



УНИВЕРЗИТЕТ У ПРИШТИНИ  
ФАКУЛТЕТ ТЕХНИЧКИХ НАУКА  
У КОСОВСКОЈ МИТРОВИЦИ

Вукоје Вукојевић

**ПРИЛОГ ИСТРАЖИВАЊУ УТИЦАЈА ХЕМИЈСКОГ  
САСТАВА НА МИКРОСТРУКТУРУ, ОТПОРНОСТ  
НА ХАБАЊЕ И МОГУЋНОСТ ПРИМЕНЕ КОВНИХ  
ВИСОКОХРОМНИХ ЧЕЛИКА**

Докторска дисертација

МЕНТОР

Др Александар Седмак, ред. проф.  
дипл. инж.

КАНДИДАТ

Вукоје Вукојевић, дипл. инж.

Косовска Митровица, 2018.



UNIVERSITY OF PRISHTINA  
TEMPORARY SETTLED IN KOSOVSKA MITROVICA

FACULTY OF TECHNICAL SCIENCES

Vukoje Vukojević

**CONTRIBUTION TO THE RESEARCH OF THE  
INFLUENCE OF THE CHEMICAL COMPOSITION ON  
THE MICROSTRUCTURE, WEAR RESISTANCE AND  
APPLICATION OF HIGH-CHROMIUM FORGED  
STEEL**

Doctoral Dissertation

MENTOR

Dr Aleksandar Sedmak, red. prof.  
Dipl. Eng.

CANDIDATE

Vukoje Vukojević, Dipl. Eng.

Kosovska Mitrovica, 2018

---

I Аутор
Име и презиме: Вукоје Вукојевић
Датум и место рођења: 20.04.1956. Лепосавић
Садашње запослење: Технолог -конструктор
II Докторска дисертација
Наслов: Прилог истраживању утицаја хемијског састава на микроструктуру, отпорност на хабање и могућност примене ковних високохромних челика
Број страница: 197
Број слика: 137
Број библиографских података: 66
Установа и место где је рад израђен: Факултет техничких наука, Косовска Митровица
Научна област (УДК): Материјали у машинству (621.04-03-620)
Ментор: Др Александар Седмак, ред. професор
III Оцена и одбрана
Датум пријаве теме: 14.02.2017.г.
Број одлуке и датум прихватања докторске дисертације: 832/3-2; 18.09.2017. г.
Комисија за оцену подобности теме и кандидата: 1. Др Александар Седмак, ред. професор Машинског факултета Београд, ментор 2. Др Александар Тодић, ван. професор, ФТН Косовска Митровица, председник 3. Др Бранко Пејовић, ред. професор, ФТН Косовска Митровица, члан
Комисија за одбрану докторске дисертације: 1. Др Александар Седмак, ред. професор Машинског факултета Београд, ментор 2. Др Александар Тодић, ван. професор, ФТН Кос. Митровица, председник 3. Др Бранко Пејовић, ред. професор, ФТН Кос. Митровица, члан
Датум одбране дисертације:

---

# САДРЖАЈ

## I ТЕОРИЈСКИ ДЕО

<b>1. Увод</b> .....	1
1.1. Феномен хабања.....	1
1.2. Оквирни садржај истраживања.....	3
1.3. Предвиђена методологија.....	4
<b>2. Досадашња истраживања</b> .....	5
<b>3. Механизам хабања челика</b> .....	6
3.1. Дефиниција и класификација разних видова хабања.....	7
3.1.1. Атхезионо хабање.....	9
3.1.2. Абразионо хабање.....	12
3.1.3. Корозионо хабање.....	14
3.1.4. Хабање услед замарања површине.....	16
<b>4. Својства и отпорност на хабање Сг-Мо челика</b> .....	19
4.1. Фактори који утичу на хабање челика.....	19
4.2. Утицај тврдоће.....	20
4.3. Утицај жилавости.....	22
4.4. Утицај хемијског састава.....	24
4.4.1. Утицај угљеника.....	24
4.4.2. Утицај хрома.....	26
4.4.3. Утицај молибдена.....	32
4.4.4. Утицај ниобијума.....	34
4.4.5. Утицај ванадијума.....	36
4.5. Утицај микроструктуре.....	43
4.5.1. Карбиди.....	43
4.5.2. Метална основа.....	45
4.5.3. Утицај осталих фактора.....	45
4.6. Материјали отпорни на хабање.....	47
4.6.1. Легуре железа отпорне на хабање.....	53

---

---

4.6.2. Техноекономски аспекти избора материјала отпорних на хабање.....	61
<b>5. Ливење, ковање и термичка обрада високолегираних Cr-Mo челика.....</b>	<b>62</b>
5.1. Ливење високолегираних Cr-Mo челика.....	62
5.2. Ковање високолегираних Cr-Mo челика.....	64
5.2.1. Утицај хемијског састава челика.....	66
5.2.2. Утицај унутрашњих напрезања.....	67
5.2.3. Утицај степена деформације.....	67
5.2.4. Степен прекивања.....	67
5.3. Термичка обрада високолегираних Cr-Mo челика.....	68
5.3.1. Фазне трансформације при загревању челика.....	68
5.3.2. Разлагање аустенита.....	69
5.3.3. Мартензитна трансформација.....	72
5.4. Разлагање аустенита при континуалном хлађењу.....	76
5.5. Фазне трансформације при отпуштању челика.....	79
5.6. Термичка обрада високолегираних Cr-Mo челика.....	82

## **П Е К С П Е Р И М Е Н Т А Л Н И Д Е О**

<b>1. Циљ истраживања.....</b>	<b>86</b>
<b>2. Израда пробних узорака.....</b>	<b>88</b>
2.1. Ливење пробних узорака.....	88
2.2. Ковање одливених узорака.....	93
2.3. Термичка обрада узорака.....	95
2.4. Машинска обрада узорака.....	98
<b>3. Резултати испитивања.....</b>	<b>102</b>
3.1. План испитивања.....	102
3.2. Испитивање тврдоће.....	103
3.3. Испитивање ударне жилавости.....	105
3.4. Испитивање затезне чврстоће.....	115
3.5. Испитивање хабања.....	117
3.6. Испитивање микроструктуре ( <i>SEM</i> ).....	121
<b>4. Дискусија резултата.....</b>	<b>125</b>
4.1. Испитивање механичких својстава.....	125

---

---

4.1.1. Анализа зависности тврдоће од садржаја ванадијума.....	125
4.1.2. Анализа утицаја ванадијума на промену ударне жилавости.....	127
4.1.3. Анализа утицаја ванадијума на промену затезне чврстоће.....	135
4.2. Утицај ванадијума на микроструктуру високолегираног Cr-Mo челика.....	139
4.2.1. Анализа узорака отпуштених на 250°C.....	139
4.2.2. Анализа узорака отпуштених на 450°C.....	144
<b>5. Закључак.....</b>	<b>151</b>
<b>6. Литература.....</b>	<b>155</b>

---

---

# ПРИЛОГ ИСТРАЖИВАЊУ УТИЦАЈА ХЕМИЈСКОГ САСТАВА НА МИКРОСТРУКТУРУ, ОТПОРНОСТ НА ХАБАЊЕ И МОГУЋНОСТ ПРИМЕНЕ КОВНИХ ВИСОКОХРОМНИХ ЧЕЛИКА

## -Абстракт-

Предмет ове докторске дисертације као истраживачког пројекта је дефинисање утицаја ванадијума на механичка својства, отпорност на хабање и структуру високолегираног хром-молибденског челика са 1% угљеника. Утицај ванадијума на овај квалитет челика до сада није био предмет детаљних научних истраживања и у том смислу ова докторска дисертација представља нови научни допринос у области науке о материјалима, а посебно у домену инжењеринга материјала. Једна од важних карактеристика ове групе челика по којој се они разликују од осталих високоугљеничних, високолегираних хром-молибденских челика, је да они само у малој мери садрже изразито крти еутектички микроконституент у микроструктури, али се ипак сврставају у фамилију ледебуритних челика.

