зареза. Модел је затим увезен у ANSYS где су дефинисани гранични услови и оптерећења. Следећи корак је био генерисање мреже коначних елемената при чему је величина елемента изабрана тако да се постигне конвергенција резултата, односно да добијене вредности напона и деформација теже некој граничној вредности. За облик коначних елемената изабрани су ТЕТ елементи (облика четворостране пирамиде). Величина елемената је варирана у зависности од њихове локације. У циљу добијања што прецизнијих резултата, мањи елементи (финија мрежа) су коришћени на местима где се очекивала концентрација оптерећења, тј. раст заморне прслине. С друге стране, на местима удаљеним од критичних, коришћени су већи елементи како би се смањио број чворова и скратио прорачун. Овде треба напоменути да ANSYS при генерисању мреже по аутоматизму уситњава мрежу на месту очекиваних максималних оптерећења, па је мрежа у почетку била иста за цео модел, али је по увођењу симулације сам програм уситнио мрежу у средишњој зони епрувете. У случају да је ситнија мрежа задата на почетку симулације, она би по почетку симулације била додатно уситњена што би довело до усложњавања симулације, а утицај на резултате би био незнатан.

Епрувете су направљене као 3D модели због оптерећења које је примењено, док су вредности момента преузете из експеримента, уз незнатну корекцију вредности. Наиме, вредности момента добијене експериментом су биле у њутн-метрима ( $Nm$ ), а у прорачуну је било потребно користити њутн-милиметре ( $Nmm$ ). Моментно оптерећење делује на средини зареза и доводи до савијања епрувете. У случају модела момент је дефинисан тако да важи целом дебљином узорка (тј. целом дужином зареза). Момент је задат табеларно тако да сила почиње са највеће (почетне) вредности и опада како симулација одмиче (сагласно експерименту), будући да на тај начин функционише и фрактомат. На тај начин се постепено смањује момент савијања како би се он прилагодио смањеном попречном пресеку (услед раста заморне прслине). Ту се крије и разлог за примену софтверског пакета ANSYS за извођење симулације, јер он однедавно пружа могућност дефинисања променљивог оптерећења на горенаведени начин.

Гранични услови при симулацији су усвојени на начин на који то одговара ослањању при реалном експерименталном испитивању. Епрувета је ослоњена са стране супротно од површине на коју делује оптерећење, што тој површини омогућава померање. То значи да је модел ограничен и оптерећен по површинама које одговарају крајевима епрувете (димензија  $10 \times 10 \text{ mm}$ ), при чему су онемогућена сва померања дуж све три осе, као и ротација око оса  $x$  и  $y$ .

Иако на реалним узорцима то није био случај, да би симулација могла да се изведе, на моделу је направљена мала почетна прслина дужине  $0.2 \text{ mm}$  на врху постојећег V зареза. Касније је то узето у обзир тако што је на добијени укупан број циклуса у симулацији додат и број циклуса потребан стварној заморној прслини да порасте до наведене вредности.

Још једна битна чињеница јесте да су Парисови коефицијенти ( $C$  и  $m$ ) усвојени као константе за одређену зону, иако то код узорака основних материјала није био случај (прслина није расла истом брзином све време). То је учињено јер у овом тренутку није могуће у оквиру једног модела дефинисати различите вредности Парисових коефицијената како би се симулирала различита брзина раста прслине.

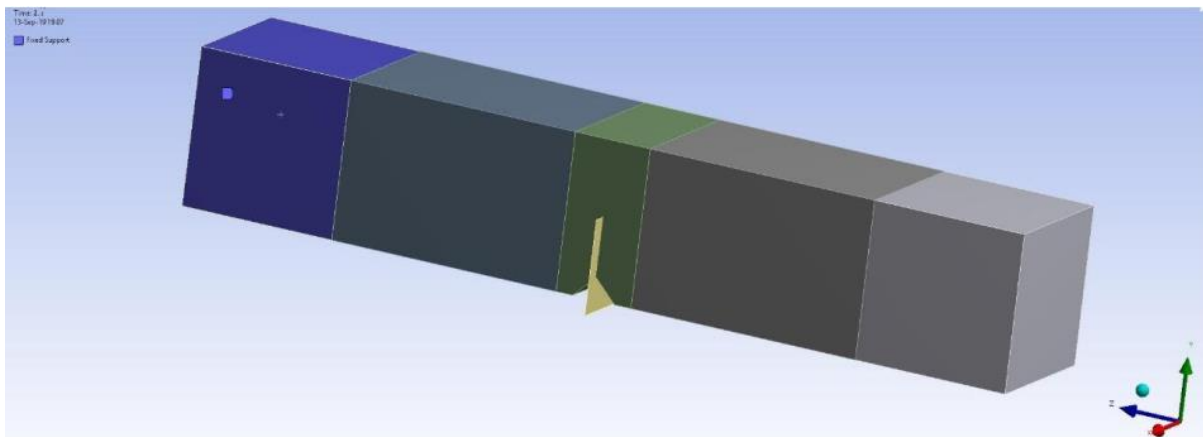
## 8.2 ИЗРАДА 3D МОДЕЛА

Изглед 3D модела коришћеног за симулацију је приказан на сликама 8.1 до 8.3, по фазама израде модела: уз дефинисане граничне услове, оптерећења и мреже коначних елемената. Као што је већ речено, за елементе мреже усвојени су ТЕТ елементи, с обзиром на то да они у софтверу ANSYS дају поуздане резултате у области раста заморне прслине. Такође, се може уочити да модел садржи три области, с тим што централна област представља домен раста заморне прслине. Та област је циљано мања како би се скратило време прорачуна, јер се претпоставља да ће се прслина у њој ширити.

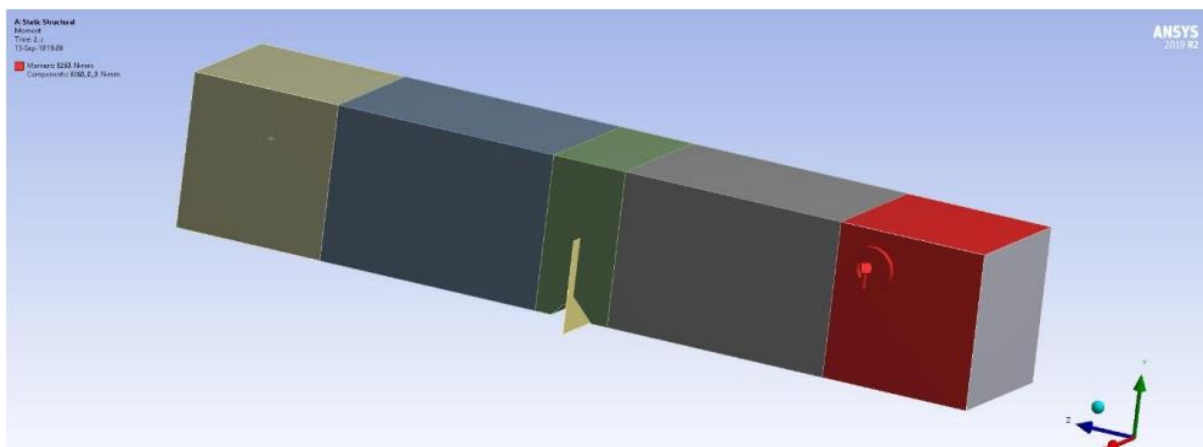
Као што је раније напоменуто, и што се види на слици 8.3, величина коначних елемената у зони зареза је мања у односу на остатак епрувете како би се поједноставио прорачун. Притом, усвојени елементи у средини епрувете ће се за време симулације додатно уситнити.

Сама нумеричка анализа је изведена у два корака. Први корак је подразумевао иницирање почетне прслине и дефинисање максималног момента, а други корак јесте раст почетне заморне прслине, што прати опадање делујућег момента савијања. Момент је дефинисан сходно експериментални резултатима добијеним за одређени

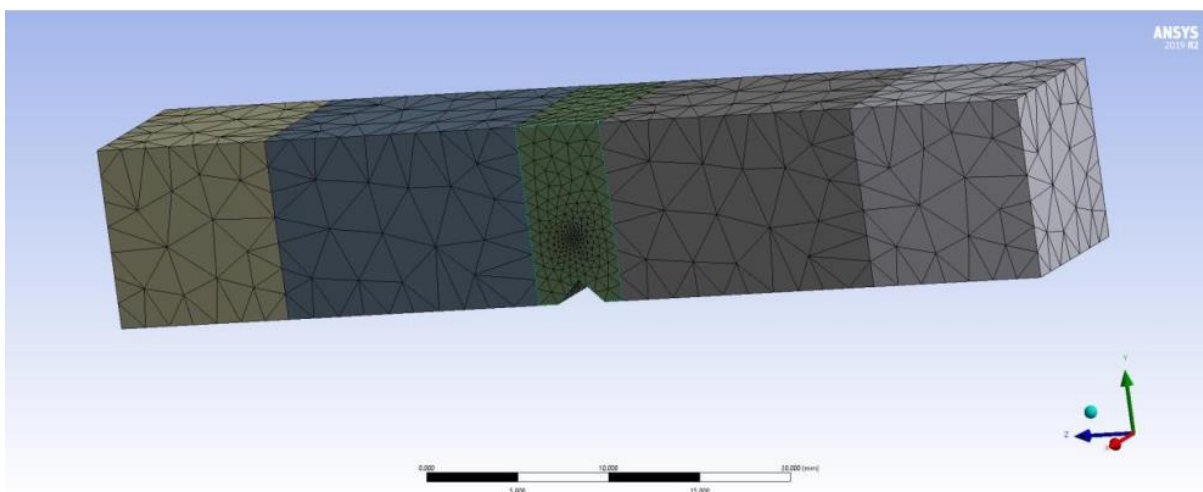
узорак и кретао се од максималних 35991  $Nmm$  (узорак ЗУТ 1) до 25014  $Nmm$  (узорак метала навара УТОР 38).



Слика 8.1 3D модел епрувете са постављеним граничним условима (плава зона)



Слика 8.2 3D модел епрувете са задатим моментним оптерећењем (црвена зона)



Слика 8.3 3D модел епрувете са дефинисаном мрежом коначних елемената

Поред горенаведених детаља везаних за модел, пре почетка симулације било је потребно усвојити и улазне карактеристике материјала, пре свих модула еластичности и својства отпорности. Механичке особине су усвојене на основу експерименталних испитивања (раније приказаних у оквиру поглавља 7.2), а вредности су приказане у табели 8.1.



Табела 8.1 Механичке особине различитих зона навареног споја коришћене у симулацијама

Модел	Напон течења, МПа	Затезна јачина, МПа	Модул еластичности, МПа
ОМ Х37CrMoV5-1	1550	1700	$2.19 \cdot 10^5$
ОМ 55NiCrMoV7	1450	1600	$2.12 \cdot 10^5$
Навар УТОР 38	700	800	$2.10 \cdot 10^5$
Навар УТОР 55	1000	1200	$2.10 \cdot 10^5$
ЗУТ Х37CrMoV5-1	1550	1700	$2.19 \cdot 10^5$
ЗУТ 55NiCrMoV7	1450	1600	$2.12 \cdot 10^5$

С обзиром на то да истраживање приказано у овој дисертацији припада области линеарно-еластичне механике лома (пластичних деформација готово да нема или су оне занемарљиво мале), у нумеричкој симулацији није било потребе да се дефинише понашање материјала у области пластичности, чиме је прорачун додатно поједностављен. Евентуална анализа пластичног понашања ових материјала (одређивање  $J$  - интеграла, CTOD и тсл.) може бити предмет даљих истраживања.

### 8.3 РЕЗУЛТАТИ НУМЕРИЧКЕ СИМУЛАЦИЈЕ

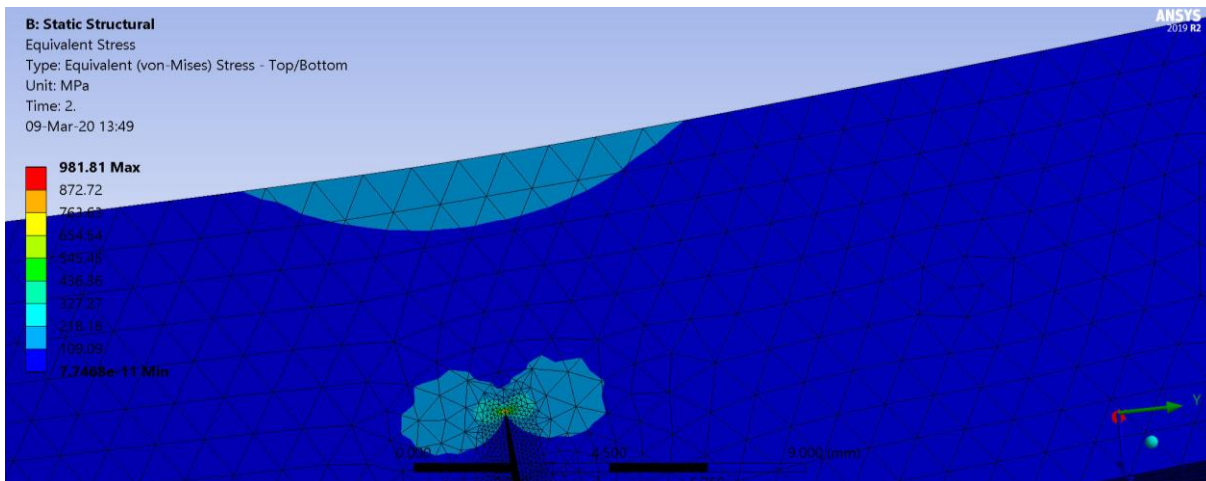
По завршетку симулације добијени резултати приказани су као графички и нумерички. Графички приказ резултата дат је у облику поља расподеле напона у деформисаним моделима, фактора интензитета напона  $K_I$  на врху прслине на моделу и у облику дијаграма раста прслине са бројем циклуса ( $a-N$ ), за сваки испитани узорак. Нумерички добијени резултати се односе на Парисове коефицијенте  $C$  и  $m$  добијене симулацијом. Како би добијене вредности фактора интензитета напона биле меродавне, сваки модел је дефинисан тако да прслина престане са растом у тренутку достизања одређене дужине, уместо да она расте произвољно. То ограничење је уведено због немогућности да се фактор интензитета напона прати у односу на дужину прслине већ само у односу на време, па је при сваком прорачуну било неопходно дефинисати и тачан број међузорака у оквиру другог дела прорачуна. Такође, поред наведеног, симулацијом је одређен и број циклуса до лома.

Како би се добиле одговарајуће вредности броја циклуса за сваки симулирани модел, биле су потребне одређене корекције експерименталних вредности Парисових коефицијената  $C$  и  $m$ . За време прилагођавања анализиран је и однос измењених и правих вредности за сваки модел како би се утврдило да ли постоји нека зависност која важи за све испитане узорке/моделе. Такође, циљ је био и да корекције коефицијената буду минималне како би симулација имала већи значај, тј. била што приближнија експерименталним испитивањима. Коначне вредности коефицијената су усвојене тек после великог броја итерација, када је утврђено да се симулацијом добијају одговарајући резултати. Такође, важно је напоменути да софтвер захтева да се користе дужинске јединице метар ( $m$ ), па су вредности експериментално добијених коефицијената које су биле дефинисане у односу на милиметре морале да буду конвертоване у метре. За то је коришћен посебан софтвер.

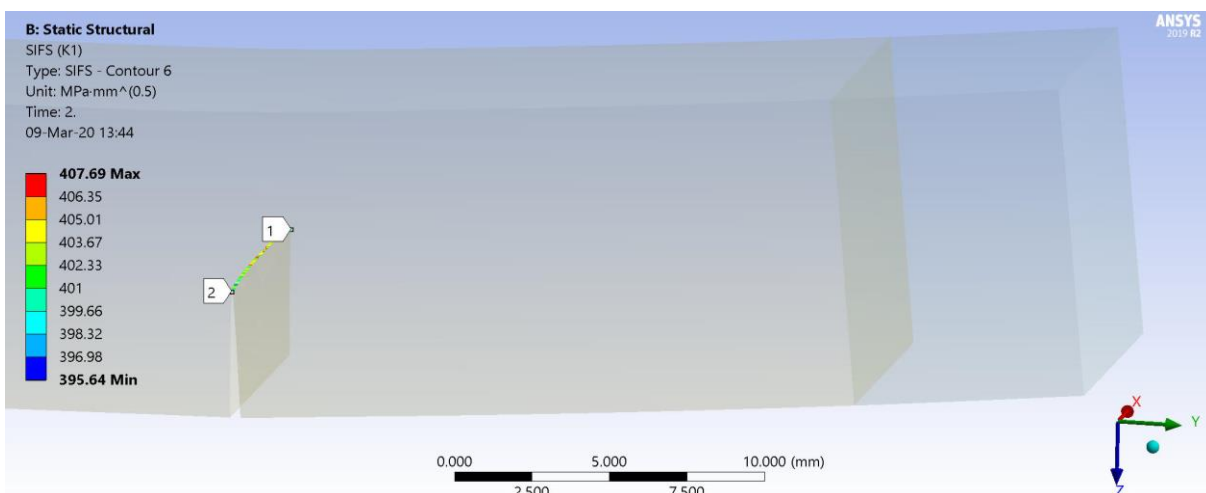
Добијени графички резултати за све узорке су приказани на сликама 8.4-8.21 (по 3 за сваки узорак) и у табели 8.2 где су дате упоредне нумеричке вредности експерименталних и нумеричких резултата.

Расподела напона је дата у виду еквивалентног напона (*von Mises*) у МПа на врху прслине са максималним постигнутим напоном на моделу који је приказан на скали са

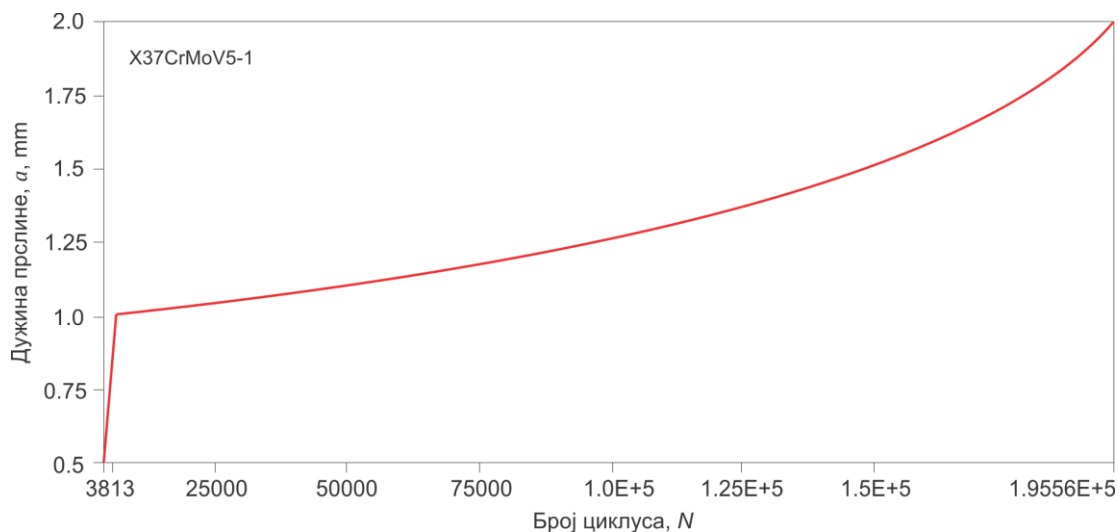
леве стране слике. Расподела фактора интензитета напона  $K_I$  на врху прслине је приказана у форми слике модела и линије расподеле фактора интензитета напона по ширини узорка са максималном постигнутом вредношћу у  $MPa \cdot m^{1/2}$ . Коначно,  $a-N$  дијаграм је приказан у форми криве линије добијене симулацијом која почиње од неке почетне вредности и завршава се коначним бројем постигнутих циклуса.



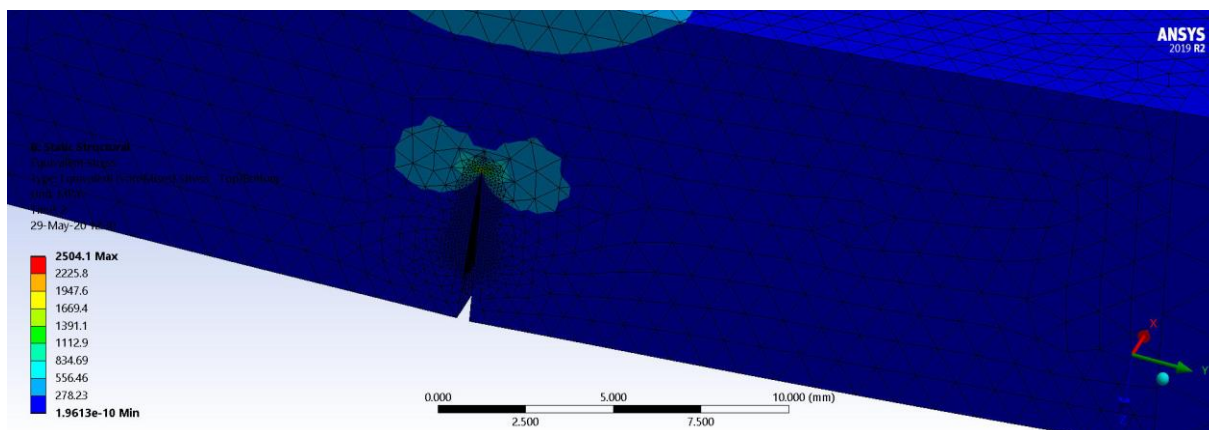
Слика 8.4 Расподела напона у деформисаном моделу – челик X37CrMoV5-1



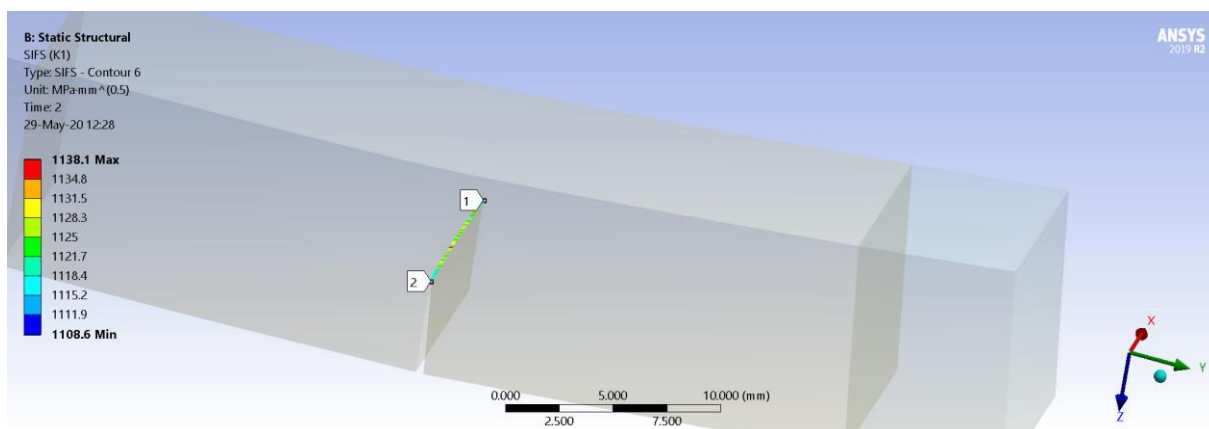
Слика 8.5 Фактори интензитета напона  $K_I$  – челик X37CrMoV5-1



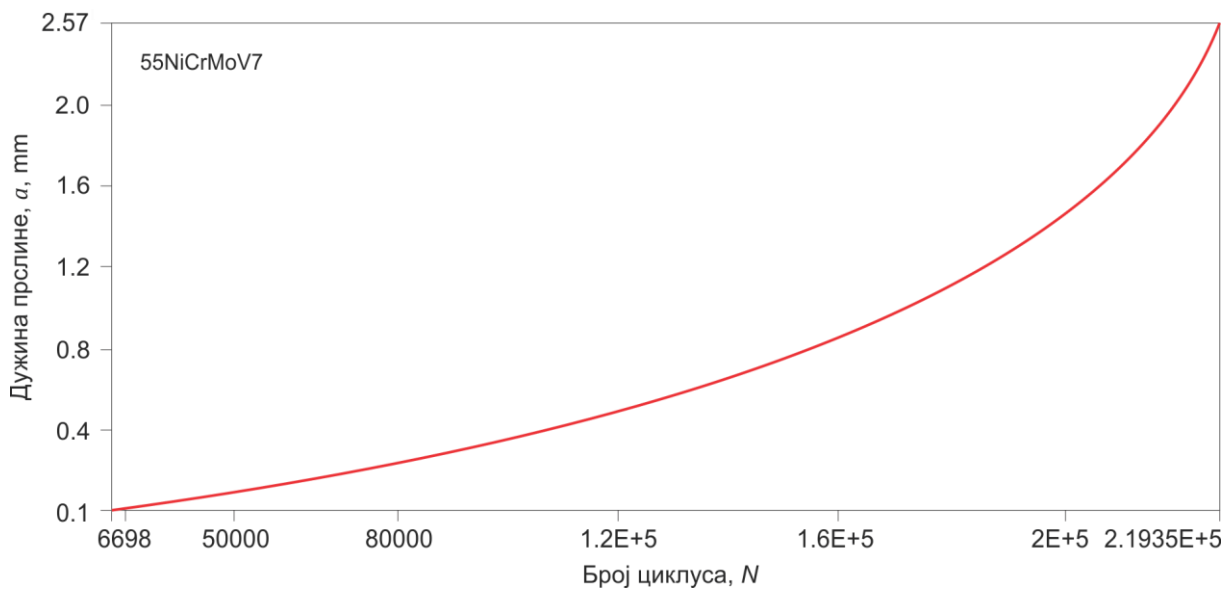
Слика 8.6 Дијаграм  $a-N$  – челик X37CrMoV5-1



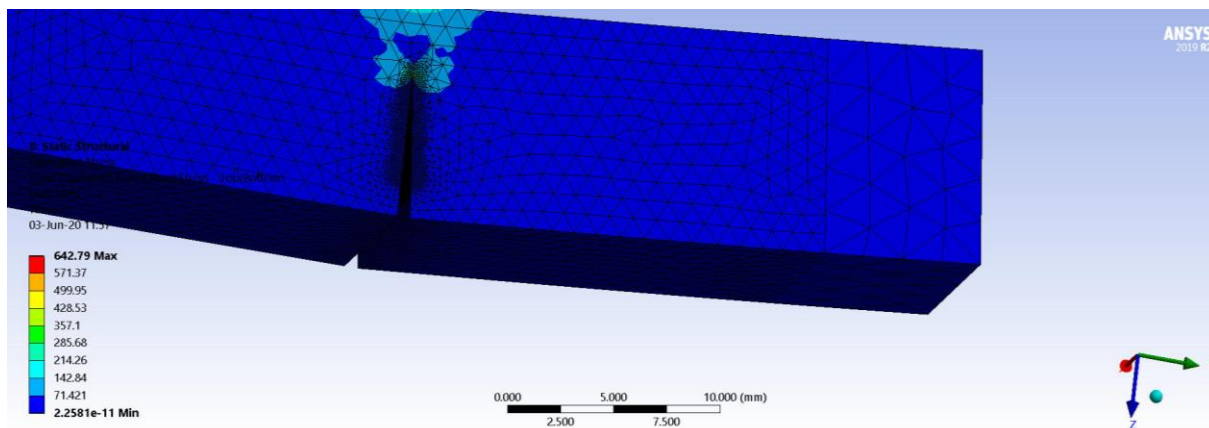
Слика 8.7 Распдела напона у деформисаном моделу – челик 55NiCrMoV7



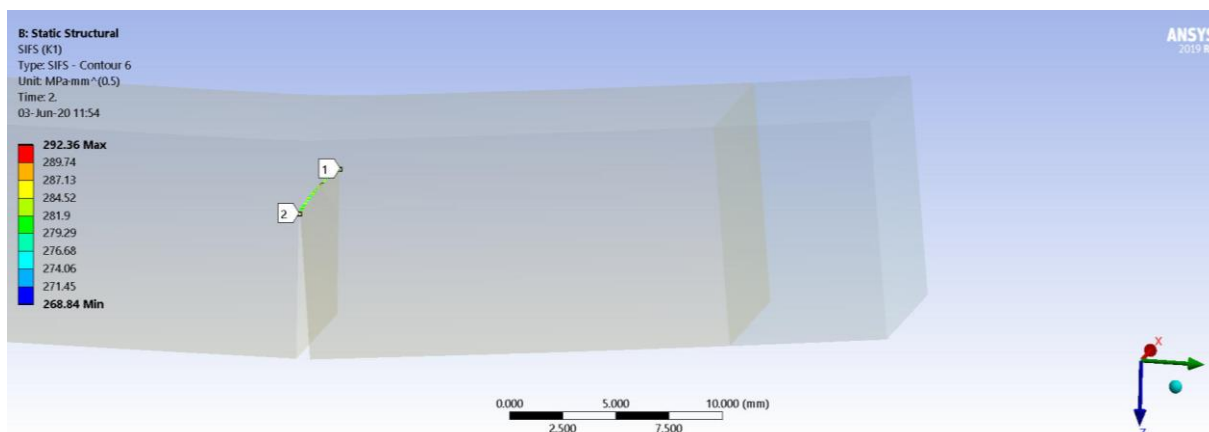
Слика 8.8 Фактори интензитета напона  $K_I$  – челик 55NiCrMoV7