То омогућава да се под одређеним, дефинисаним условима могу обрађивати пластичном деформацијом, ваљањем или ковањем, па ће финални производ имати боља механичка својства од одливака, пре свега, већу жилавост и знатно бољи однос жилавости и тврдоће, што су основни услови да материјали буду отпорни на хабање. Да би се дошло до оптималног резултата у раду су разматране све фазе технолошког поступка израде узорака, од ливења до завршне термичке обраде финалног производа. Дефинисање утицаја ванадијума показало је да је, под одређеним условима, могуће истовремено добити и довољно тврду и довољно жилаву структуру ових челика, односно микроструктуру која може да обезбеди високу отпорност на хабање и дуг век трајања хабајућих делова. Такође, истраживања су показала да ванадијум има значајан и пресудан утицај на побољшање ударне жилавости и жилавости лома и да се оптимизацијом технолошких параметара: хемијског састава, односно садржаја ванадијума, температуре ковања и режима термичке обраде отковака могу добити производи са изузетно високом отпорношћу на све типове хабања, посебно на абразионо и корозионо-абразионо хабање.

Разјашњење феномена отпорности на хабање у великој мери је везано за познавање микроструктуре хабајућих тела и зависности између врсте, величине и распореда микроконституената и брзине хабања. Хемијски састав и микроструктура челика одређује две најважније особине материјала, када је у питању хабање: тврдоћу и жилавост.

---

---

Подешавањем садржаја и распореда присутних фаза и микроконституената у структури челика, могуће је добити максималне вредности тврдоће и жилавости или оптималну комбинацију ових особина. При разјашњењу утицаја микроструктуре на отпорност на хабање у раду ће се посебно разматрати основни конституенти: карбиди и метална основа.

У избору технолошког поступка израде определили смо се за коване легуре, које имају боља својства од одливака. Поступак ковања и примењени термички третман (каљење и нискотемпературно отпуштање на кубни мартензит/беинит), треба да омогуће да се добије повољна структура металне основе која је тврда, а у исто време довољно жилава и веома отпорна на хабање.

Технолошки поступак који смо користили у раду састојао се од следећих фаза:

- Израда одливака у облику шипки за слободно ковање израђених од високолегираног хром-молибденског челика са 1% угљеника.
- Слободно ковање одливених шипки у температурном опсегу 1050°- 850°С,
- Термичка обрада (каљење и нискотемпературно отпуштање на 250° и 450°С),
- Испитивање добијених узорака.

Да би се добила максимална тврдоћа, ударна жилавост и отпорност на хабање отковци од високолегираних Cr-Mo челика подвргнути су термичкој обради - побољшању. Поступак се састојао у загревању отковака до температуре аустенизације, прогревању до потпуне хомогенизације аустенита и карбида, каљењу у загрејаном уљу и нискотемпературном отпуштању. Циљ термичке обраде је оптимизација структуре, односно добијање металне основе која се састоји од кубног мартензита и беинита, са малом количиним заосталог аустенита и одговарајућим садржајем и распоредом карбида. Метална основа мора да буде у чврстој вези са карбидном фазом како би се спречило да зрна тврдих абразива одвоје и одстране карбиде са контактне површине. Пожељно је и да кубни мартензит, који чини металну основу, буде отврднут дисперговањем секундарних карбида. На тај начин мартензит ће чинити чврсту и круту потпору карбида, тако да они преузму на себе терет како абразивног тако и ударно-заморног хабања.

Израда одливака - уложака за ковање обављена је ливењем у суве пешчане калупе са воденим стаклом као везивом, а репрезентативни одливак који се потом ковао имао је

---



---

шипкасти облик. Карактеризација узорака од високолегираних хром-молибденских челика вршена је лабораторијски и практично. Лабораторијска испитивања обухватила су анализу хемијског састава, тврдоћу по пресеку, анализу микроструктуре (*SEM, EDS*) и отпорност на удар. Практична испитивања обухватила су технолошке пробе отпорности на хабање.

Металографска испитивања су показала да микроструктура зависи како од садржаја ванадијума тако и од температуре отпуштања. Пораст садржаја ванадијума води ка смањењу и разбијању карбидне мреже по границама зрна металне основе челика. Како расте садржај ванадијума у легури, расте и присуство ванадијум карбида у структури. То је последица не само повећаног садржаја ванадијума већ и његовог великог хемијског афинитета према угљенику. Гибсова слободна енергија стварања  $V_6C_5$  карбида износи око  $-170 \text{ KJ/mol}$ , а  $Cr_7C_3$  карбида  $-60 \text{ KJ/mol}$ , што значи да ће се са порастом садржаја ванадијума природа, расподела и морфологија излучених карбида значајно променити. Поред тога ванадијум карбид се не излучује у облику карбидне мреже, већ у облику финих кристала унутар зрна металне основе. Поред тога запажа се да су карбиди типа  $M_7C_3$  врло нехомогени. Разлог овоме је присуство ванадијума који супституцијски замењује атоме хрома у решетки  $M_7C_3$ -карбида, а при већем садржају замењује и атоме гвожђа. Кроз резултате истраживања дефинисани су технолошки параметри, хемијски састав, начин ливења и поступак ковања, односно термичке обраде, тако да се добију оптимална својства отковака у погледу структуре, механичких својстава и отпорности на хабање. На тај начин се трасира пут за освајање новог квалитета челика намењеног изради хабајућих делова, а резултати истраживања представљаће нови научни допринос у области инжењеринга материјала.

---

---

**CONTRIBUTION TO THE RESEARCH OF THE INFLUENCE OF CHEMICAL  
COMPOSITION ON THE MICROSTRUCTURE, WEAR RESISTANCE AND  
APPLICATION OF HIGH-CHROMIUM FORGED STEEL**

-Abstract-

The subject matter of this doctoral dissertation as a research project is to define the effects of Vanadium on mechanical properties, wear resistance and structure of high-alloy chromium steel with 1% carbon. The effects of Vanadium on such steel quality have not yet been examined in detailed scientific researches and in that sense, this doctoral dissertation represents a new scientific contribution in the field of materials science, especially materials engineering. One important characteristic of this steel group that distinguishes them from other high carbon, high-alloy chromium steel is that they contain extremely brittle eutectic microconstituent in their microstructure only in small amount, but are still included in ledeburite steel class.

That, under specific and defined conditions, enables the possibility of their processing via plastic deformation, rolling or forging, thus the final product shall have better mechanical properties than the casting, primarily higher toughness and significantly better ratio between impact toughness and hardness, which are basic conditions for materials being wear resistant. In order to achieve the optimal result, the paper has researched all technological process phases of pattern production, for casting to product's final heat treatment. Defining the effects of Vanadium has showed that, under specific conditions, it is possible to create sufficiently hard and tough structure for this steel simultaneously, ie. microstructure that can provide high wear resistance and long service life of wear parts. Also, researches have shown that Vanadium has significant and crucial effect on impact toughness and fracture toughness improvement and by optimising technological parameters: chemical composition, ie. vanadium content, forging temperature and forging heat treatment regime, products with extremely high resistance to all types of wear, especially abrasive wear and corrosive-abrasive wear, can be produced.

To a large degree clarification of wear resistance phenomenon is associated with the knowledge of wear parts microstructure and dependance between the type, size and microconstituent arrangement and wear rate. Regarding wear, chemical composition and microstructure of steel define the two most important properties of materials: hardness and toughness. By content adjustment and adjustment of present phases and microconstituents arrangement in the steel structure, maximum hardness and toughness values or optimal combination of these properties are possible to achieve. Regarding the clarification of effects of microstructure to wear resistance, the paper shall address the basic constituents separately:

---

---

carbides and metal base.

In the choice of technological manufacturing process we have chosen forged alloys that have better properties than castings. Forging and applied heat treatment (hardening and low temperature tempering of cubic martensite/bainite), should make it possible to create favourable metal base structure, which is hard and sufficiently tough and highly wear resistant simultaneously.

Technological process that would be used in the project includes the following phases:

- Casting production of bar shape for free forging, manufactured from high-alloy chromium steel with 1% carbon.
- Free forging of casting bars in the temperature range between 1050°- 850°,
- Heat treatment (hardening and low temperature tempering at 250° and 450°C),
- Examination of obtained patterns.

In order to achieve maximum hardness, impact toughness and wear resistance, forgings from high alloy Cr-Mo steel are subjected to heat treatment - hardening. The process included heating the forgings to austenization temperature, maintaining temperature until complete homogenization of austenite and carbide is achieved, hardening in heated oil and low temperature tempering. The aim of heat treatment is structure optimization, ie. to obtain metal base consisting of cubic martensite and bainite, with small amount of residual austenite and appropriate content and carbide arrangement. The metal base must be in solid connection with carbide phase to prevent hard abrasive grains from separating and removing carbides from the contact surface. It is desirable that cubic martensite, forming the metal base, should be hardened by secondary carbides dispersion. In that manner martensite shall form a solid and rigid support for carbides, so that they would assume the load for both abrasive and impact-fatigue wear.