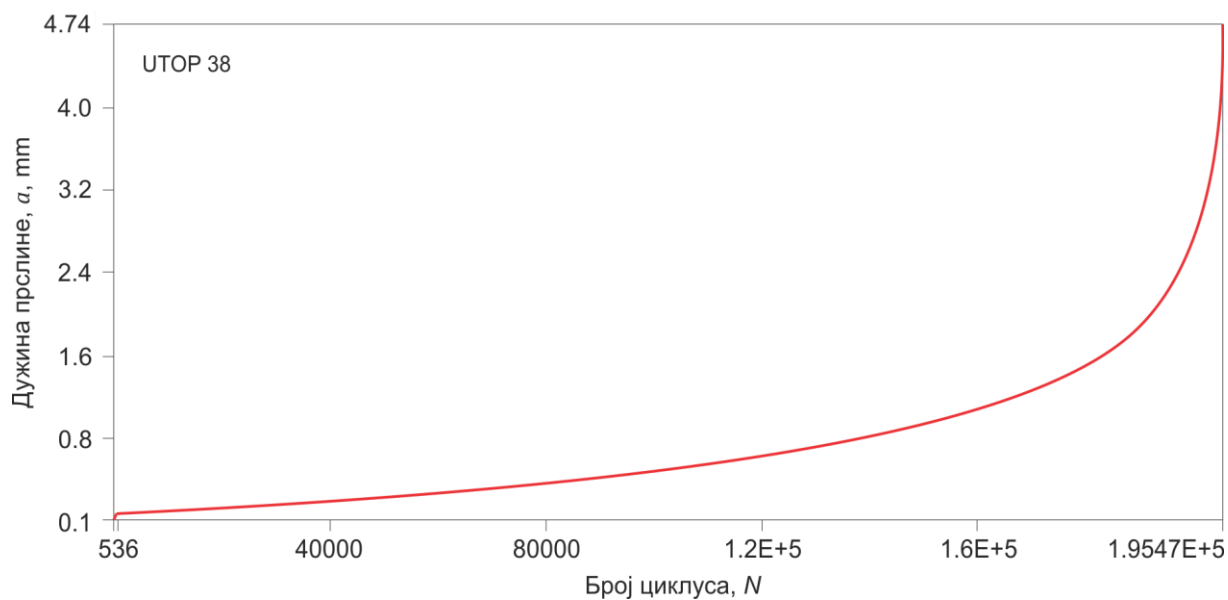
Слика 8.9 Дијаграм a-N – челик 55NiCrMoV7



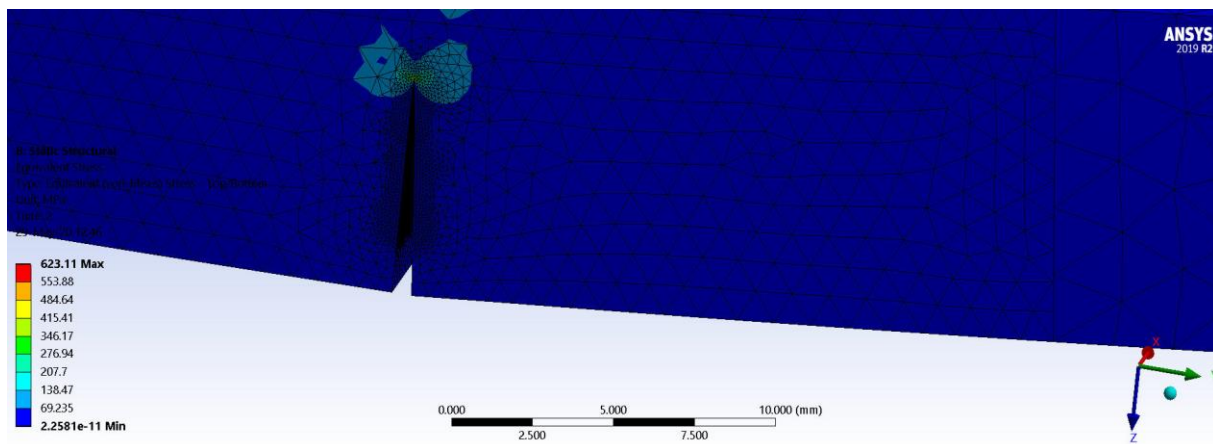
Слика 8.10 Расподела напона у деформисаном моделу – навар УТОР 38



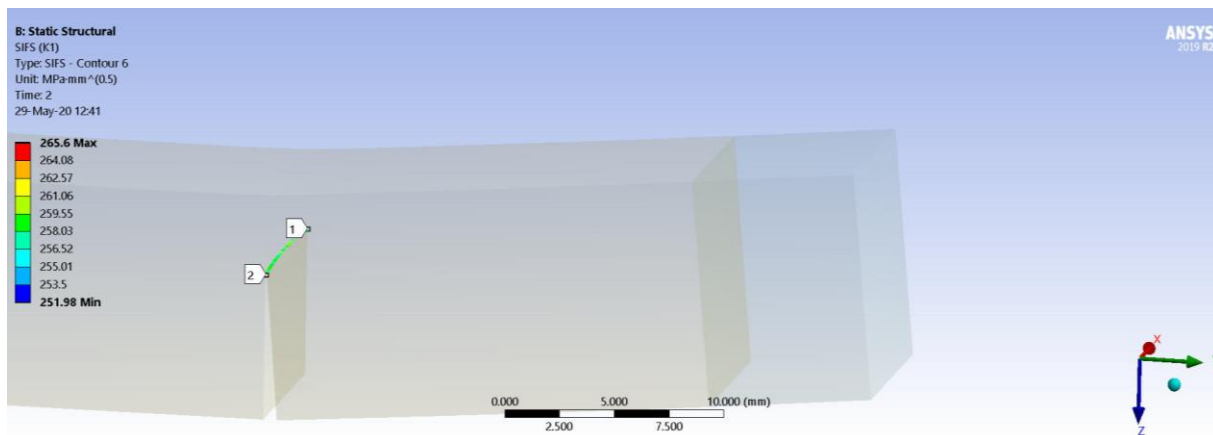
Слика 8.11 Фактори интензитета напона  $K_I$  – навар УТОР 38



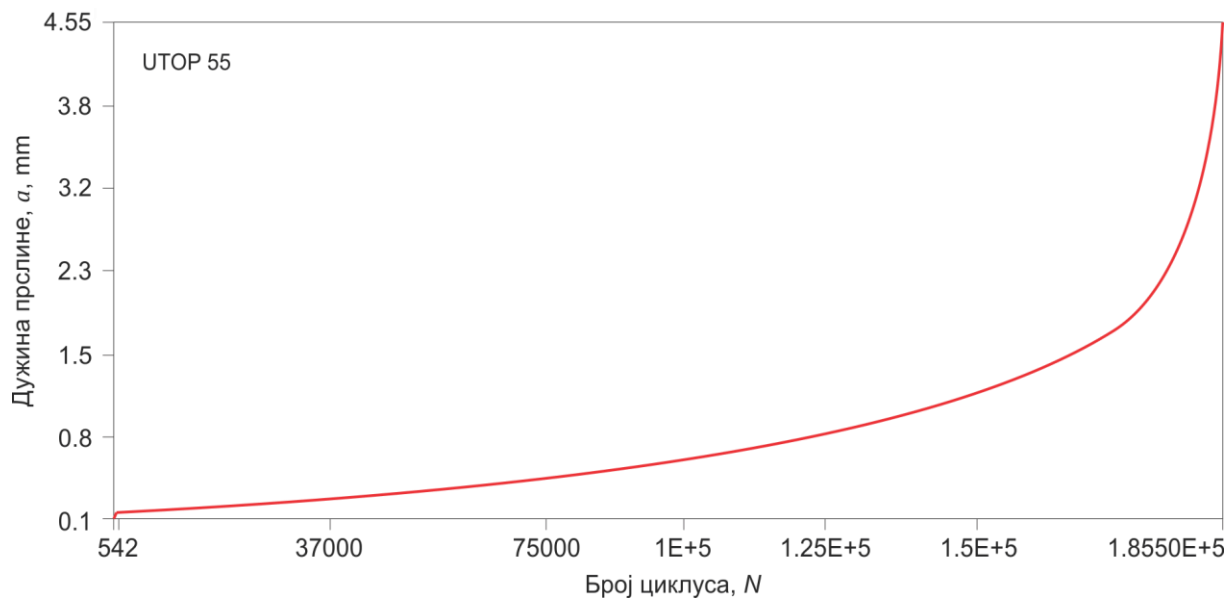
Слика 8.12 Дијаграм  $a-N$  – навар УТОР 38



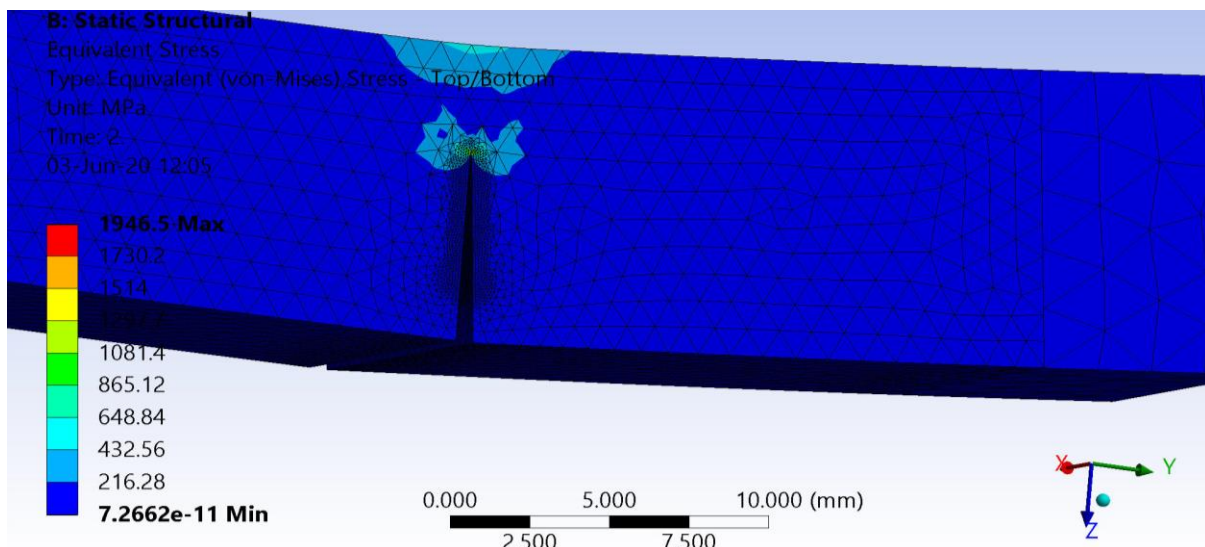
Слика 8.13 Расподела напона у деформисаном моделу – навар УТОР 55



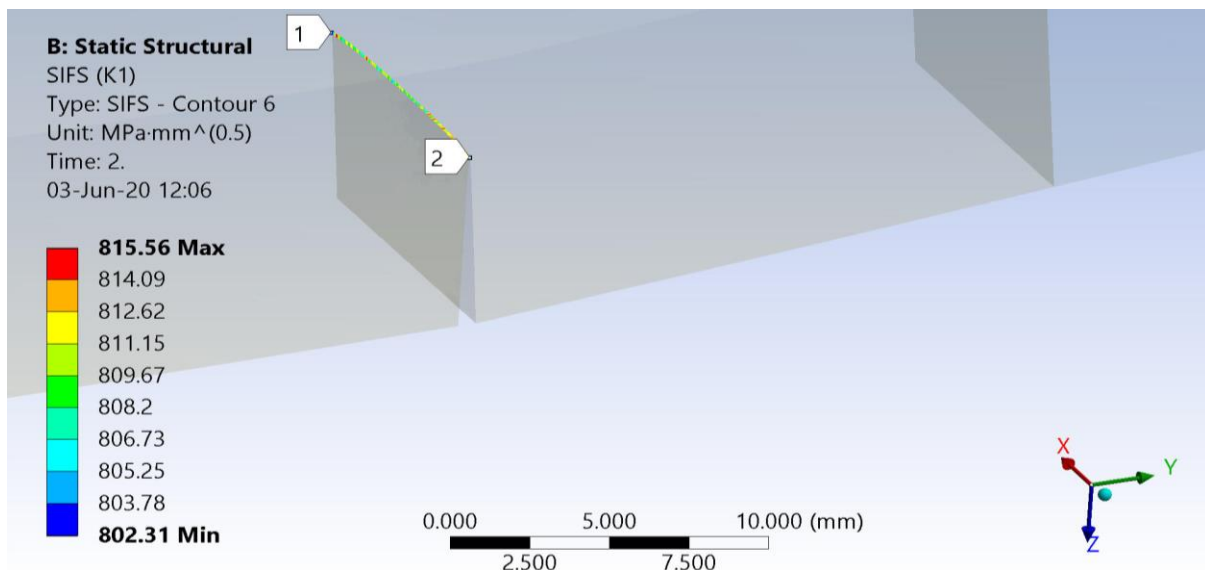
Слика 8.14 Фактори интензитета напона  $K_I$  – навар УТОР 55



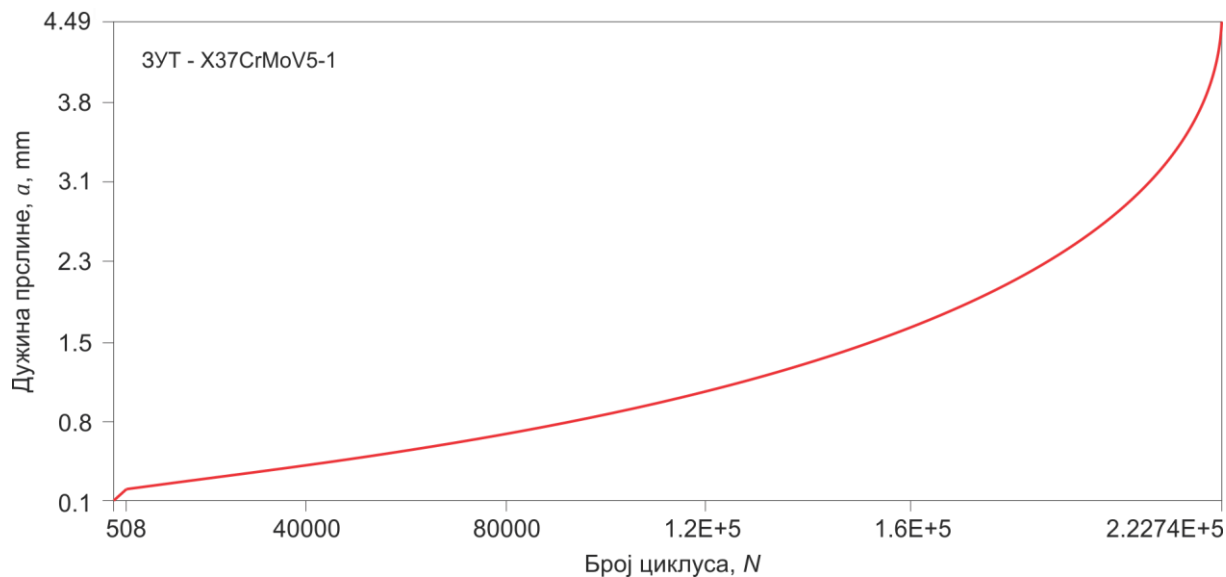
Слика 8.15 Дијаграм a-N – навар УТОР 55



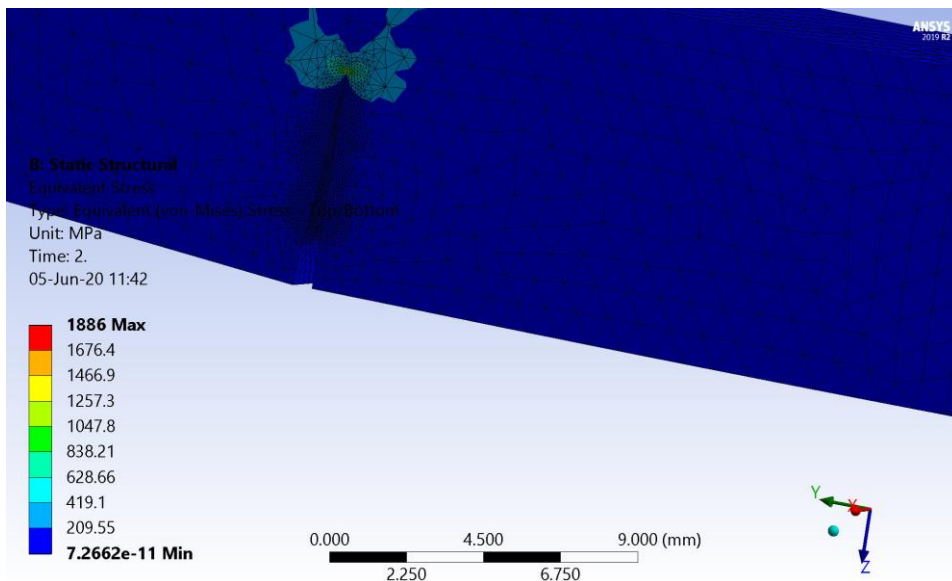
Слика 8.16 Расподела напона у деформисаном моделу – 3УТ челика X37CrMoV5-1