Casting production – forging preforms is performed by casting in dry sand moulds with liquid glass as binder, and representative casting later being forged was bar-shaped. Characterization of high alloy chromium steel samples is done in laboratory and practically. Laboratory examinations included the analysis of chemical composition, cross-sectional hardness, microstructure analysis (*SEM*, *EDS*) and impact resistance. Practical examinations included technological tests to wear resistance.

Metallographic testing showed that microstructure depends both, from Vanadium content and the tempering temperature. Increase in Vanadium content leads to decrease and breakage

---

---

of carbide network at the boundaries of metal base grains. With increase of Vanadium content in the alloy, the amount of Vanadium carbide in the structure also increases. That is a consequence of not only increased Vanadium content, but also its high chemical affinity towards carbon. Gibbs free energy of formation of  $V_6C_5$  carbides is approximately -170 KJ/mol, and  $Cr_7C_3$  carbides -60 KJ/mol, meaning that with the increase of Vanadium content the nature, arrangement and morphology of precipitated carbides shall change significantly. Further, vanadium carbide is not extracted in the form of carbide network, but in the form of fine crystals within metal base grains. Moreover, it is noticed that carbides type  $M_7C_3$  are very non-homogenous. The reason is presence of Vanadium which substitutionally replaces chromium atoms inside  $M_7C_3$ -carbide net, and at higher content replaces iron atoms also.

The research results define the technological parameters, chemical composition, casting method and forging process, ie. heat treatment, so that the optimal properties of forgings regarding the structure, mechanical properties and wear resistance are obtained. In that manner the path for achieving a new quality of steel intended for the production of wear parts is marked, and the research results shall represent a new scientific contribution in the field of materials engineering.

---

---

# I ТЕОРИЈСКИ ДЕО

---

---

# 1. УВОД

Циљ ове докторске дисертације као истраживачког пројекта је дефинисање утицаја хемијског састава на механичка својства, отпорност на хабање и структуру високолегираног хром-молибденског челика са 1% угљеника. Утицај ванадијума на овај квалитет челика до сада није био предмет детаљних научних истраживања и у том смислу ова докторска дисертација представља нови научни допринос у области науке о материјалима, а посебно у домену инжењеринга материјала. Једна од важних карактеристика ове групе челика по којој се они разликују од осталих високолегираних хром-молибденских челика који имају висок садржај угљеника, је да они само у малој мери садрже изразито крти еутектички микроконституент у структури, али се ипак сврставају у фамилију ледебуритних челика.

То омогућава да се под одређеним, дефинисаним условима могу обрађивати пластичном деформацијом, ваљањем или ковањем, па ће финални производ имати боља механичка својства од одливака, пре свега, већу жилавост и знатно бољи однос жилавости и тврдоће, што су основни услови да материјали буду отпорни на хабање. Да би се дошло до оптималног резултата у раду су разматране се све фазе технолошког поступка израде узорака, од ливења до завршне термичке обраде финалног производа. Дефинисање утицаја ванадијума показало је да је, под одређеним условима, могуће истовремено добити и довољно тврду и довољно жилаву структуру ових челика, односно микроструктуру која може да обезбеди високу отпорност на хабање и дуг век трајања хабајућих делова [1]. Такође, истраживања су показала да ванадијум има значајан и пресудан утицај на побољшање ударне жилавости и жилавости лома и да се оптимизацијом технолошких параметара: хемијског састава, односно садржаја ванадијума, температуре ковања и режима термичке обраде отковака могу добити производи са изузетно високом отпорношћу на све типове хабања, посебно на абразионо и корозионо-абразионо хабање.

Поред дефинисања утицаја ванадијума, циљ овог рада био је освајање новог квалитета кованог челика отпорног на хабање који би по неким механичким и технолошким својствима, а посебно по отпорности на хабање имао боља својства од до сада коришћених високоугљеничних, високолегираних хром-молибденских челика. Добијени резултати представљају, не само нови научни допринос већ и реалну стручну основу за даљу практичну реализацију ове идеје.

---

## 1.1. ФЕНОМЕН ХАБАЊА

Проблем хабања је присутан у техници од најстаријих времена, а технологије добијања квалитетних материјала отпорних на хабање имају дугу историју и везане су за сам почетак примене легура гвожђа. Нагли развој нових материјала отпорних на хабање започео је крајем шездесетих и почетком седамдесетих година прошлог века, као резултат упознавања процеса трења и хабања, механизма деструкције метала и уопште развојем физике чврстог стања и инжењерства материјала.

Тада су у техничку праксу уведени нови квалитети мартензитних алатних челика, високолегираних хромом и молибденом, као и високолегирана хром-молибденска бела гвожђа. Ове легуре су, у одређеним експлоатационим условима, показале неколико пута већу отпорност на хабање и знатно већу сигурност рада различитих уређаја од до тада коришћених легура: *Hatfield*-ових челика, нисколегираних Ni-Cr (*Ni-hard*) ливених гвожђа и кованих, нисколегираних, манганских или Cr-Ni челика. У исто време повећана је сигурност експлоатације и смањена потреба за ремонтом постројења и заменом истрошених делова што је значајно допринело прихватању ових нових материјала у индустријској пракси [2, 3].

Делови и склопови, израђени од високолегираних хром-молибденских челика, имају изузетно добра експлоатациона, односно технолошка својства када су изложени абразионом, корозионо-абразионом, сувом атхезионом или комбинованом хабању. Међутим, у условима ударно-заморног хабања, због недовољне жилавости ових легура, постоји опасност од замора материјала и лома делова. У том смислу, да би се проширио њихов домен примене, потребно је побољшати ово технолошко својство, како ударну жилавост тако и жилавост лома.

Тела изложена ударно-заморном хабању, а посебно у комбинацији са абразионим хабањем морају да имају добру жилавост без карактеристичне појаве кртог лома. Тврди материјали са израженим кртим ломом и малом жилавошћу, на пример нелегирано бело гвожђе, не могу да се користе за било коју врсту хабајућих тела. У току експлоатације долази до брзог одвајања крупних дебриса створених кртим ломом, а у великом броју случајева и до лома целог хабајућег тела. Са друге стране, жилави материјали са израженим жилавим ломом ће, без обзира на почетну тврдоћу побољшавати своја

---

хабајућа својства у току експлоатације. Наиме, током рада долази до брушења и глачања радне површине па ће напонско стање површинских слојева бити ниже, а жилавост боља. Осим тога жилави материјал хабајућих тела омогућава да се у току експлоатације изврши ојачавање површинског слоја хладном деформацијом која је последица сталних удара којима су тела изложена. Овај ефекат деформационог ојачавања који је у корелацији са жилавошћу или прецизније дуктилношћу материјала веома повољно утиче на продужење века трајања хабајућих тела [4].

У одређеним случајевима, лом услед недовољне жилавости хабајућег тела може да изазове хаварију целог агрегата па чак да доведе у питање безбедност радника. На пример, ротациони млинови чекићари захтевају да чекићи који ударима дробе материјал имају добру чврстоћу, жилавост и динамичку чврстоћу. Лом чекића не само што изазива застој ради замене, већ може тешко да оштети млин и изазове хаварију целог система. У тим случајевима, обично се бира материјал веће жилавости који, због мање тврдоће има краћи век трајања. У овом раду истражен је утицај ванадијума на механичка својства, отпорност на хабање и структуру високолегираног ковног хром-молибденског челика са 1% угљеника, са идејом да се оптимизацијом хемијског састава и поступка термичке обраде добије нова легура, односно нови квалитет челика, који има високу жилавост и високу тврдоћу и који је као такав отпоран на атхезионо, абразионо, корозионо-абразионо и ударно-заморно хабање. Садржај ванадијума, мењао се од 1,0 до 5,0 процената и показало се да он има позитивно дејство на наведени високолегирани Cr-Mo челик. Ванадијум утиче на ток очвршћавања ове легуре тако што сужава температурни интервал кристализације. Осим тога, у току издавајања примарног аустенита из растопа формирају се  $V_6C_5$  карбиди који блокирају даљи раст аустенитних дендрита и на тај начин помажу добијање ситнозрне структуре. Као што је познато ситнозрна структура је услов да се жилавост отковака повећа.