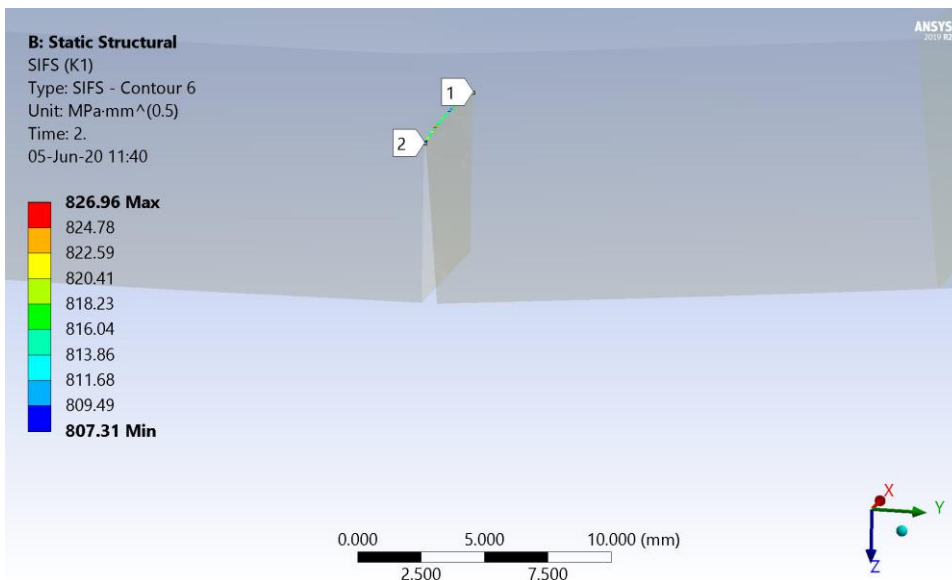
Слика 8.17 Фактори интензитета напона  $K_I$  – 3УТ челика X37CrMoV5-1



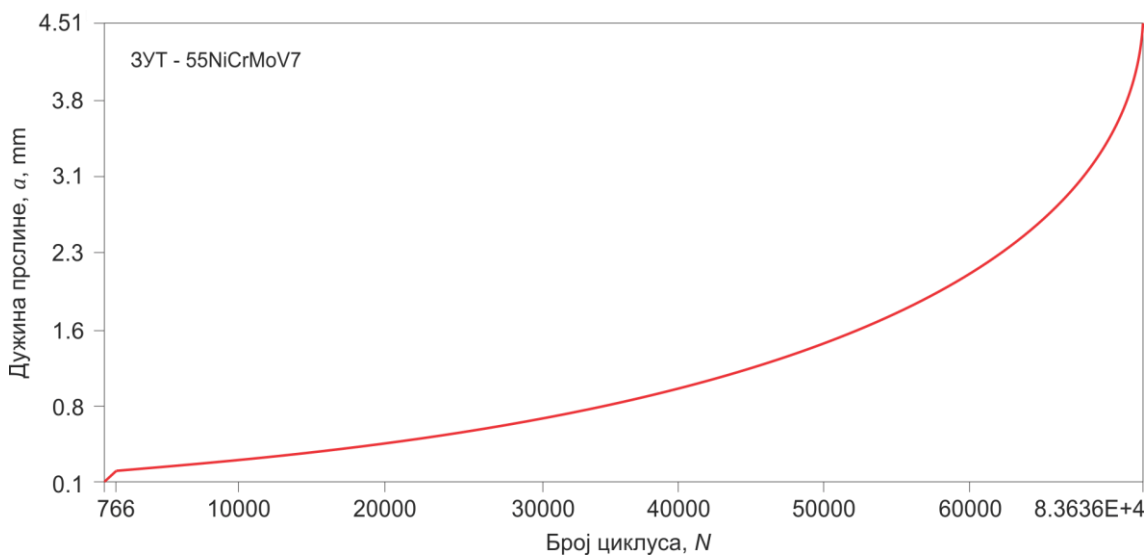
Слика 8.18 Дијаграм  $a-N$  – 3УТ челика X37CrMoV5-1



Слика 8.19 Расподела напона у деформисаном моделу – 3УТ челика 55NiCrMoV7



Слика 8.20 Фактори интензитета напона  $K_I$  – 3УТ челика 55NiCrMoV7



Слика 8.21 Дијаграм  $a-N$  – 3УТ челика 55NiCrMoV7

Табела 8.2 Упоредне вредности коефицијената  $C$  и  $m$  и броја остварених циклуса до лома добијених експериментално и нумерички

Ознака узорка	Експеримент			Нумерика		
	Број циклуса	Коефицијент, $C$	Експонент, $m$	Број циклуса	Коефицијент, $C$	Експонент, $m$
X37CrMoV5-1	546473	$1.04 \cdot 10^{-13}$	8.8302	195560	$1.95 \cdot 10^{-13}$	3.97
55NiCrMoV7	240101	$3.96 \cdot 10^{-16}$	10.684	220500	$1.20 \cdot 10^{-15}$	3.50
Навар УТОР 38	171420	$4.03 \cdot 10^{-19}$	14.362	195470	$8.30 \cdot 10^{-16}$	5.30
Навар УТОР 55	147776	$9.07 \cdot 10^{-25}$	18.831	185500	$4.00 \cdot 10^{-15}$	4.93
ЗУТ 1	207149	$1.18 \cdot 10^{-3}$	3.404	222740	$1.50 \cdot 10^{-12}$	3.00
ЗУТ 3	72819	$1.09 \cdot 10^{-4}$	4.3132	83636	$5.00 \cdot 10^{-13}$	2.70

Добијени резултати показују добру сагласност нумеричких и експерименталних резултата, нарочито у погледу укупног броја постигнутих циклуса. Одступања од експерименталних резултата је највеће у случају челика X37CrMoV5-1 где је број нумерички добијених циклуса двапут мањи од експерименталног (када се одбије део који се односи на затварање прслине). То је последица несавршености модела и немогућности да на прави начин интерпретира затварање прслине које се јавља на почетку испитивања. Споменути проблем се уочава и у дужини прслине на  $a-N$  дијаграмима основних материјала. Наиме, с обзиром на то да је дужина мерне траке коришћене за праћење раста прслине  $5 \text{ mm}$ , прслина која се прати треба да има исту дужину. Међутим, због ограничења модела тачна вредност није постигнута ни у једном случају, при чему је код узорка навара и ЗУТ-а разлика веома мала, али код ОМ је та разлика преко  $2 \text{ mm}$ . Због тога је очекивано да модели ОМ могу дати већи број циклуса, нарочито челик X37CrMoV5-1. Одступања уочена код осталих модела се сматрају занемарљивим будући да она у најлошијем случају износе око 20% (узорак навар-УТОР 55), док је код осталих узорка та вредност мања од 20%. Такође, постоји и разлика у вредностима коефицијената  $C$  и  $m$  и она је најизраженија у случају модела ЗУТ-а.

Када је реч о расподели напона и фактора интензитета напона на врху прслине резултати показују да ЗУТ и основни материјали имају веома сличне карактеристике (уз напомену да се по доради модела за челик X37CrMoV5-1 очекује да ће вредности бити двоструко веће) а да су вредности код оба узорка из навара има око 3 пута ниже од ОМ и ЗУТ. Иако та законитост не важи у том односу у случају броја постигнутих циклуса она се поклопила са закључком донетим на основу испитивања ударне жилавости где је навар показао такође 3 пута лошија својства од ОМ и ЗУТ-а. Такође, треба истаћи и то да су добијене вредности коефицијената  $C$  и  $m$  задовољавајуће, нарочито у случају ОМ. Разлика је највећа у случају ЗУТ-а.  $C$  обзиром на то да је број остварених циклуса приближан експерименталном, разлог одступања може бити предмет неких даљих истраживања.

После свега изнетог у овој глави могуће је закључити да се процес замора материјала, тачније праћења раста заморне прслине може успешно нумерички симулирати и може се очекивати добијање резултата који су приближни експерименталним. Подразумева се да модели сигурно могу имати већу тачност али се треба радити на њиховом унапређивању.



## 9. ЗАКЉУЧАК

Према статистичким подацима, термпостојани челици заузимају све већи удео у укупној производњи и примени челика у машинству. Један од разлога за то јесте и све већа примена алата за рад на топло који се од ових челика израђују. Од челика за израду алата за обликовање метала у топлом стању (алати за ковање, пресовање, ливење под притиском, ваљци за топло ваљање и др.) захтева се да имају високу јачину и повољну жилавост. Даље се захтева да имају добру отпорност на хабање и повишену температуру, прокаљивост, топлотну проводност, постојаност према разугљенисавању и оксидацији, мали коефицијент линеарног термичког ширења као и високу отпорност на појаву површинских прслина при цикличном загревању и хлађењу и дејству наизменичних напрезања.

Иако термпостојани челици поседују висок квалитет и добра механичка својства, али ипак за време дуготрајне експлоатације алата неминовно долази до појаве оштећења. Како је циљ да се оштећења сведу на минимум, данас су истраживања интензивно усмерена ка откривању узорка оштећења као и да се установе нивои оптерећења која проузрокују оштећења. Иако је очекивано да по оштећењу алата дође до његове замене, то није увек случај. Разлог је најчешће, висока цена новог алата. Стога се паралелно са развојем нових и унапређењем постојећих челика, ради и на развоју метода за репаратуру оштећених алата (наваривањем), у циљу снижавања трошкова набавке новог алата, скраћења времена застоја производње, смањења трошкова складиштења и др.

Идеја за опсежна истраживања приказана у овом раду се јавила после анализе више различитих проблема код машинских делова израђених од горенаведених челика, а који се по појави оштећења већином репаратурно наварују, нпр. ковачки алати за топло ковање. Циљ истраживања јесте да се укаже на предности примене репаратуре и на утицај наваривања на механичке и заморне карактеристике наварених радних делова.

Докторска дисертација садржи две велике целине: теоријску и експериментално-нумеричку. Теоријски део дисертације је обухватио општа објашњења појединих појава које прате процес наваривања и експлоатације термпостојаних челика. Значај теоријског дела приказаног у овој дисертацији се огледа у следећем:

- Олакшано је разумевање описаних проблема, тиме што је дат преглед релевантне литературе и сазнања о сличним проблемима, као и теоријска разматрања неколико области што је омогућило да се касније спроведу експериментална и нумеричка истраживања;
- Детаљно су анализирани добијање, примена и подела термпостојаних челика;
- Детаљно су описани основни узрочници оштећења делова техничких система са посебним освртом на ковачке алате за топло ковање;
- Детаљно је описан поступак наваривања коришћен за припрему узорака за експериментална испитивања;
- Објашњена су својства заварљивости и кртости неколико врста термпостојаних челика, методе за процену заварљивости челика, и споменута је проблематика настанка различитих врста прслина и начини за њихово спречавање;
- Систематизовано су приказани методи наваривања са својим главним одликама, њихова примена при репаратури оштећених делова, предности и недостаци

- примене појединих метода, као и правилан начин избора додатних материјала за наваривање из аспекта отпорности на хабање, корозију и појаву кртог лома;
- Приказан је начин одређивања температурских циклуса и топлотног биланса при наваривању применом различитих рачунских, аналитичких и нумеричких метода;
  - Описане су фазне промене код челика при наваривању оштећених делова и приложене различите врсте трансформационих дијаграма и указано на значај њиховог познавања и могућности за практичну примену. Приказана је и практична примена КН дијаграма за одређивање микроструктуре и тврдоће код термпостојаног челика 55NiCrMoV7 после наваривања одабраним параметрима;
  - Указано је на значај примене различитих видова термичке обраде при наваривању челика, а нарочито на накнадну термичку обраду отпуштања наварених алатних челика коју прати феномен отпусне кртости;
  - Дат је преглед општих начела и принципа механике лома, као и преглед најкоришћенијих метода испитивања у области механике лома и замора.

Теоријски део овог рада био је основа да се уоче многи феномени који су у обимном експерименталном делу даље анализирани и објашњени.

У експериментално-нумеричком делу ове дисертације приказани су добијени резултати, и то: испитивања затезањем основног материјала на собним и повишеним температурама, испитивања ударне жилавости основног материјала и наварених узорака, мерење тврдоће и анализа микроструктуре, испитивања на замор цилиндричних узорака и одређивање трајне динамичке издржљивости и испитивања појаве и ширења заморне прслине код основног материјала, зоне утицаја топлоте и метала навара тако што су одређени Парисови коефицијени и максимални број циклуса до лома. Такође, на основу експерименталних резултата, направљени су и нумерички модели за симулацију методом коначних елемената. Нумерички су симулирани процеси испитивања затезањем на собној и повишеној температури, као и ток испитивања узорака ка склоности појави и ширењу заморне прслине. Добијени резултати су затим упоређивани са експерименталним уз одговарајуће коментаре.

Из свега изнетог у раду проистичу следећи закључци:

- Испитивањем затезањем основних материјала на собној и повишеним температурама (20 до 700°C) је показало да термпостојани челици X37CrMoV5-1 и 55NiCrMoV7 задржавају своје добре механичке особине до око 600°C односно 500°C, респективно. Изнад ових температура долази до осетног пада јачине наведених челика. Истовремено, иако мала у почетку, својства пластичности челика се значајно не повећавају све до температуре од 700°C када долази до великог течења материјала, при врло ниском делујућем затезном напону. Будући да су површински слојеви ковачких алата изложени високим температурама загрејаног радног комада/отковка, из аспекта процене поузданости алата веома је важно познавати отпорност материјала на повишеним температурама.
- Испитивањем енергије лома (ударне жилавости) различитих зона навара (ОМ, метала навара и ЗУТ-а) утврђен је низак ниво енергије лома свих зона навара, уз изразито велику кртост метала навара. Највећу енергију лома су имали узорци ОМ (10.08-16.56 Ј), затим ЗУТ (10.08-17.90 Ј) и на крају метал навара (3.37-4.67 Ј). Узорци ЗУТ-а су показали сличне резултате као ОМ, а чак је један узорак имао и већу вредност. Уз то, испитивањем је утврђено да се највећи део енергије троши на настанак прслине, а мањи део на њену пропацију, што указује на то да су ови материјали погодни за експлоатацију све до тренутка појаве прслине, тј. да ће се по настанку прслине она релативно брзо ширити како кроз ОМ тако и кроз

поједине зоне навара. Одабрани узорци испитани у оквиру овог истраживања су касније подвргнути фрактографској анализи преломљених површина. Утврђено је да тип лома који је наступио одговара добијеним резултатима, јер је лом код узорака основног материјала оцењен као трансгрануларни-мешовити са појавом финих радијалних гребена и јамица. С друге стране, лом оба метала навара је оцењен као крт са појавом масивних блокова и плочастих делова кристала насталих услед брзог ширења прслина при лому.

- Металографска испитивања и мерење тврдоће су показали да су наварене плоче за припрему узорака имале различите тврдоће. Плоче наварене електродом УТОР 38 имале су тврдоћу навара у распону од 450-500 HV, а плоче наварене електродом УТОР 55 тврдоћу у распону од 550-750 HV. У ЗУТ-у при наваривању није дошло до формирања кртих фаза па је тврдоћа била на нивоу од око 400 HV у свим случајевима. Тврдоћа основних материјала је на сличном нивоу. Притом, микроструктура је оцењена као отпуштени мартензит са уједначено фино диспергованим карбидима у случају ОМ, док је структура метала навара оцењена као нехомогена, дендритна структура са издуженим и местимично грубим зрнима. Структура ЗУТ-а је била слична структури ОМ, уз појаву бејнита у зонама блиским првом наварау, насталог услед дејства унете топлоте за време наваривања.
- Испитивање динамичке издржљивости основних материјала је показало да они имају добру динамичку издржљивост с обзиром на то да је трајна динамичка јачина дефинисана на  $R_D = 500 \text{ MPa}$  за челик X37CrMoV5-1 и  $R_D = 400 \text{ MPa}$  за челик 55NiCrMoV7. Вредности су дефинисане као нивои напона при којима су узорци издржали 2 милиона циклуса без појаве оштећења. Такође, треба истаћи да би наведена вредност трајне заморне јачине у случају челика 55NiCrMoV7 можда могла бити нешто већа (јер су узорци испитани на  $500 \text{ MPa}$  постизали око милион циклуса) али услед недовољног броја пробних узорака, испитивање није могло бити изведено и на  $450 \text{ MPa}$ . То може бити предмет неких будућих истраживања.
- Испитивање отпорности на појаву и ширење заморних прслина изведено је одређивањем коефицијената Парисове једначине за све зоне навареног споја за два ОМ и два навара. Резултати су показали неуобичајено понашање материјала јер у свим случајевима изостаје уобичајен изглед криве раста заморне прслине са линеарним (Парисовим) делом што је последица велике јачине и релативно мале жилавости материјала. Резултати су показали да најлошија својства отпорности на појаву и ширење прслине има метал навара, а затим ЗУТ и ОМ. Закључак је донет на основу нагиба криве  $da/dN-\Delta K$  (вредности коефицијената  $C$  и  $m$ ) и на основу броја остварених циклуса оптерећења до лома. Понашање навара од две коришћене електроде је слично уз нешто боље карактеристике електроде УТОР 38, јер је пропација прслине после њене појаве нешто спорија (нижи коефицијент  $m$ ). Када је реч о ЗУТ-у, добијени резултати су делом неуобичајени с обзиром на то да је нагиб криве  $da/dN-\Delta K$  најмањи, што се објашњава образовањем структура веће жилавости отпорнијих на замор, а које су настале услед утицаја унете топлоте при наваривању. Међутим, иако је тренд криве такав да указује на добре заморне карактеристике, постигнути број циклуса је био релативно низак у оба случаја (око 3 пута нижи од ОМ). С друге стране, ОМ имају најбоља заморна својства будући да се код њих по појави прслине јавља њено затварање, тј. са порастом оптерећења  $\Delta K$  не долази до раста прслине до извесног броја циклуса. Раст прслине започиње тек по постизању одређеног броја циклуса када она расте до лома узорка. Такође, постигнути број циклуса је највећи у случају два испитана основна материјала - X37CrMoV5-1 и 55NiCrMoV7. Иако је

реч о материјалима високе јачине и тврдоће, може се рећи да су заморне карактеристике испитаних ОМ веома добре. Добијени резултати су у некој мери у сагласности са резултатима добијеним испитивањем енергије лома (поглавље 7.3).

- Нумеричка анализа затезања методом коначних елемената је показала велику сагласност симулације са експериментом у готово свим анализираним случајевима. Благо одступање се јавља на повишеним температурама ( $> 600^{\circ}\text{C}$ ) и то у погледу деформације. Наиме, уочено је да је експериментом утврђено да материјали на тим температурама имају велику деформацију али да то симулацијом није остварено. Та појава се приписује несавршености нумеричког модела и постоје планови аутора и стручњака који се тиме баве да се у каснијем истраживању модел унапреди применом микромеханичког приступа моделирању.
- Нумеричка анализа раста заморне прслине је показала такође велику сагласност добијених резултата са експерименталним, нарочито у погледу броја остварених циклуса оптерећења, али уз нешто другачији изглед  $a-N$  дијаграма. Одступања од експерименталних резултата је највеће у случају челика X37CrMoV5-1 где је број нумерички добијених циклуса двапут мањи од експерименталног. То је последица несавршености примењеног модела који не може на реалан начин да интерпретира затварање прслине које се јавља на почетку испитивања, што је утицало и на коначну дужину прслине на моделу. Одступања уочена код осталих модела се сматрају занемарљивим, будући да она у најлошијем случају износе око 20% (узорак навара од УТОР 55), док је код осталих узорака та разлика мања од 20%. Када је реч о коефицијентима  $C$  и  $m$  добијене вредности су задовољавајуће, нарочито у случају ОМ. Разлика је највећа у случају ЗУТ-а, а будући да је број остварених циклуса приближан експерименталном, разлог таквог одступања вредности коефицијената може бити предмет неких даљих истраживања. Када је реч о расподели напона на врху прслине и фактора интензитета напона, резултати показују слична својства ЗУТ-а и основних материјала (уз напомену да се по доради модела за челик X37CrMoV5-1 очекује да ће вредности бити двоструко веће), а да су вредности код оба узорка из навара око 3 пута мање од ОМ и ЗУТ-а. Иако та законитост не важи у случају броја постигнутих циклуса, она се поклопила са закључком донетим на основу испитивања ударне жилавости где је навар показао такође 3 пута лошија својства од ОМ и ЗУТ-а.

На основу свега изнетог, може се закључити да наваривање као метод репаратуре ковачких алата може бити успешно примењен и на сложене техничке системе израђених од различитих врста челика, упркос лошијој отпорности метала навара на раст прслине. Недостатак у том погледу се надокнађује знатно нижим трошковима репаратуре и временом потребним за оспособљавање алата за рад у односу на цену и време набавке новог алата, као и тиме да су приказана истраживања изведена на узорцима са већ присутном иницијалном прслином (прслина је механички створена) која почиње да се шири. Остаје непознато како се метали навара анализирани у овој дисертацији понашају при самом настанку прслине, што ће сигурно бити предмет неких даљих истраживања. Такође, спроведеним истраживањем у овој дисертацији створили су се услови за даља истраживања која сада нису спроведена, као што су понашање раста прслине на повишеним температурама, утицај корозије на интегритет алата израђених од ових и сличних челика, као и мерење напона на реалним ковачким и ливачким алатима и прорачун радног века сходно реалним оптерећењима.

## 10. ЛИТЕРАТУРА

- [1] <https://www.worldsteel.org/steel-by-topic/statistics/steel-statistical-yearbook.html> (приступљено фебруара 2020.)
- [2] S. Jhavar, C.P. Paul, N.K. Jain, *Causes of failure and repairing options for dies and molds: A review*, Engineering Failure Analysis, ISSN 1350-6307, 2013, Vol. 34, pp. 519-535.
- [3] C.M.D. Starling, J.R.T. Branco, *Thermal fatigue of hot work tool steel with hard coatings*, Thin Solid Films, ISSN 0040-6090, 1997, Vol. 308-309, pp. 436-442.
- [4] D. Mellouli, N. Haddar, A. Koster, H.F. Ayedi, *Hardness effect on thermal fatigue damage of hot – working tool steel*, Engineering Failure Analysis, ISSN 1350-6307, 2014, Vol. 45, pp. 85-95.
- [5] D. Klobčar, J. Tušek, B. Taljat, *Thermal fatigue of materials for die-casting tooling*, Materials Science and Engineering A, ISSN 0921-5093, 2008, Vol. 472, pp. 198-207.
- [6] D. Klobčar, L. Kosec, B. Kosec, J. Tušek, *Thermo fatigue cracking of die casting dies*, Engineering Failure Analysis, ISSN 1350-6307, 2012, Vol. 20, pp. 43-53.
- [7] M. Muhić, J. Tušek, F. Kosel, D. Klobčar, M. Pleterški, *Thermal fatigue cracking of die-casting dies*, Metalurgija, ISSN 0543-5846, 2010, Vol. 49, No. 1, pp. 9-12.
- [8] R. Ebara, *Fatigue crack initiation and propagation behavior of forging die steels*, International Journal of Fatigue, ISSN 0142-1123, 2010, Vol. 32, pp. 830-840.
- [9] S. Persson, J. Hogmark, J. Bergstro, *Simulation and evaluation of thermal fatigue cracking of hot work tool steels*, International Journal of Fatigue, ISSN 0142-1123, 2004, Vol. 26, pp. 1095-1107.
- [10] S. Persson, J. Hogmark, J. Bergstro, *Thermal fatigue cracking of surface engineered hot work tool steels*, Surface & Coatings Technology, ISSN 0257-8972, 2005, Vol. 191, pp. 216- 227.
- [11] R. Ebara, K. Kubota, *Failure analysis of hot forging dies for automotive components*, Engineering Failure Analysis, ISSN 1350-6307, 2008, Vol. 15, pp. 881-893.
- [12] R. Ebara, *Fatigue and fracture behavior of forging die steels*, Chapter 4 in New Trends and Developments in Automotive System Engineering, ISBN 978-953-307-517-4, 2011, InTech open, DOI: 10.5772/13096.
- [13] L. Lavtar, T. Muhić, G. Kugler, M. Terčelj, *Analysis of the main types of damage on a pair of industrial dies for hot forging car steering mechanisms*, Engineering Failure Analysis, ISSN 1350-6307, 2011, Vol. 18, pp. 1143-1152.
- [14] M. Fazarinc, T. Muhić, G. Kugler, M. Terčelj, *Thermal fatigue properties of differently constructed functionally graded materials aimed for refurbishing of pressure-die-casting dies*, Engineering Failure Analysis, ISSN 1350-6307, 2012, Vol. 25, pp. 238-249.
- [15] B.A. Behrens, A. Bouguecha, H.W. Raedt, T. Hadifi, *Numerical investigations on the fatigue failure of forging tools due to thermo-mechanical cyclic loading*, International Journal of Materials Forming, ISSN 1960-6206, 2010, Vol. 3, No. Suppl. 1, pp. 339-342.
- [16] K. Naumenko, A. Kutschke, Y. Kostenko, T. Rudolf, *Multi-axial thermo-mechanical analysis of power plant components from 9–12% Cr steels at high temperature*, Engineering Fracture Mechanics, ISSN 0013-7944, 2011, Vol. 78, No. 8, pp. 1657-1668.

- [17] M. Burzić, *Analysis of crack parameters of welded joint of heat resistant steel*, Structural Integrity and Life, ISSN 1451-3749, 2008, Vol. 8, No. 1, pp. 41-54.
- [18] Lj. Milović, *Significance of cracks in the heat affected zone of steels for elevated temperatures application*, Structural Integrity and Life, ISSN 1451-3749, 2008, Vol. 8, No. 1, pp. 55-64.
- [19] J. Radon, *Study of surface fatigue cracks*, Structural Integrity and Life, ISSN 1451-3749, 2006, Vol. 6, No. 3, pp. 97-110.
- [20] A. Bukvić, Z. Burzić, R. Prokić Cvetković, O. Popović, M. Burzić, R. Jovičić, *Welding technology selection effect on fracture-toughness parameters of bi-material welded joints*, Tehnički Vjesnik, ISSN 1330-3651, 2012, Vol. 19, No. 1, pp. 167-174.
- [21] Z. Burzić, S. Sedmak, M. Manjgo, *Experimental evaluation of weldment fracture mechanics parameters*, Structural Integrity and Life, ISSN 1451-3749, 2001, Vol. 1, No. 2, pp. 97-105.
- [22] V. Gliha, Z. Burzić, T. Vuherer, *Some factors affecting fatigue resistance in welds*, Structural Integrity and Life, ISSN 1451-3749, 2008, Vol. 10, No. 3, pp. 239-244.
- [23] M. Manjgo, B. Medjo, Lj. Milović, M. Rakin, Z. Burzić, A. Sedmak, *Analysis of welded tensile plates with a surface notch in the weld metal and heat affected zone*, Engineering Fracture Mechanics, ISSN 0013-7944, 2010, Vol. 77, No. 15, pp. 2958-2970.
- [24] A. Седмак, *Примена механике лома на интегритет конструкција*, монографија, Машински факултет Универзитета у Београду, Београд, 2003.
- [25] V. Lazić, R. Nikolić, S. Aleksandrović, D. Milosavljević, R. Čukić, D. Arsić, M. Đorđević, *Application of hard-facing in reparation of damaged forging dies*, Analysis of Technology in Various Industries, Publisher: Association of Managers of Quality and Production (SMJiP), /17 pages/, Częstochowa, Poland, 2014, pp. 127-143.
- [26] D. Arsić, V. Lazić, A. Sedmak, R. Nikolić, S. Aleksandrović, M. Đorđević, R. Bakić, *Selection of the optimal hard facing (HF) technology of damaged forging dies based on cooling time  $t_{8/5}$* , Metalurgija, ISSN 0543-5846, 2016, Vol. 55, No. 1, pp. 103-106.
- [27] D. Rasouli, S. Khameneh, A. Akbarzadeh, G. H. Daneshi, *Effect of cooling rate on the microstructure and mechanical properties of microalloyed forging steel*, Journal of Materials Processing Technology, ISSN 0924-0136, 2008, Vol. 206, pp. 92-98.
- [28] V. Lazić, I. Ivanović, A. Sedmak, R. Rudolf, M. Lazić, Z. Radaković, *Numerical analysis of temperature field during hardfacing process and comparasion with experimental results*, Thermal Science, ISSN 0354-9836, 2014, Vol. 18, No. Suppl. 1, pp. S113-S120.
- [29] V. Lazić, A. Sedmak, M. Živković, S. Aleksandrović, R. Čukić, R. Jovičić, I. Ivanović, *Theoretical-experimental determining of cooling time ( $t_{8/5}$ ) in hard facing of steels for forging dies*, Thermal Science, ISSN 0354-9836, 2010, Vol. 14, No. 1, pp. 235-246.
- [30] G. Miny, J. Bergström, X.C. Wu, L.P. Xu, *Oxidation and thermal fatigue behaviors of two type hot work steels during thermal cycling*, Journal of Iron and Steel Research International, ISSN 1006-706X, 2013, Vol. 20, No. 11, pp. 90-97.
- [31] H.M.S. Anna, M.F. Leal, *A practical procedure to assess critical defects in pressure vessels subjected to fatigue loads*, Engineering Fracture Mechanics, ISSN 0013-7944, 2011, Vol. 78, pp. 1669-1683.
- [32] C.Y. Sun, N. Guo, M.W. Fu, C. Liu, *Experimental investigation and modeling of ductile fracture behavior of TRIP780 steel in hot working conditions*, International Journal of Mechanical Sciences, ISSN 0020-7403, 2016, Vol. 110, pp. 108-115.