Слично молибдену, ванадијум се, поред тога што образује  $V_6C_5$  карбиде, једним делом распоређује између фаза присутних у челику, карбида  $(Cr,Fe)_7C_3$  и аустенита. Присуство ванадијума омогућава формирање  $(Cr,Fe)_{23}C_6$  карбида и његово таложење у аустениту који се у току процеса хлађења, у локалним подручјима око финих карбидних честица трансформише у мартензит. Другим речима ванадијум смањује количину заосталог аустенита и на тај начин побољшава прокаљивост челика.



---

## 1.2. ОКВИРНИ САДРЖАЈ ИСТРАЖИВАЊА

Пракса је показала да генерално најбоље особине као материјали отпорни на хабање показују високолегирани Cr-Mo челици. Њихова слаба страна је релативно ниска жилавост па ће у овом раду бити истражен утицај ванадијума на структуру, а самим тим и на механичка својстава, односно ударну жилавост ове фамилије легура. Због смањеног садржаја угљеника очекује се да жилавост значајно порасте, уз само незнатно снижење тврдоће. Посебна пажња ће се обратити на однос тврдоће и жилавости, односно на добијање оптималног односа ових својстава у легури. Добра жилавост уз релативно високу тврдоћу (58-63 HRC) обезбедила би значајно побољшање технолошких својстава, пре свега отпорности на хабање. Предвиђено је да се испита утицај ванадијума на челике који садрже 1,0% угљеника, при чему ће садржај ванадијума варирати од 1,0 до 5,0%.

Разјашњење феномена отпорности на хабање у великој мери је везано за познавање микроструктуре хабајућих тела и зависности између врсте, величине и распореда микроконституената и брзине хабања. Хемијски састав и микроструктура челика одређује две најважније особине материјала, када је у питању хабање, тврдоћу и жилавост. Подешавањем садржаја и распореда присутних фаза и микроконституената у структури челика, могуће је добити максималне вредности тврдоће и жилавости или оптималну комбинацију ових особина. При разјашњењу утицаја микроструктуре на отпорност на хабање у раду ће се посебно разматрати основни конституенти: карбиди и метална основа.

У избору технолошког поступка определили смо се за ковање, односно за коване легуре, јер имају боља својства од одливака. Поступак ковања и примењени термички третман (каљење и нискотемпературно отпуштање на кубни мартензит/беинит), треба да омогуће да се добије повољна структура металне основе која је тврда, а у исто време довољно жилава и веома отпорна на хабање.

Технолошки поступак који би користили у пројекту састоји се од следећих фаза:

- Израда одливака у облику шипки за слободно ковање израђених од високолегираног хром-молибденског челика са 1% угљеника.
- Слободно ковање одливених шипки у температурном опсегу 1050°- 850°С,
- Термичка обрада (каљење и нискотемпературно отпуштање на 250° и 450°С),
- Испитивање добијених узорака.

---

Да би се добила максимална тврдоћа и отпорност на хабање отковци од високолегираних Cr-Mo челика подвргавају се термичкој обради - побољшању. Поступак се састоји у загревању отковака до температуре аустенизације, прогревању до потпуне хомогенизације аустенитне структуре, каљењу на ваздуху или у загрејаном уљу и нискотемпературном отпуштању. Циљ термичке обраде је оптимизација структуре, односно добијање металне основе која се састоји од кубног мартензита и беинита, са малом количиним заосталог аустенита и одговарајућим садржајем и распоредом карбида. Метална основа мора да буде у чврстој вези са карбидном фазом како би се спречило да зрна тврдих абразива одвоје и одстране карбиде са контактне површине. Пожељно је и да кубни мартензит, који чини металну основу, буде отврднут дисперговањем секундарних карбида. На тај начин мартензит ће чинити чврсту и круту потпору карбида, тако да они преузму на себе терет како абразивног тако и ударно-заморног хабања.

### 1.3. ПРЕДВИЂЕНА МЕТОДОЛОГИЈА

У циљу утврђивања утицаја ванадијума на својства високолегираног Cr-Mo челика, коме одговара ознака X96CrMo12-1 израђена је серија одливака - уложака за топло ковање, који су потом слободно ковани у температурном опсегу од 1050°C до 850°C, а затим термички обрађени побољшањем. Као што је већ речено садржај ванадијума у узорцима варирао је од 1,0 до 5,0 мас.%. Израда челичних одливака од наведеног квалитета челика обављена је у *Ливници Љиг*, ковање и термичка обрада у погонима *ФОТ-Лешак*, а испитивање узорака у лабораторији Факултета техничких наука у Косовској Митровици и Војно-техничком институту у Београду. Испитивање хемијског састава одливака обављено је на квантометру *ARL-3100 Optical Emission Spectrometer* у *Ливници Љиг*.

Израда одливака - уложака за ковање обављена је ливењем у суве пешчане калупе са воденим стаклом као везивом, а репрезентативни одливак који ће се потом ковати имаће шипкасти облик. Карактеризација узорака од високолегираних хром-молибденских челика вршиће се лабораторијски и практично. Лабораторијска испитивања обухватиће: анализу хемијског састава, тврдоћу по пресеку, анализу микроструктуре (*SM, SEM, EDS*) и отпорност на удар. Практична испитивања обухватају технолошке пробе отпорности на хабање.

---

## 2. ДОСАДАШЊА ИСТРАЖИВАЊА

За израду конструкционих делова који су изложени абразионом, корозионо-абразионом или ударно-заморном хабању, данас се у свету користи више десетина различитих легура гвожђа. Најважније групе материјала су: аустенитни мангански (*Hatfield*) челици, мартензитна нисколегирани Ni-Cr ливена гвожђа (*Ni-Hard*), високолегирани Cr-Mo ливена гвожђа, композитни материјали на бази “*Cast-in*” карбида и наравно, високолегирани Cr-Mo челици. Не узимајући у обзир композите на бази “*cast-in*” карбида, који представљају нову генерацију материјала, која још увек нема широку комерцијалну примену, генерално најбоље особине, као антифрикциони, хабајући материјали показују високолегирани Cr-Mo челици. Њихова слаба страна је релативно ниска жилавост и овај проблем до данас није у потпуности решен. Значајан допринос решавању овог проблема представљале су три докторске дисертације и то:

- Тодић Александар: *Прилог истраживању утицаја ванадијума на механичка својства и структуру високолегираних хром-молибденских челика*, одбрањена на Факултету техничких наука у Косовској Митровици, 2012. године,
- Радуловић Мирјана: *Утицај ванадијума на микроструктурна и механичка својства високохромног белог гвожђа*, одбрањена на Технолошко-металуршком факултету у Београду 1991. године и
- Гајовић Миодраг: *Механизам хабања специјалних високоугљеничних челика легираних хромом, молибденом и ванадијумом*, одбрањена на Технолошко-металуршком факултету у Београду 1981. године.

Треба нагласити да је развој нових квалитета челика отпорних на хабање представљао стални задатак истраживачких лабораторија великих компанија *Thyssen-Krupp* (Немачка), *Sandvik* (Шведска), *Armco* (Италија), *Magotteaux* (Белгија), *US Steel* (САД), итд. Затим, бројни подаци из литературе (радови Maratray F., Durmar R.W., Bereza J.M, Fairhurst W, Rohrig K., Гајовић М., Томовић М., Грујић М., Чикара Д., и други), који се односе на одливке од високолегираног Cr-Ni гвожђа или челика, указали су на могуће правце решавања колизије између тврдоће и жилавости, односно на нове технологије добијања хабајућих материјала са оптималним својствима. Треба нагласити да се већина наведених аутора бавила легурама гвожђа са два и више процента угљеника, да се релативно мали број истраживача бавио утицајем ванадијума на високолегирани Cr-Mo

---

ливене челике и да се скоро нико није бавио утицајем ванадијума на високолегиране Cr-Mo челике који могу да се поред ливења, обрађују пластичном деформацијом, односно да се кују. У том смислу овај рад представља значајан допринос у истраживачком смислу и постоји могућност да нађе и своју практичну примену.

### 3. МЕХАНИЗАМ ХАБАЊА ЧЕЛИКА

Хабање представља прогресиван процес губитка материјала са додирних површина елемената трибомеханичких система. Процес хабања развија се на елементима трибомеханичких система као последица разарања њихових контактних слојева. Хабање изазива расипање масе и расипања енергије. Расипање енергије је последица појаве трења у зонама контакта, док је расипање маса последица рушења површинских слојева и формирања продуката хабања.

За историјски развој технологије добијања материјала отпорних на хабање карактеристичан пример је израда мача која је била позната малом броју народа старог века Персијанцима, Грцима и Римљанима. Из средњег века потиче чувена *сабља димискија* и мач јапанских самураја. Обележје технологије добијања ових производа је њена тајност која се у специфичном виду задржала до данашњих дана.