- [33] J. Wang, S. Lu, L. Rong, D. Li, *Effect of silicon contents on the microstructures and mechanical properties of heat affected zones for 9Cr2WVTa steels*, Journal of Nuclear Materials, ISSN 0022-3115, 2016, Vol. 470, pp. 1-12.
- [34] A. Medvedeva, J. Bergström, S. Gunnarsson, J. Andersson, *High-temperature properties and microstructural stability of hot-work tool steels*, Materials Science and Engineering A, ISSN 0921-5093, 2009, Vol. 523, pp. 39-46.
- [35] Z. Zhang, D. Delagnes, G. Bernhart, *Microstructure evolution of hot-work tool steels during tempering and definition of a kinetic law based on hardness measurements*, Materials Science and Engineering A, ISSN 0921-5093, 2004, Vol. 380, pp. 222-230.
- [36] Q. Zhou, X. Wu, N. Shi, J. Li, N. Min, *Microstructure evolution and kinetic analysis of DM hot-work die steels during tempering*, Materials Science and Engineering A, ISSN 0921-5093, 2011, Vol. 528, pp. 5696-5700.
- [37] V. Leskovšek, B. Šuštaršič, G. Jutriša, *The influence of austenitizing and tempering temperature on the hardness and fracture toughness of hot-worked H11 tool steel*, Journal of Materials Processing Technology, ISSN 0924-0136, 2006, Vol. 178, pp. 328-334.
- [38] C. Chen, Y. Wang, H. Ou, Y. He, X. Tang, *A review on remanufacture of dies and moulds*, Journal of Cleaner Production, ISSN 0959-6526, 2014, Vol. 64, pp. 13-23.
- [39] S. Jhavar, C.P. Paul, N.K. Jain, *Causes of failure and repairing options for dies and molds: A review*, Engineering Failure Analysis, ISSN 1350-6307, 2013, Vol. 34, pp. 519-535.
- [40] B. Graf, S. Ammer, A. Gumenyuk, M. Rethmeier, *Design of experiments for laser metal deposition in maintenance, repair and overhaul applications*, Procedia CIRP, ISSN 2212-8271, 2013, Vol. 11, pp. 245-248.
- [41] K.H. Lee, S.M. Hong, J.H. Shim, J.Y. Suh, J.Y. Huh, W.S. Jung, *Effect of Nb addition on Z-phase formation and creep strength in high-Cr martensitic heat-resistant steels*, Materials Characterization, ISSN 1044-5803, 2015, Vol. 102, pp. 79-84.
- [42] K.H. Lee, J.Y. Suh, S.M. Hong, J.Y. Huh, W.S. Jung, *Microstructural evolution and creep-rupture life estimation of high-Cr martensitic heat-resistant steels*, Materials Characterization, ISSN 1044-5803, 2015, Vol. 106, pp. 266-272.
- [43] Z. Gronostajski, M. Kaszuba, M. Hawryluk, M. Zwierzchowski, *A review of the degradation mechanisms of the hot forging tools*, Archives of Civil and Mechanical Engineering, ISSN 1644-9665, 2014, Vol. 14, No. 4, pp. 528-539.
- [44] L. Rauch, A. Chmura, Z. Gronostajski, S. Polak, M. Pietrzyk, *Cellular automata model for prediction of crack initiation and propagation in hot forging tools*, Archives of Civil and Mechanical Engineering, ISSN 1644-9665, 2016, Vol. 16, No. 3, pp. 437-447.
- [45] I. Souki, D. Delagnes, P. Lours, *Influence of heat treatment on the fracture toughness and crack propagation in 5% Cr martensitic steel*, Procedia Engineering, ISSN 1877-7058, 2011, Vol. 10, pp. 631-637.
- [46] M. Pérez, C. Rodriguez, F.J. Belzunce, *The use of cryogenic thermal treatments to increase the fracture toughness of a hot work tool steel used to make forging dies*, Procedia Materials Science, ISSN 2211-8128, 2014, Vol. 3, pp. 604-609.
- [47] Y. Ito, K. Bessyo, *Weld crackability formula of high strength steels*, Journal of Iron and Steel Institute, ISSN 0021-1567, 1972, No. 13, pp. 916-930.
- [48] J. Gao, P. Fu, H. Liu, D. Li, *Effects of rare earth on the microstructure and impact toughness of H13 steel*, Metals, ISSN 2075-4701, 2015, Vol. 5, No. 1, pp. 383-394.
- [49] S. Prowans, *Materialoznawstwo*, Wydanie drugie, Warszawa - Poznan, Polska, 1980. Panstowowe Wydawnictwo Naukowe. (на пољском).

- [50] В. Лазић, *Оптимизација процеса наваривања са аспекта триболошких карактеристика навара и заосталих напона*, докторска дисертација, Машински факултет Универзитета у Крагујевцу, Крагујевац, 2001.
- [51] Katalog firme ThyssenKrupp Materials Austria GmbH, Wien, Austria.
- [52] <http://www.bohler-edelstahl.com/en/hot-work-tool-steels-1986.php> (приступљено септембра 2017.)
- [53] G. Roberts, G. Krauss, R. Kennedy, *Tool steels*, 5<sup>th</sup> edition, ASM International, 1998.
- [54] <https://www.bohler-edelstahl.com/en/tool-steel-194.php> (приступљено марта 2018).
- [55] J. Sjöström, *Chromium martensitic hot-work tool steels - damage, performance and microstructure*, PhD dissertation, Division for Engineering Sciences, Physics and Mathematics Department of Materials Engineering, Karlstad University Studies, Sweden, 2004.
- [56] C. Højerslev, *Tool Steels*, Risø National Laboratory, Roskilde, Denmark, January 2001.
- [57] М. Јовановић, В. Лазић, Д. Арсић, *Наука о материјалима I*, основни универзитетски уџбеник, Универзитет у Крагујевцу, Факултет инжењерских наука, Крагујевац, ISBN 978-86-6335-042-7, 2017.
- [58] Р. Прокић Цветковић, О. Поповић, *Машински материјали I*, Универзитет у Београду, Машински факултет, Београд, ISBN 978-86-7083-774-4, 2012.
- [59] EN 10020:2000 – Definition and classification of grades of steel, Comite Europeen de Normalisation (идентичан са CEN/TC 459/SC 12).
- [60] Y. Geller, *Tool Steels*, Mir Publishers, Moscow, ISBN 978-0714713311, 1979, translated to Russian by: V.V. Afanasyev.
- [61] C.F. Jaczak, *Retained austenite and its measurements by X-ray diffraction*, Society of Automotive Engineers, Inc. 1980.
- [62] J.R. Davis, *Tool Materials (ASM Specialty Handbook)*, ASM International, ISBN 978-08-717054-57, 1995.
- [63] М. Јовановић, Д. Адамовић, В. Лазић, *Технологија заваривања – приручник*, Универзитет у Крагујевцу, Машински факултет, Крагујевац, YU ISBN 0513-8523, 2011.
- [64] М. Јовановић, В. Лазић, *Технологија ливења и заваривања*, основни универзитетски уџбеник, Универзитет у Крагујевцу, Факултет инжењерских наука, Крагујевац, ISBN 978-86-6335-011-3, 2015.
- [65] Р. Прокић Цветковић, О. Поповић, *Металургија заваривања*, Универзитет у Београду, Машински факултет, Београд, ISBN 978-86-6060-024-2, 2019.
- [66] Курс за међународне инжењере заваривања (IWE) - наставни материјали, Машински факултет Универзитета у Београду, Београд, 2018.
- [67] М. Мугавцић, *Моделирање репаратурног и производног наваривања радних делова грађевинске механизације*, докторска дисертација, Факултет инжењерских наука Универзитета у Крагујевцу, Крагујевац, 2015.
- [68] V. Beneš, K. Macek, V. Zilvar, P. Zuna, *Nauka o materialu II*, Edični stredisko ČVUT, Praha 6, 1989. (на чешком).
- [69] M. Nawryluk, *Review of selected methods of increasing the life of forging tools in hot die forging processes*, Archives of Civil and Mechanical Engineering, ISSN 1644-9665, 2016, Vol. 16, pp. 845-866.
- [70] Р. Чукић, *Техно-економска анализа производног и репаратурног заваривања и наваривања различитих делова техничких система*, докторска дисертација, Универзитет у Београду, Београд, 2010.



- [71] D. Arsić, V. Lazić, R. R. Nikolić, M. Mutavdžić, A. Sedmak, B. Hadzima, *Possibility for realizing savings by application of the hard-facing as the revitalization technology of various machine parts* - Chapter 8 in monograph: Technical aspects of materials quality, Association of Managers of Quality and Production (SMJiP), Editors: J. Pietraszek, D. Klimecka-Tatar, /34 pages/, Częstochowa, Poland, 2016, pp. 111-144.
- [72] R. Wasserman, *Kako se štede milioni reparaturnim zavarivanjem u mašinskom održavanju*, Rudarsko-topioničarski basen Bor, Institut za bakar, Bor, ISBN 978-86-782701-16, 2003, prevod sa nemačkog: B. Ostojić.
- [73] D. Statharas, J. Sideris, C. Medrea, I. Chicinas, *Microscopic examination of the fracture surfaces of a cold working die due to premature failure*, Engineering Failure Analysis, ISSN 1350-6307, 2011, Vol. 18, pp. 759-765.
- [74] N. Stavridis, D. Rigos, D. Papageorgiou, I. Chicinas, C. Medrea, *Failure analysis of cutting die used for the production of car racks*, Engineering Failure Analysis, ISSN 1350-6307, 2011, Vol. 18, pp. 783-788.
- [75] A.M. Irisarri, A. Pelayo, *Failure analysis of an open die forging drop hammer*, Engineering Failure Analysis, ISSN 1350-6307, 2009, Vol. 16, pp. 1727-1733.
- [76] M. Farhani, A. Amadeh, H. Kashani, A. Saeed-Akbari, *The study of wear resistance of a hot forging die hardfaced by a cobalt-base superalloy*, Materials Forum, Edited by R. Wuhler and M. Cortie, Institute of Materials Engineering Australasia, 2006, Vol. 30, pp. 212-218.
- [77] Б. Ивковић, А. Рац, *Трибологија*, Југословенско друштво за трибологију, Крагујевац, 1995.
- [78] B. Bhushan, *Introduction to Tribology*, 2<sup>nd</sup> Edition, Wiley, John Wiley and Sons, 2013.
- [79] M. Hawryluk, J. Jakubik, *Analysis of forging defects for selected industrial die forging processes*, Engineering Failure Analysis, ISSN 1350-6307, 2016, Vol. 59, pp. 396-409.
- [80] M. Hawryluk, M. Zwierzchowski, *Structural analysis of hot forging dies with regard to their life*, Eksploatacja i Niezawodność - Maintenance and Reliability, ISSN 1507-2711, 2009, Vol. 11, No. 2, pp. 31-41.
- [81] A. Wernoski, *Zmęczenie cieplne metali*, Wydawnictwa Naukowo - Techniczne, Warszawa, Polska, 1983. (на пољском).
- [82] J. Dzubinski, A. Klimpel, *Naprawianie i natryskiwanie cieplne*, Wydawnictwa Naukowo - Techniczne, Warszawa, 1985. (на пољском).
- [83] W.Z. Zhuang, N.S. Swansson, *Thermo-mechanical fatigue life prediction: A critical review*, Airframes and engines division aeronautical and maritime research laboratory, Department of Defence, Melbourne, Australia, 1998.
- [84] G. Thomas, J. Bressers, D. Raynor, *Low-cycle fatigue and life prediction methods*, High temperature alloys for gas turbines, Edited by: R. Brunetaud, D. Riedel Publishing Co., Netherlands, 1982, pp. 291-317.
- [85] G. Halford, M. McGaw, R. Bill, P. Fanti, *Bithermal Fatigue: A link between isothermal and thermo-mechanical fatigue, low-cycle fatigue*, ASTM STP 942, H. D. Solomon, G.R. Halford, L.R. Kaisand and B.N. Leis, Eds., ASME, Philadelphia, USA, pp. 625-637, 1988.
- [86] D.R. Askeland, P.P. Fulay, *Essentials of Materials Science and Engineering*, 2<sup>nd</sup> Edition, Cengage Learning, USA, ISBN 978-8-131-52070-3, 2013.
- [87] W.D. Callister Jr., D.G. Rethwisch, *Materials Science and Engineering An Introduction*, 8<sup>th</sup> Edition, John Wiley & Sons, Inc., ISBN 978-0-470-41997-7, USA, 2009.
- [88] B.C. James, R. James, *Hardfacing with cobalt and nickel alloys*, Welding Journal, ISSN 0043-2296, 1994, Vol. 73, No. 9, pp. 63-67.