Савремени челици отпорни на хабање не обухватају сечива и резне алате, али су присутни у многим доменима технике, машинству, рударству, саобраћају, бродоградњи, унутрашњем транспорту, металургији, производњи грађевинског материјала итд.

Развој индустријске производње ових материјала започиње 1882. године када је Robert Abbott Hatfield патентирао поступак за израду манганских челика који су садржали 12-14% мангана и 1,2-1,4% угљеника. Овај челик, по свом проналазачу назван *Hatfield* челик, је више од 60 година био универзални и такорећи једини материјал који се широко примењивао за производњу делова отпорних на хабање.

Крајем четрдесетих година овог века, за производњу млинских кугли, ударних тела, обложних плоча, плоча дробилица и других хабајућих делова почињу да се користе нисколегирана Cr-Ni ливена гвожђа, тзв. Ni-hard материјали. Ови материјали брзо су ушли у употребу нарочито у САД, а у неким доменима технике користе се и данас.

---

Паралелно са применом Ni-hard-а за израду хабајућих делова почињу да се користе и ковани нисколегирани Cr-Ni или мангански челици (100Cr6 или 50Mn7).

Нагли развој и примена нових материјала отпорних на хабање започео је крајем шездесетих и почетком седамдесетих година, као резултат упознавања процеса трења и хабања, система напрезања, механизма деструкције материјала и уопште развојем науке о материјалима. Са друге стране, обимна статистичка истраживања извршена у периоду од 1966. до 1976. године у САД, Енглеској и СР Немачкој показала су да укупни просечни губици услед хабања, рачунато само на материјалу износе у САД цца 15 милијарди, у Енглеској цца 1 милијарду, а у Немачкој цца 5,4 милијарде USD годишње. Смањење хабања за само неколико процената донело би огромне уштеде привреди, па су се значајна средства усмерила на истраживања у овој области. Према подацима које је у својој анализи изнела *Америчка национална комисија за материјале (ANCM)* до почетка 1970. године у целом свету се проблемима хабања бавило мање од 50 истраживача, док данашњи истраживачки тимови окупљају неколико хиљада инжењера и стручњака из многих области. Као резултат њиховог рада, већ почетком седамдесетих година су се у индустријски развијеним земљама (САД, Белгија, Немачка, Француска и др.), а почетком осамдесетих година и код нас појавили нови материјали, знатно отпорнији на хабање, који су у процесу млевења руда, производњи цемента и изради низа конструкционих делова потпуно истиснули Hatfield-ов челик и друге до тада коришћене материјале.

Мартензитни алатни челици, високолегирани хромом и молибденом, као и високолегирана Cr-Mo бела гвожђа у пракси су показала неколико пута већу отпорност на хабање и знатно већу сигурност рада различитих уређаја у које су ови материјали били уграђени. У исто време смањена је потреба за ремонтом постројења и заменом истрошених делова што је значајно допринело прихватању ових легура у индустријској пракси.

Високолегирани Cr-Mo челици, којима се понекад додају мање количине других легирајућих елемената, су данас добро познате легуре које се широко примењују за израду млинских кугли, обложних и преградних плоча у млиновима, шипки силоса, зуба за багере и сличних делова отпорних на хабање. Различити делови од ових челика у нашој земљи производе се у ливници *Мачкатица- Сурдулица*, *Ливници Љиг* у Љигу, ливници челика *Термовент АД* - Бачка Топола и неким другим ливницама.

---

### 3.1. ДЕФИНИЦИЈА И КЛАСИФИКАЦИЈА РАЗНИХ ВИДОВА ХАБАЊА

Хабање је вид разарања површине чврстих тела до кога долази деловањем механичких сила које односе честице материјала, на местима на којима површина изложена хабању долази у додир са другим телима или срединама. Услед хабања долази до промене облика и димензија површине, прогресивно се снижава функционалност предмета и коначно, када димензионе промене пређу неку подношљиву границу, предмет се избацује из употребе.

Прву класификацију видова хабања предложио је 1921. године August Brinell на основу врсте трења које се јавља на површинама које се додирују и крећу једна у односу на другу. Према овој класификацији хабање се дели на:

- хабање при трењу котрљањем са подмазивањем (котрљајући лежаји, редуктори) и без подмазивања (точкови на шинама)
- хабање при трењу клизањем са подмазивањем (клип у цилиндру) и без подмазивања (добош или диск кочнице на точковима аутомобила)
- хабање чврстих тела између којих се налази абразивни прах (млевење руда)

Бринелова класификација, која је касније проширена на хабање метала струјом флуида (водене, парне и гасне турбине) узима у обзир само основне феномене механике не објашњавајући суштину процеса хабања. У каснијим годинама на класификацији хабања радили су V.F. Logenc, A.K. Zajcev, J. Archard и E. Rabinowicz [2,5,8]. Преглед неких класификација хабања које су публиковане у периоду 1950-1970 године дат је у табели број I.1.

Од свих наведених аутора једино John Archard и Ernest Rabinowicz полазе искључиво од микромеханизма који изазивају хабање, диференцирајући различите врсте хабања према феноменима који чине физичку суштину процеса, док се подмазивање, температура и други специфични радни услови стављају у други план. Због свог фундаменталног карактера као и чињенице да се може применити на тумачење процеса хабања у врло различитим експлоатационим условима ова класификација данас је широко примењивана. Према класификацији Archard-а и Rabinowicz-а хабање се сврстава у четири основне врсте:

- атхезионо хабање,
- абразионо хабање,
- корозионо хабање и
- хабање услед замарања површине.

**Табела I.1. Преглед неких класификација хабања**

Аутори класификације				
J. Archard E. Rabinowicz	J.T.Burwel C.D. Strang	V.I. Kostecky	М.М. Хрушчов	И.В. Крагелскиј
<ul style="list-style-type: none"> <li>• атхезионо хабање</li> <li>• абразионо хабање</li> <li>• корозионо хабање</li> <li>• хабање замарањем</li> <li>• површине</li> </ul>	<ul style="list-style-type: none"> <li>• атхезионо хабање</li> <li>• резање</li> <li>• корозионо хабање</li> <li>• хабање замарањем површине</li> </ul>	<ul style="list-style-type: none"> <li>• везивање првог реда</li> <li>• оксидационо хабање</li> <li>• топлотно хабање</li> <li>• абразионо хабање</li> <li>• хабање замарањем</li> </ul>	<ul style="list-style-type: none"> <li>• абразионо хабање</li> <li>• хабање услед пластичне деформације</li> <li>• хабање услед кртог лома</li> <li>• корозионо хабање</li> <li>• лепљење</li> <li>• оксидационо хабање</li> </ul>	<ul style="list-style-type: none"> <li>• еластично одношење материјала</li> <li>• пластично одношење материјала</li> <li>• микрорезање</li> <li>• атхезионо хабање</li> <li>• кохезионо хабање</li> </ul>

Свака од ове четири врсте хабања има специфична обележја и то:

- *Атхезионо хабање* настаје при контакту два метала при чему се са контактне површине одвајају честице хабања-дебриса које могу да се лепе за једну од површина или да отпадне. До хабања долази услед атхезионих сила које делују између атома при контакту две металне површине.
- *Абразионо хабање* настаје када једна хрпава тврда површина клиза преко друге, мекше површине при чему се у њу урезује стварајући бразде. Материјал из бразди бива однешен у виду честица хабања-дебриса, које су слободне и отпадају са контактне површине.
- *Корозионо хабање* настаје при трењу у корозионим срединама при чему је оштећење контактне површине једним делом последица хемијског или електрохемијског разарања. Ова врста хабања појављује се увек у комбинацији са неком другом, најчешће абразионим хабањем.
- *Хабање услед замарања* се запажа код трења котрљањем, а појављује се на површини делова који су изложени дуготрајним променама оптерећења као што су на пример котрљајући или клизни лежаји. При томе процес хабања започиње стварањем



---

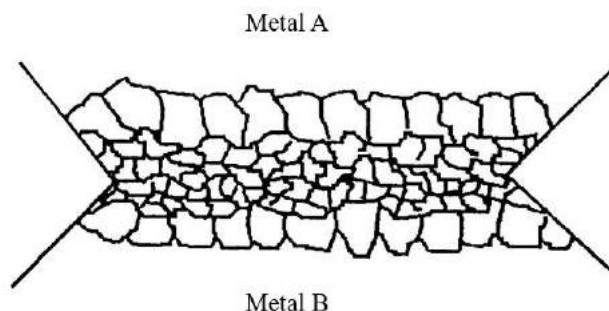
иницијалне напрслине која се цикличним понављањем напрезања шири, доводећи на крају до одвајања дебриса са хабајуће површине. У ужем смислу појам заморног хабања односи се само на хабање које се јавља код трења котрљањем јер је механизам овог вида хабања веома сличан са замором конструкционих делова који су изложени учесталим динамичким оптерећењима.

Обично се у пракси дешава да се два или више видова хабања сусрећу заједно, мада увек један од њих преовлађује. Тако су при сувом мљењу цементног клинкера површине радних тела, кугли и обложних плоча, изложене напрезањима која доводе претежно до атхезионог, али једним делом и до абразионог односно заморног хабања. Код мокрог мљења сулфидних руда у флотацијама бакра, доминантан вид је абразионо хабање до кога долази при контакту абразивних минерала и радних тела, али је због агресивне радне средине присутно и корозионо хабање. Због тога се овај тип хабања често назива абразионо-корозионо хабање.

### 3.1.1. Атхезионо хабање

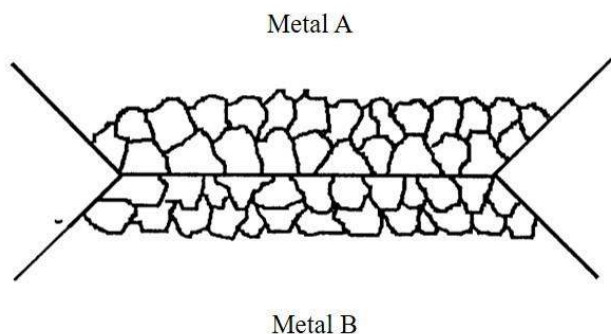
Овај вид хабања јавља се као последица трења клизања на додиру две металне површине. Хабање проузрокују нормалне и атхезионе силе које се фомирају на месту додира.

Атхезиони слој два метала у контакту шематски је приказан на слици 3.1. и то упоредо са завареним спојем код кога се између два метала образује кохезиона веза. За атхезиони спој карактеристично је да се, због храпавости не остварује по целој геометријској или привидној површини додира већ, услед храпавости, само местимично и то на местима додира истурених неравнина обе површине. Шематски приказ привидне и стварне површине додира два тела у контакту дат је на слици 3.2.



Слика 3.1.а. Заварени спој



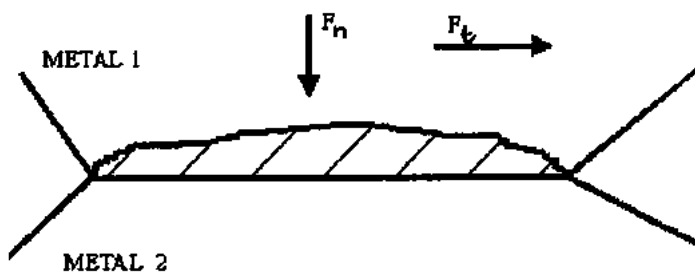


**Слика 3.1.б. Атхезиони слој**

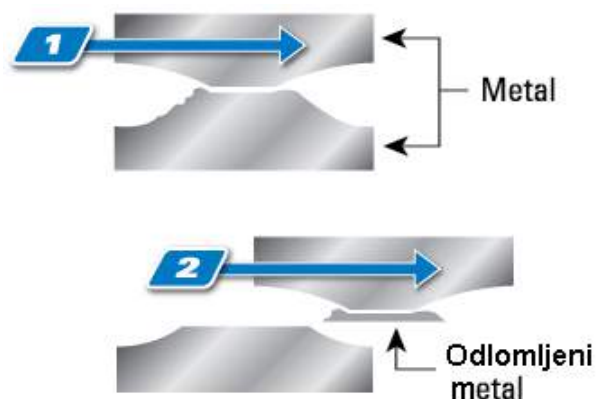
До хабања при трењу, како је приказано на слици 3.3. долази када смицајна чврстоћа атхезионог споја насталог под дејством нормалног оптерећења  $F_n$ , локално надвиси смицајну чврстоћу слабијег од два материјала у контакту. У том случају, под дејством смицајног напона  $T_t$  изазваног дејством силе трења  $F_t$  по површини контакта неће доћи до раздвајања атхезионог слоја већ до одламања честице слабијег материјала како је то приказано шрафираним површином на слици 3.3. На слици 3.4. дат је шематски приказ атхезионог хабања [10].



**Слика 3.2. Шематски приказ привидне и стварне површине додира**

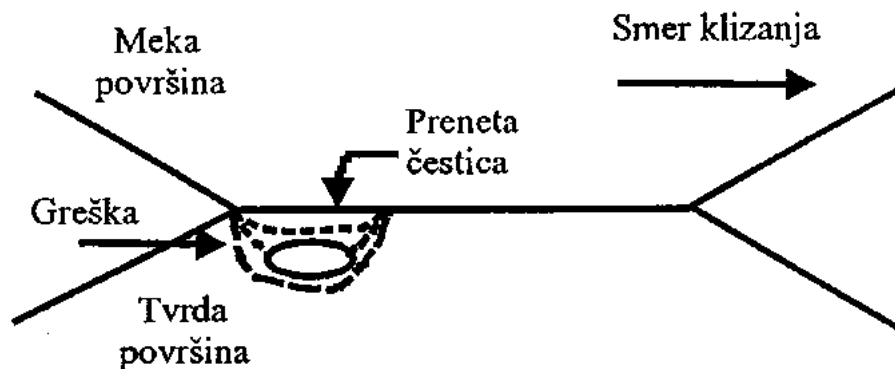


**Слика 3.3. Деловање сила при атхезионом хабању**



**Слика 3.4. Шематски приказ атхезионог хабања**

Формирање честица хабања, дебриса, под дејством смицајних напона насталих при трењу две површине у клизном контакту је основни акт који изазива хабање. Могућност настајања дебриса на атхезионом слоју не ограничава се само на слабији материјал. Слика 3.5. показује да, у случају постојања површинске грешке у тврђем материјалу, адхезиона чврстоћа споја може да премаши напон потребан за одвајање дебриса са површине тврђег метала у подручју грешке. Честица одломљеног тврђег метала увек је, за разлику од честице мекшег метала, знатно мањих димензија од димензија споја.



**Слика 3.5. Формирање дебриса у случају грешке у материјалу**

Шематски приказ настајања дебриса, према слици 3.5. подразумева да се новонастале честице, одвојене од једне, лепе за другу металну површину. У даљем току хабања оне могу, при поновљеним циклусима оптерећења, поново да прелазе са једне на другу површину или да се сасвим издвоје у виду слободних честица хабања.

Теоријски погледи на атхезионо хабање концентришу се на објашњење механизма настајања дебриса у условима сложених, вишеосних напрезања у зони контакта и на одређивање величине контактне површине као функције особина материјала, односно

---

његове отпорности на овај вид хабања. Савремене теорије које објашњавају атхезионо хабање полазе од тога да је одвајање дебриса од матичне плоче акт деструкције који се јавља у моменту када механичка напрезања изазвана трењем локално надмаше чврстоћу материјала. Овај приступ, који стварање дебриса објашњава искључиво законима механике, представљао је основу за постављање механичке теорије атхезионог хабања. Нови импулс у разјашњењу суштине процеса донело је сазнање да атхезионо хабање, слично лому услед замарања, може да се разложи на два сукцесивна процеса: нуклеацију, односно стварање иницијалне прслине и ширење прслине. Ово сазнање чинило је основу тзв. деламинационе теорије атхезионог хабања коју је 1973. године поставио, а 1977. године допунио професор МИТ-а, Nam Pyo Suh са сарадницима [10].

За разлику од механичке теорије која чин стварања и одвајања дебриса сматра интегралним процесом који се догађа у тренутку када делујућа напрезања надвесе силе кохезије материјала, модерна деламинациона теорија рашчлањује процес настајања слободне честице при атхезионом хабању у више узастопних етапа, које понаособ анализира методама модерне теорије лома. За полазну тачку узима експериментално утврђену чињеницу да се при клизном-атхезионом хабању као дебриси појављују честице у виду љуспи или листића. Оне настају тако, што се под дејством напрезања при клизном контакту у материјалу, на извесној дубини испод површине, нуклеира пукотина која се затим при поновљеним напрезањима прогресивно шири у правцу паралелном са површином која се хаба. До одвајања честице од површине у виду листића долази у тренутку када пукотина у свом ширењу смицањем на неком погодном месту избије на површину.