- [89] S. Chander, V. Chawla, *Failure of hot forging dies—an updated perspective*, Materials Today: Proceedings, ISSN 2214-7853, 2017, Vol. 4, pp. 1147-1157.
- [90] О. Поповић, Р. Прокић Цветковић, *Поступци заваривања*, Универзитет у Београду, Машински факултет, Београд, ISBN: 978-86-7083-909-0, 2016.
- [91] Н. Бајић, З. Карастојковић, *Савремени поступци наваривања*, монографија, Истраживачко Развојни Центар, Београд, 2016.
- [92] D. Arsić, V. Lazić, R. R. Nikolić, B. Hadzima, *Weldability estimation of steels for hot work by the CCT diagrams*, Advances and Trends in Engineering and Technologies II, Edited by Al Ali & Platko, CRC Press, Taylor & Francis Group, Leiden, The Netherlands, ISBN 978-11-380322-48, 2017, pp. 9-14.
- [93] D. Arsić, I. Ivanović, A. Sedmak, M. Lazić, D. Kalaba, I. Čeković, N. Ratković, *Experimental and numerical study of temperature field during hard facing of different carbon steels*, Thermal Science, ISSN 0354-9836, 2020, Vol. 24, No. 3B, pp. 2233-2241.
- [94] [https://www.doerrenberg.de/uploads/tx\\_c1x1downloads/1.2714\\_en.pdf](https://www.doerrenberg.de/uploads/tx_c1x1downloads/1.2714_en.pdf) (приступљено јануара 2019.).
- [95] Gruppo Lucefin, Lucefin steel, Technical card, revision 2013, Italy.
- [96] T. Ishiguo, Y. Murakami, K. Ohnishi, J. Watanabe, *2.25%Cr-1%Mo pressure vessel steels with improved creep rupture strength*, Proceedings of the symposium on Applications of 2.25%Cr-1%Mo steel for thick-wall pressure vessels, ASTM STP 755, 1980, pp. 129-147.
- [97] R.M. Bruscatto, *Embrittlement factors for estimating temper embrittlement in 2.25Cr:1Mo, 3.5Ni-1.75Cr-0.5Mo-0.1V and 3.5Ni steels*, ASTM conference, Miami, USA, November 1987.
- [98] Ј. Ђоковић, Р. Николић, *Механика лома интерфејса између два материјала*, монографија, Друштво за интергитет и век конструкција (ДИВК), Београд, ISBN 978-86-905595-6-5, 2015.
- [99] Живојиновић, *Примена механике лома на процену интегритета заварених конструкција од легура алуминијума*, докторска дисертација, Машински факултет Универзитета у Београду, Београд, 2013.
- [100] A.A. Griffith, *The phenomena of rupture and flow in solids*, Philosophical Transactions of the Royal Society of London, A, ISSN 0261-0523, 1921, Vol. 221, pp. 163-198.
- [101] S. Butnicki, *Spawalność i kruchość stali*, Wydawnictwa Naukowo-Techniczne, Warszawa, Polska, 1979. (на пољском).
- [102] С. Булатовић, *Еласто-пластично понашање завареног споја од нисколегираног челика повишене чврстоће у условима нискоцикличног замора*, докторска дисертација, Машински факултет Универзитета у Београду, Београд, 2014.
- [103] S.K. Maiti, *Fracture Mechanics: Fundamentals and Applications*, 1<sup>st</sup> Edition, Cambridge University Press, ISBN 978-1107096769, 2015.
- [104] И. Чамагић, З. Бурзић, *Експериментално истраживање раста заморне прслине у завареном споју*, монографија, Друштво за интегритет и век конструкција „Проф. др Стојан Седмак“, Београд, ISBN 978-86-905595-9-6, 2017.
- [105] ASTM E399 – 17: Standard Test Method for Linear-Elastic Plane-Strain Fracture Toughness  $K_{Ic}$  of Metallic Materials, ASTM International, West Conshohocken, PA, 2017, [www.astm.org](http://www.astm.org).
- [106] R.W. Hertzberg, R.P. Vinci, J.L. Hertzberg, *Deformation and fracture mechanics of engineering materials*, 5<sup>th</sup> Edition, John Wiley & Sons, New York, USA, ISBN 978-0-470-52780-1, 2012.

- [107] T.L. Anderson, *Fracture mechanics: Fundamentals and applications*, 4<sup>th</sup> Edition, CRC Press, Taylor and Francis Group, ISBN 978-1498728133, 2017.
- [108] G.P. Cherepanov, *The propagation of cracks in a continuous medium*, Journal of Applied Mathematics and Mechanics, ISSN 0021-8928, 1967, Vol. 31, No. 3, pp. 503-512.
- [109] J.R. Rice, *A path independent integral and the approximate analysis of strain concentration by notched and cracks*, Journal of Applied Mechanics, ISSN 0021-8936, 1968, Vol. 35, pp. 379-386.
- [110] M. Kamaya, *Ramberg-Osgood type stress-strain curve estimation using yield and ultimate strengths for failure assessments*, International Journal of Pressure Vessels and Piping, ISSN 0308-0161, 2016, Vol. 137, pp. 1-12.
- [111] G. Demofonti, L. Rizzi, *Experimental evaluation of CTOA in controlling unstable ductile fracture propagation*, In: Defect assessment in components – fundamentals and applications, Editors: J.G. Blauel, K.H. Schwalbe,ESIS/EGF9 Mechanical Engineering Publications London, Wiley, 1991, pp. 693-703.
- [112] J.C. Newman, M.A. James, U. Zerbst, *A review of the CTOA/CTOD fracture criterion*, Engineering Fracture Mechanics, ISSN 0013-7944, 2003, Vol. 70, Issues 3-4, pp. 371-385.
- [113] K. Hussain, *Short fatigue crack behaviour and analytical models: A review*, Engineering Fracture Mechanics, ISSN 0013-7944, 1997, Vol. 58, No. 4, pp. 327-354.
- [114] P. Paris, F. Erdogan, *A critical analysis of crack propagation laws*, Journal of Basic Engineering, ISSN 0021-9223, 1963, Vol. 85, No. 4, pp. 528-533.
- [115] И. Чамагић, З. Бурзић, С. Цветковић, *Примена механике лома у одређивању параметара раста заморне прслине за карактеристичне области завареног споја*, Заваривање и заварене конструкције, ISSN 0354-7965, 2008, Vol. 53, No. 3, pp. 97-103.
- [116] R.G. Forman, V.E. Kearney, R.M. Eagle, *Numerical analysis of crack propagation in cyclic-loaded structures*, Transactions of ASME, Journal of Basic Engineering, ISSN 0021-9223, 1967, Vol. 89, No. 3, pp. 459-463.
- [117] ASTM E647-15e1: Standard Test Method for Measurement of Fatigue Crack Growth Rates, ASTM International, West Conshohocken, PA, 2015, [www.astm.org](http://www.astm.org).
- [118] M. Hawryluk, A. Dolny, S. Mroziński, *Low cycle fatigue studies of WCLV steel (1.2344) used for forging tools to work at higher temperatures*, Archives of Civil and Mechanical Engineering, ISSN 1644-9665, 2018, Vol. 18, No. 2, pp. 465-478.
- [119] Z. Gronostajski, M. Hawryluk, P. Widomski, M. Kaszuba, B. Nowak, S. Polak, M. Rychlik, J. Ziemba, M. Zwierzchowski, *Selected effective methods of increasing the durability of forging tools in hot forging processes*, Procedia Manufacturing, ISSN 2351-9789, 2019, Vol. 27, pp. 124-129.
- [120] S. Pearson, *Initiation of fatigue cracks in commercial aluminium alloys and the subsequent propagation of very short cracks*, Engineering Fracture Mechanics, ISSN 0013-7944, 1975, Vol. 7, No. 2, pp. 235-240.
- [121] S. Suresh, R.O. Ritchie, *Propagation of short fatigue cracks*, International Metals Reviews, ISSN 0950-6608, 1984, Vol. 29, No. 6, pp. 445-475.
- [122] U. Zerbst, M. Madia, M. Vormwald, *Fatigue strength and fracture mechanics*, Procedia Structural Integrity, ISSN 2452-3216, 2017, Vol. 5, pp. 745-752.
- [123] R. Pippan, A. Hohenwarter, *Fatigue crack closure: a review of the physical phenomena*, Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures, ISSN 8756-758X, 2017, Vol. 40, No. 4, pp. 471-495.

- [124] Y. Murakami, *Metal fatigue - Effects of small defects and nonmetallic inclusions*, 2<sup>nd</sup> Edition, ISBN 978-01-281387-62, Elsevier, 2019.
- [125] U. Zerbst, M. Madia, *Fracture mechanics based assessment of the fatigue strength: Approach for the determination of the initial crack size*, *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures*, ISSN 8756-758X, 2014, Vol. 38, pp. 1066-1075.
- [126] R. Pippan, F.O. Riemelmoser, *Visualization of the plasticity-induced crack closure under plane strain conditions*, *Engineering Fracture Mechanics*, ISSN 0013-7944, 1998, Vol. 60, No. 3, pp. 315-322.
- [127] R. Pippan, F.O. Riemelmoser, *Mechanical reasons for plasticity-induced crack closure under plane strain conditions*, *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures*, ISSN 8756-758X, 1998, Vol. 21, No. 12, 1425-1433.
- [128] D. Seferian, *Metallurgie de la soudure*, DUNOD, Paris, 1959.
- [129] S.Z. Qamar, *Effect of heat treatment on mechanical properties of H11 tool steel*, *Journal of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering*, ISSN 1734-8412, 2009, Vol. 35, No. 2, pp. 115-120.
- [130] Каталог додатних материјала за заваривање електроде Јесенице д.о.о, Словенија.
- [131] D. Arsić, V. Lazić, I. Samardžić, R. Nikolić, S. Aleksandrović, M. Djordjević, B. Hadzima, *Impact of the hard facing technology and the filler metal on tribological characteristics of the hard faced forging dies*, *Tehnički Vjesnik*, ISSN 1330-3651, 2015, Vol. 22, No. 5, pp. 1353-1358.
- [132] D. Arsić, V. Lazić, A. Sedmak, S. Aleksandrović, J. Živković, M. Djordjević, G. Mladenović, *Effect of the elevated temperatures on mechanical properties of the ultra high strength hot-work tool steel H11*, *Transactions of FAMENA*, ISSN 1333-1124, 2020, Vol. 44, No. 2, pp. 71-82. <https://doi.org/10.21278/TOF.44207>.
- [133] С. Александровић, М. Стефановић, *Технологија пластичног обликовања метала*, универзитетски уџбеник, Машински факултет у Крагујевцу, Крагујевац, 2010.
- [134] D. Arsić, V. Lazić, R. R. Nikolić, S. Aleksandrović, M. Djordjević, *Mechanical properties of hot-work tool steel at elevated temperatures*, 23<sup>rd</sup> International Seminar of PhD Students "SEMDOK 2018", Zuberec, Slovakia, 24-26 January 2018, pp. 7-12.
- [135] Б. Девеџић, *Обрада метала деформисањем 3 – Увод у теорију и технологију хладног масивног обликовања*, Научна књига, Београд, 1987.
- [136] М. Живковић, *Нелинеарна анализа конструкција*, монографија, Машински факултет, Универзитет у Крагујевцу, Крагујевац, ISBN 86-80581-59-3, 2005.
- [137] A. Sedmak, *Computational fracture mechanics: An overview from early efforts to recent achievements*, *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures*, ISSN 8756-758X, 2018, Vol. 41, No. 12, pp. 2438-2474.
- [138] D. Arsić, M. Djordjević, J. Živković, A. Sedmak, S. Aleksandrović, V. Lazić, D. Rakić, *Experimental-numerical study of tensile strength of the high-strength steel S690QL at elevated temperatures*, *Strength of Materials*, ISSN 1573-9325, 2016, Vol. 48, No. 5, pp. 687-695.
- [139] M. Kojić, K.J. Bathe, *Inelastic analysis of solids and structures*, Springer Verlag, Berlin–Heidelberg, 2005.
- [140] B. Younise, A. Sedmak, *Micromechanical study of ductile fracture initiation and propagation on welded tensile specimen with a surface pre-crack in weld metal*, *Structural Integrity and Life*, ISSN 1451-3749, 2014, Vol. 14, No. 3, pp. 185-191.
- [141] М. Мањго, *Критеријуми прихватљивости прслина у завареном споју посуда под притиском од микролегираних челика*, докторска дисертација, Машински факултет Универзитета у Београду, Београд, 2008.

- [142] Z. Burzić, *Primena savremenih tehnologija u oblasti ispitivanja metala razaranjem*, Metalurgija - Journal of Metallurgy, 2005, Vol. 11, No. 2, pp. 127-140.
- [143] ISO 14556:2015 – Metallic materials – Charpy V-notch pendulum test – Instrumented test method.
- [144] ISO 148-3:2016 – Metallic materials – Charpy pendulum impact test – Part 3: Preparation and characterization of Charpy V-notch test pieces for indirect verification of pendulum impact machines.
- [145] SRPS EN ISO 6507-1:2018: Metallic materials - Vickers hardness test - Part 1: Test method.
- [146] V. Lazić, A. Sedmak, I. Samardžić, S. Aleksandrović, D. Arsić, D. Milosavljević, M. Đorđević, *Shear strength testing of hard-faced samples using special tool on an universal testing machine*, Structural Integrity and Life, ISSN 1451-3749, 2015, Vol. 15, No 1, pp. 15-18.
- [147] Д. Шумарац, Д. Крајчиновић, *Основи механике лома*, Научна књига, Универзитет у Београду, Грађевински факултет, Београд, 1990.
- [148] G.F. Vander Voort, E.P. Manilova, *Hints for imaging phases in steels*, Advanced materials and processes, ISSN 0882-7958, 2005, Vol. 163, No. 2, pp. 32-37.
- [149] R. Nikolić, *Experimental study of crack tip processes in ductile crystals*, doctoral dissertation, Harvard University, Cambridge, Massachusetts, USA, 1989.
- [150] P. Palček, M. Chalupova, G. Nicoletto, O. Bokuvka, *Prediction of machine element durability*, University of Žilina, Department of Materials Engineering, Žilina, 2003.
- [151] D. Arsić, V. Lazić, S. Aleksandrović, R. Nikolić, P. Marinković, M. Đorđević, N. Ratković, *Theoretical-experimental fracture analysis of a responsible machine part*, Structural Integrity and Life, ISSN 1451-3749, 2014, Vol. 14, No. 2, pp. 141-146.
- [152] J. Burja, F. Tehovnik, M. Godec, J. Medved, B. Podgornik, R. Barbič, *Effect of electroslag remelting on the non-metallic inclusions in H11 tool steel*, Journal of Mining and Metallurgy, Section B: Metallurgy, ISSN 1450-5339, 2018, Vol. 54, No. 1, B, pp. 51-57.
- [153] V. Kazymyrovych, *Very high cycle fatigue of tool steels*, PhD dissertation, Karlstad University, Sweden, 2010.
- [154] В. Миловановић, *Развој методологије за експерименталну и нумеричку процену интегритета носећих делова вагонске конструкције изложених цикличном динамичком оптерећењу*, докторска дисертација, Универзитет у Крагујевцу, Факултет инжењерских наука, Крагујевац, 2016.
- [155] I. Marines-Garcia, P.C. Paris, H. Tada, C. Bathias, D. Lados, *Fatigue crack growth from small to large cracks on very high cycle fatigue with fish-eye failures*, Engineering Fracture Mechanics, ISSN 0013-7944, 2008, Vol. 75, No. 6, pp. 1657-1665.
- [156] Y.B. Liu, Z.G. Yang, Y.D. Li, S.M. Chen, S.X. Li, W.J. Hui, Y.Q. Weng, *Dependence of fatigue strength on inclusion size for high-strength steels in very high cycle fatigue regime*, Materials Science and Engineering A, ISSN 0921-5093, 2009, Vol. 517, No. 1-2, pp. 180-184.
- [157] Y. Murakami, M. Endo, *Effects of defects, inclusions and inhomogeneities on fatigue strength*, International Journal of Fatigue, ISSN 0142-1123, 1994, Vol. 16, No. 3, pp. 163-182.
- [158] A.I. Gustavsson, A. Melander, *Fatigue limit model for hardened steels*, Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures, ISSN 8756-758X, 1992, Vol. 15, No. 9, pp. 881-894.