По делиминационој теорији, процес настајања дебриса у виду листића или љуспе дели се на пет узастопних етапа:

1. пренос силе кроз контакт два тела при клизању,
2. пластична деформација као последица насталих клизних напрезања,
3. нуклеација шупљине и стварање прслине при поновљеним напрезањима,
4. ширење прслине при циклирању напрезања и
5. одвајање дебриса у виду љуспи, односно листића од основе [11].

Процес настајања и одвајања дебриса од површине, основни је акт којим при атхезионом хабању долази до деструкције површине, делиминациона теорија је подвела под проблем лома.

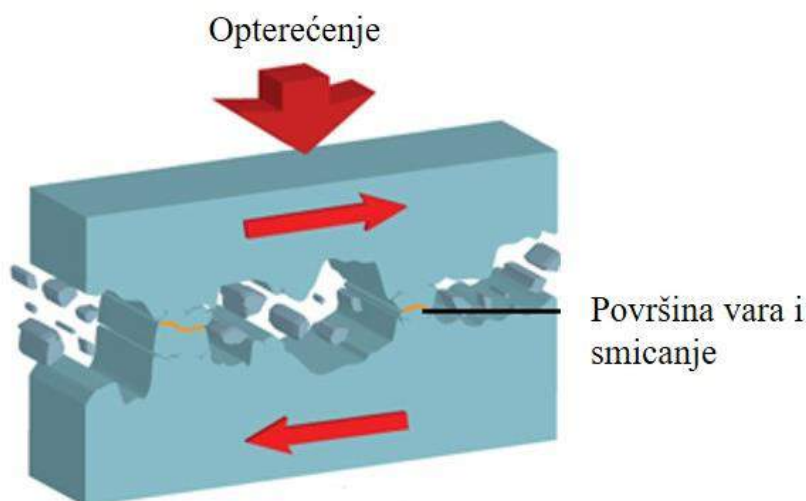
---

Тиме је створена могућност да се хабање третира са позиција науке о материјалима и да се проблем решава подешавањем структурних параметара хабајућих тела.

### 3.1.2. Абразионо хабање

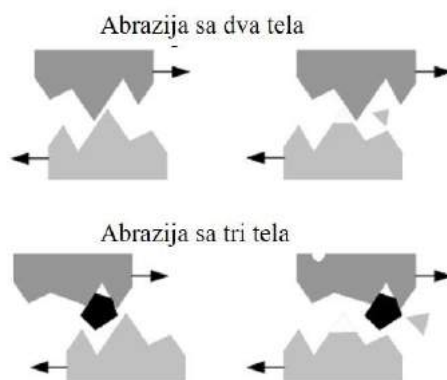
Овај облик хабања настаје када храпава и тврда површина једног материјала клизи преко мекше површине другог материјала и урезује се у њу стварајући бразде. То значи да абразионо хабање настаје урезивањем, продирањем или укопавањем тврдих честица у меку површину.

Материјал из створених бразди бива однесен у виду дебриса који у овом случају личе на ситну струготину, сличну оној која се добија при обради метала резањем (стругањем, глодањем или рендисањем), слика 3.6. [11].



Слика 3.6. Шематски приказ абразионог хабања

Абразионо хабање може да се појави и када се тврде абразионе честице уводе између клизних површина два хабајућа тела и врше абразују оба материјала. Типичан пример за овај тип хабања је млевење материјала у млиновима са куглама нарочито при уситњавању тврдих руда и минерала (руда бакра, кварц, високопећна троска и сл.). Хабање настаје када се тврдо минерално зрно притисне између две металне површине, кугла-кугла или кугла-обложна плоча и услед клизања избразда оба хабајућа тела. Овај начин абразионог хабања назива се абразија помоћу три тела, слика 3.7. Абразионо хабање помоћу три тела неће се појавити ако су абразивне честице у систему јако уситњене или када су оне мекше од клизајућих тела (кугле и облоге).

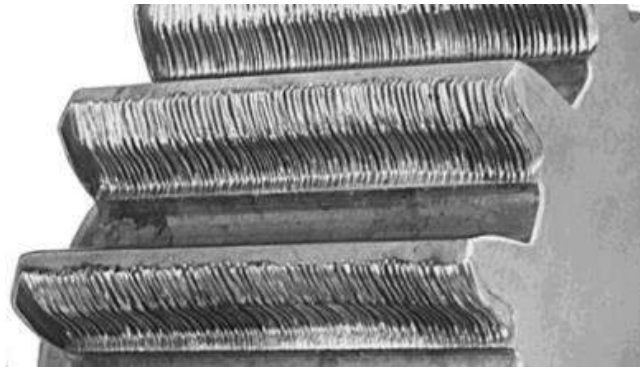


**Слика 3.7. Абразионо хабање са два и три тела**

Процес абразионог хабања најчешће није униформан. Задирање тврдих честица у површину метала, поред откидања дебриса изазива и локалну хладну деформацију у околини бразде. Више пута поновљена хладна деформација доводи до промена микроструктуре у танком површинском слоју и евентуално до појаве микропукотине непосредно испод површине. Овај феномен указује на то да је у почетном стадијуму абразионо хабање у мањем степену праћено атхезионим хабањем. У даљем току процеса, нарочито код млинова са куглама механизам абразије постаје сложенији. Абразив се континуирано ломи у све мање и мање фрагменте. Као резултат тога ,хабање које почиње жљебљењем и деформацијом површине, бива трансформисано у брушење и стругање и утолико више, уколико су честице абразива ситније. Штавише, врло ситне честице абразива могу да буду утиснуте у површину једног хабајућег дела и тако брине друго тело. У том смислу разликујемо три типа абразионог хабања:

- абразионо жљебљење,
- абразионо брушење и
- абразија са ерозијом.

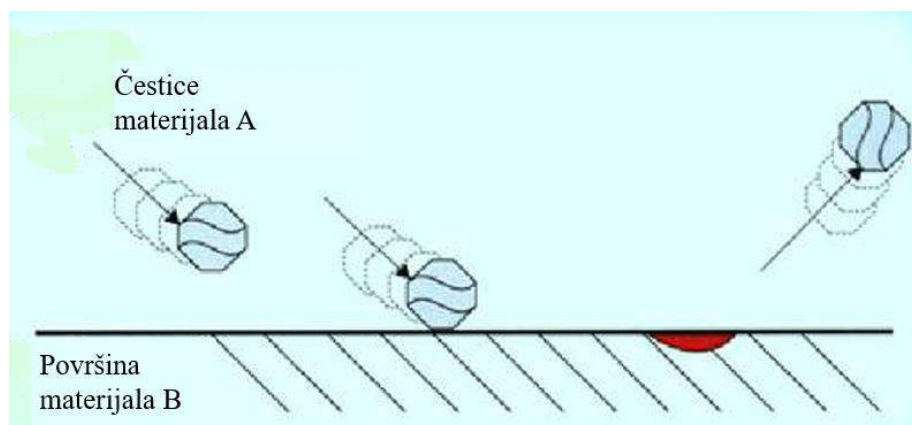
Абразионо жљебљење обухвата одстрањивање релативно крупних хабајућих честица са металне површине која је изложена хабању. Овај тип хабања, који је по својој физичкој суштини сличан скидању струготине при финој обради резањем, дешава се на деловима као што су главе бушилаца које раде на стеновитом тлу, бургије за бетон и др. На слици 3.8. приказано је абразионо хабање са жљебљењем.



**Слика 3.8. Абразионо хабање са жлебљењем зупчаника**

Абразионо брушење јавља се при млевењу, при чему се уз високе притиске одстрањују фини, микроскопски ситни дебриси. Ефекат притиска две металне површине, при узајамном кретању, а посебно пада једне на другу, изазива дробљење абразива који се налази између њих, било да је он слободан или утиснут у једну металну површину. Честица абразива које трпе високе притиске и смичуће напоне при томе гребу металну површину ослобађајући врло ситне честице хабања. Тврди абразивни материјали, као што је кварц су у стању да потроше и веома тврде антифрикционе материјале као што су челици са тврдоћом 65-67 HRC. Дobar пример ове врсте хабања је уситњавање материјала у млиновима са куглама или пескирање металних површина [11].

Абразија са ерозијом настаје дејством абразионих честица суспендованих у гасовитој или течной средини која се брзо креће, слика 3.9.