- [159] J. Lankford, *Effect of oxide inclusions on fatigue failure*, International Metals Reviews, ISSN 0950-6608, 1977, Vol. 22, pp. 221-228.
- [160] V. Kazymyrovych, J. Bergstrom, C. Burman, *The significance of crack initiation stage in very high cycle fatigue of steels*, Steel Research International, ISSN 1611-3683, 2010, Vol. 81, No. 4, pp. 308-214.
- [161] ISO 1099:2017: Metallic materials – Fatigue testing – Axial force-controlled method, International Organization for Standardization.
- [162] А. Дишић, *Развој методологије и уређаја за динамичко испитивање материјала и заварених спојева са применом у нумеричким прорачунима конструкција при великим брзинама деформације*, докторска дисертација, Универзитет у Крагујевцу, Факултет инжењерских наука, Крагујевац, 2018.
- [163] А. Чабрило, *Механичке особине и брзина раста заморне прлине у завареном споју панцирног челика*, докторска дисертација, Факултет техничких наука Универзитета у Новом Саду, Нови Сад, 2018.
- [164] H. Tada, P.C. Paris, G.R. Irwin, *The stress analysis of crack handbook*, Dell Research Corporation, Hellertown, Pennsylvania, USA, 1973.
- [165] ASTM E739-91: Standard Practice for Statistical Analysis of Linear or Linearized Stress-Life (S-N) and Strain-Life ( $\epsilon$ -N) Fatigue Data, ASTM International, West Conshohocken, PA, 2004, [www.astm.org](http://www.astm.org).
- [166] ASTM E1820-13: Standard Test Method for Measurement of Fracture Toughness, ASTM International, West Conshohocken, PA, 2013, [www.astm.org](http://www.astm.org).
- [167] [http://www.rumul.ch/240\\_products.php?lang\\_choose=1](http://www.rumul.ch/240_products.php?lang_choose=1) (приступљено јануара 2019.)
- [168] D. Arsić, V. Lazić, A. Sedmak, Z. Burzić, B. Medjo, R. Nikolić, *Experimental-numerical analysis of appearance and growth of a crack in hard-faced layers of the hot-work high-strength tool steels*, European Conference on Fracture, ECF22 - Loading and Environmental Effects on Structural Integrity, Book of Abstracts, 2018, p. 82.
- [169] D. Arsić, N. Gnjatović, S. Sedmak, A. Arsić, M. Uhrićik, *Integrity assessment and determination of residual fatigue life of vital parts of bucket-wheel excavator operating under dynamic loads*, Engineering Failure Analysis, ISSN 1350-6307, 2019, Vol. 105, pp. 182-195.
- [170] O. Popović, R. Prokić-Cvetković, A. Sedmak, V. Grabulov, Z. Burzić, M. Rakin, *Characterisation of high-carbon steel surface welded layer*, Strojniški vestnik - Journal of Mechanical Engineering, ISSN 0039-2480, 2010, Vol. 56, No. 5, pp. 295-300.
- [171] O. Popović, R. Prokić-Cvetković, Lj. Radović, Z. Burzić, D. Arsić, *The effect of heat input on the fracture behaviour of surface weld metal of rail steel*, Structural Integrity and Life, ISSN 1451-3749, 2020, Vol. 20, No. 1, pp. 77-81.
- [172] С. Седмак, *Процена интегритета и века заварених спојева микролегираних челика повишене јачине при дејству статичког и динамичког оптерећења*, докторска дисертација, Машински факултет Универзитета у Београду, Београд, 2019.
- [173] K.A. Eldwaib, A. Grbović, G. Kastratović, D. Radu, S. Sedmak, *Fatigue life estimation of CCT specimen using XFEM*, Structural Integrity and Life, ISSN 1451-3749, 2017, Vol. 17, No. 2, pp. 151-156.
- [174] E. Džindo, S. Sedmak, A. Grbović, N. Milovanović, B. Đorđević, *XFEM simulation of fatigue crack growth in a welded joint of a pressure vessel with a reinforcement ring*, Archive of Applied Mechanics, ISSN 1432-0681, 2019, Vol. 89, No. 5, pp. 919-926.

## Биографија аутора

Душан Арсић је рођен 06.03.1990. године у Крагујевцу. Основну и средњу школу завршио је у Крагујевцу где 2008. године уписује основне академске студије на Машинском факултету у Крагујевцу. Израдом и одбраном завршног рада под називом: „Оцена заварљивости челика повишене јачине класе S690QL“, 2011. године на модулу за Производно машинство дипломира са оценом 10 (десет) чиме је завршио основне академске студије са укупном просечном оценом 9.13 и стекао академски назив *инжењер машинства*.

Студије наставља на истом Факултету (сада Факултет инжењерских наука Универзитета у Крагујевцу) уписом двогодишњих мастер академских студија, такође на модулу Производно машинство. Као најбољи студент на модулу, и као један од најбољих у генерацији, дипломирао је 24. јуна 2013. године, одбраном мастер рада под називом: „Оцена заварљивости и избор најповољније технологије заваривања челика повишене јачине класе S690QL“, са оценом мастер рада 10 (десет) и укупном просечном оценом 9.81. Завршетком овог нивоа студија стекао је академско звање *мастер инжењер машинства*.

Школске 2013/2014 године Душан Арсић уписује докторске академске студије, студијски програм Машинско инжењерство, такође на Факултету инжењерских наука, под менторством проф. др Вукића Лазића. На докторским студијама је положио све испите са оценом 10 (десет) и одобрена му је израда докторске дисертације под насловом: „Отпорност на појаву и ширење прлина у навареним слојевима термостожаних челика“ под менторством др Вукића Лазића, ред. проф.

На седници Наставно-научног већа Факултета инжењерских наука Универзитета у Крагујевцу одржаној 21.05.2020. године, Душан Арсић је изабран за сарадника у звању асистента, а радни однос у том звању засновао је 01.06.2020. године. Пре тога радио је као истраживач-сарадник на истом Факултету почев од 01.03.2014. године.

На Факултету инжењерских наука Универзитета у Крагујевцу Душан Арсић од школске 2013/2014 године је ангажован у настави на следећим предметима:

1. Машински материјали - МИ, ВИИ, АИ (I год. ОАС),
2. Производне технологије - МИ, ВИИ, АИ (II год. ОАС),
3. Производне технологије II - МИ (III год. ОАС) – модул Производно машинство,
4. Технологије спајања и монтаже - АИ (III год. ОАС),
5. Наука о заваривању - МИ (I год. МАС) – модул Производно машинство,
6. Технологија модификације и регенерације површина - МИ (II год. МАС) – модул Производно машинство.

У педагошком раду је у свим анкетама студената добио позитивну оцену.

Активно користи енглески језик (писање, читање и говор) за који поседује Сертификат Б2 (средње висок ниво – *upper intermediate level*) издат од стране Универзитета у Крагујевцу за одслушан курс у трајању од 8 месеци у зимском и летњем семестру школске 2014/2015 и успешно положен завршни тест дана 15.06.2015. године. Поред тога, служи се и немачким језиком (А1 Сертификат Немачке службе за академску размену DAAD од 06.09.2013. године) и италијанским језиком.

Био је учесник једног националног пројекта Министарства просвете, науке и технолошког развоја Републике Србије број ТР 35024 у периоду од 2014-2020 године и једног међународног пројекта земаља Дунавског региона у периоду 2017-2018.

После завршеног курса у трајању од 6 месеци 2018. године на Машинском факултету у Београду стекао је титулу Међународног инжењера заваривања (IWE).

Поседује активно информатичко знање из софтвера: CATIA, MS Office, STATISTICA, CorelDRAW и др.

У првој години мастер академских студија изабран је да похађа стручну праксу у фирми TPV d.d у Новом Месту у Словенији у трајању од месец дана (11.08.2012.-10.09.2012.) у оквиру мобилности Темпус пројекта WBC Virtual Manufacturing Network чији је руководилац била проф. др Весна Мандић.

У току школовања на основним и мастер академским студијама више пута је награђиван за остварене резултате. Пет година је био стипендиста Министарства просвете, науке и технолошког развоја (школске 2009/2010, 2010/2011, 2011/2012, 2013/2014 и 2014/2015). Такође, већ као студент мастер академских студија учествовао је на домаћим конференцијама на којима је излагао радове.

После уписивања докторских академских студија и ангажовања на пројекту ресорног Министарства TP 35024, активно се укључио у научноистраживачки рад под руководством ментора проф. др Вукића Лазића. До сада је као аутор или коаутор објавио 122 научна рада и то: 2 рада категорије M21, 5 радова категорије M22, 9 радова категорије M23, 8 радова категорије M24, 1 рад категорије M31, 43 рада категорије M33, 8 радова категорије M34, 3 рада категорије M51, 1 рад категорије M52, 34 рада категорије M53, 5 радова категорије M63, 3 рада категорије M64, као и једно ново техничко решење категорије M82. Највећи број радова је из уже научне области за које се определио (Производно машинство - материјали и заваривање). Поред наведених радова, 2017. године као коаутор објавио је један основни универзитетски уџбеник.

На Међународној конференцији студената докторских студија SEMDOK 2014 одржаној од 29-31 јануара 2014. године у Жилини, Словачка, у организацији Машинског факултета Универзитета у Жилини, награђен је првом наградом за најбоље презентован рад на енглеском језику у конкуренцији 40 излагача. На Европској конференцији 22<sup>nd</sup> European Conference on Fracture - ECF22 у организацији Европског друштва за интегритет конструкција одржаној од 26-31. августа 2018. године у Београду, награђен другом наградом за најбољи рад и излагање у категорији Механика лома заварених спојева.

Члан је Друштва за унапређивање заваривања у Србији (ДУЗС), Друштва за интегритет и век конструкција „Проф. др Стојан Седмак“ (ДИВК), Савеза инжењера и техничара Србије и Европског друштва за интегритет конструкција (ESIS).

Стручни је консултант за материјале и заваривање у више фирми у Крагујевцу и региону.

Ожењен је и има двоје деце.

У свом раду и опхођењу према студентима и колегама са Факултета строго поштује етички кодекс понашања и остале универзитетске прописе и труди се да посао обавља савесно и одговорно. Има велику жељу да своја досадашња и будућа стечена знања и искуства пренесе студентима као асистент и касније као наставник, и тиме допринесе унапређењу рада Факултета.



**ИЗЈАВА АУТОРА О ОРИГИНАЛНОСТИ ДОКТОРСКЕ ДИСЕРТАЦИЈЕ**

Ја, \_\_\_\_\_, изјављујем да докторска дисертација под насловом:

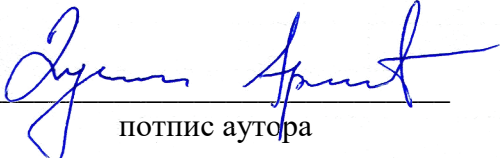
\_\_\_\_\_  
\_\_\_\_\_  
\_\_\_\_\_

која је одбрањена на \_\_\_\_\_  
Универзитета у Крагујевцу представља *оригинално ауторско дело* настало као резултат *сопственог истраживачког рада*.

*Овом Изјавом такође потврђујем:*

- да сам *једини аутор* наведене докторске дисертације,
- да у наведеној докторској дисертацији *нисам извршио/ла повреду* ауторског нити другог права интелектуалне својине других лица,
- да умножени примерак докторске дисертације у штампаној и електронској форми у чијем се прилогу налази ова Изјава садржи докторску дисертацију истоветну одбрањеној докторској дисертацији.

У \_\_\_\_\_, \_\_\_\_\_ године,

  
\_\_\_\_\_  
ПОТПИС АУТОРА

**ИЗЈАВА АУТОРА О ИСКОРИШЋАВАЊУ ДОКТОРСKE ДИСЕРТАЦИЈЕ**

Ја, \_\_\_\_\_,

дозвољавам

не дозвољавам

Универзитетској библиотеци у Крагујевцу да начини два трајна умножена примерка у електронској форми докторске дисертације под насловом:

---

---

---

која је одбрањена на \_\_\_\_\_

Универзитета у Крагујевцу, и то у целини, као и да по један примерак тако умножене докторске дисертације учини трајно доступним јавности путем дигиталног репозиторијума Универзитета у Крагујевцу и централног репозиторијума надлежног министарства, тако да припадници јавности могу начинити трајне умножене примерке у електронској форми наведене докторске дисертације путем *преузимања*.

Овом Изјавом такође

дозвољавам

не дозвољавам<sup>1</sup>

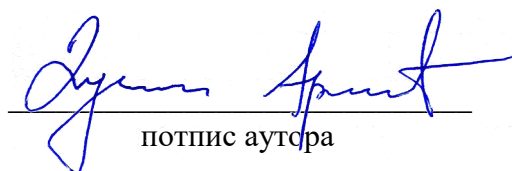
---

<sup>1</sup> Уколико аутор изабере да не дозволи припадницима јавности да тако доступну докторску дисертацију користе под условима утврђеним једном од *Creative Commons* лиценци, то не искључује право припадника јавности да наведену докторску дисертацију користе у складу са одредбама Закона о ауторском и сродним правима.

припадницима јавности да тако доступну докторску дисертацију користе под условима утврђеним једном од следећих *Creative Commons* лиценци:

- 1) Ауторство
- 2) Ауторство - делити под истим условима
- ③ Ауторство - без прерада
- 4) Ауторство - некомерцијално
- 5) Ауторство - некомерцијално - делити под истим условима
- 6) Ауторство - некомерцијално - без прерада<sup>2</sup>

У \_\_\_\_\_, \_\_\_\_\_ године,

  
\_\_\_\_\_ потпис аутора

---

<sup>2</sup> Молимо ауторе који су изабрали да дозволе припадницима јавности да тако доступну докторску дисертацију користе под условима утврђеним једном од *Creative Commons* лиценци да заокруже једну од понуђених лиценци. Детаљан садржај наведених лиценци доступан је на: <http://creativecommons.org.rs/>