**Слика 3.9. Абразија са ерозијом**

Услед струјања и удара честица А о површину метала В долази до откидања дебриса и хабања. Према овој дефиницији ерозија би могла теоријски да наступи већ и под

---

дејством молекула флуида који удара у граничну површину. Међутим, дејство ерозије од гасова је незнатно, док је код течних флуида уочљивије, али ипак мало.

Брзина трошења материјала код овог типа хабања зависи од брзине кретања суспензије, концентрације и тврдоће суспендованих честица и корозивности носећег флуида. Уколико је брзина кретања суспензије и тврдоћа суспендованих честица већа, а носећи флуид агресивнији, утолико ће дејство ерозије бити веће. Ако су фрагменти чврсте материје у суспензији нехомогени, најтврђи састојак њене масе имаће одлучујући утицај. Познато је да пиринчана љуска изазива знатну ерозију што је последица присуства  $\text{SiO}_2$  који се налази на површини љуске. У овом случају велики број тврдих честица доводи до мерљивих оштећења иако се пиринач највећим делом састоји од меког скроба. Ефекат ерозије је још уочљивији ако су у питању тврде минералне честице, већих димензија, које се крећу већом брзином, па имају и већу кинетичку енергију. Од ове врсте хабања нарочито страдају ротори турбина, муљне пумпе, вентилатори за димне гасове, системи за пнеуматски транспорт као и други делови о које млаз суспензије удара тангенцијално.

У реалним условима абразионог хабања трошење делова дешава се најчешће комбинованим деловањем више типова абразије и често је тешко одредити који је тип доминантан.

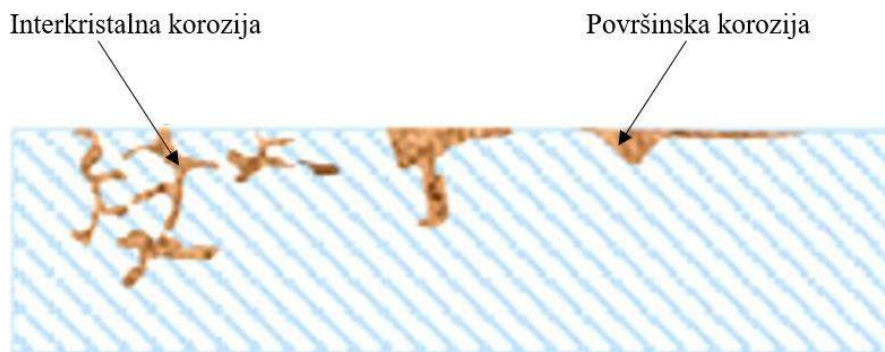
Познавање абразионог хабања је од посебног интереса за рударство и металургију, ако се има у виду да се у свету годишње потроши преко 2.500.000 тона различитих легура железа отпорних на ову врсту хабања. По једној тони прерађене руде утроши се 0,06-0,6 kg хабајућих тела израђених од челика или ливеног гвожђа.

### **3.1.3. Корозионо хабање**

Корозионо хабање може настати корозијом површине дела који је изложен хабању или као последица интеркристалне (интердендритске) корозије, слика 3.10.

Корозија би се такође могла сматрати неком врстом хабања при чему је оштећење контактне површине последица хемијског или електрохемијског разарања.

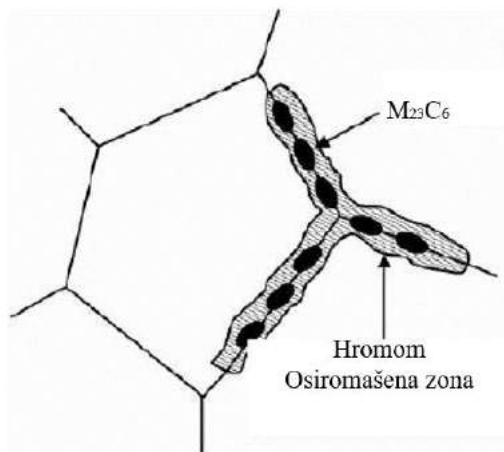




**Слика 3.10. Корозионо хабање**

Ипак, пошто је хабање по дефиницији последица деловања механичких сила, корозионим хабањем сматрамо разарање контактне површине које настаје при трењу у корозионо агресивним срединама. Из ове дефиниције је јасно да корозионо хабање не постоји само по себи, већ се увек јавља у комбинацији са неким другим видом, најчешће абразионим хабањем. Обзиром да је хемијска корозија легура гвожђа на уобичајеним радним температурама хабајућих тела веома спора, јасно је да ће се овај вид хабања манифестовати код мокрог млевења сулфидних руда и код свих других случајева хабања где је присутан течан корозиони агенс.

Интеркристална корозија појављује се код киселотпорних и нерђајућих челика у случају да се по границама металног зрна формира карбидна мрежа, слика 3.11.



**Слика 3.11. Формирање мреже карбида по границама металног зрна**

Склоност ка овој врсти корозије умањује се смањењем садржаја угљеника на испод 0,08% или стабилизацијом челика помоћу титана, ниобијума или тантала, који имају већи афинитет према угљенику него хром. Када се уместо карбида хрома формирају карбиди



---

ових метала они ће се правилно распоредити унутар металног зрна, па се неће формирати карбидна мрежа која је подложна корозији.

У пракси се неутралисање дејства корозије на процес хабања постиже коришћењем високохромних гвожђа и челика за израду хабајућих тела. При томе, хром, поред заштите од корозије, има и позитиван утицај и на тврдоћу, жилавост и микроструктуру челика.

### **3.1.4. Хабање услед замарања површине**

Поред адхезионог и абразионог хабања делова који су у контакту и релативном кретању, главни узрок ограниченог века трајања многих елемената машина и технолошке опреме је замор материјала.

Из трибологије је познато да при контакту оптерећених површина, зависно од услова контакта и услова подмазивања, настају напрезања материјала на притисак или затезање. Поред тога, као последица дејства клизања или котрљања површина настају и одговарајућа напрезања материјала на смицање. Могућа су и друга дејства, на пример термичка, па је материјал изложен знатним напрезањима чији распоред, интензитет и правац није увек могуће одредити. Сва напрезања крећу се у границама отпорности материјала са знатним коефицијентом сигурности. Међутим, при цикличним и снажним променљивим оптерећењима, после одређеног броја циклуса, треба рачунати самањим или већим оштећењима, па и са потпуном деструкцијом материјала. Ова појава позната је под именом замор материјала.

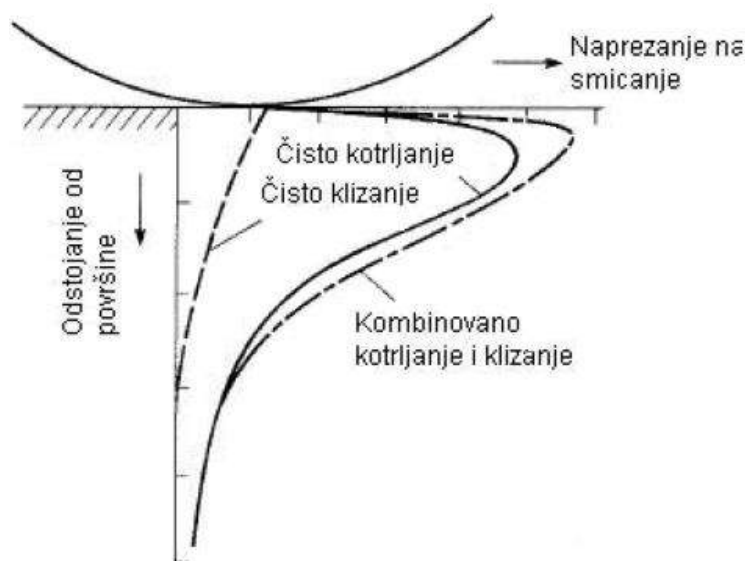
Феномен трошења и оштећења површина елемената машина, као последице замарања материјала изузетно сложен. Објашњења физичке суштине процеса дубоко задиру у физику чврстог стања, односно структуру материјала на нано нивоу. Стога је ова област још увек недовољно истражена и заправо добро познајемо само спољње манифестације ових појава и њихове макро параметре.

Хабање замарањем по правилу се запажа при трењу котрљањем. Котрљајући лежаји, зупчаници, пужни склопови и слични механизми који имају високо концентрисана ициклично променљива оптерећења су посебно осетљиви на оштећења услед замора материјала. При кретању ових елемената (котрљању, клизању или комбинованом кретању), целокупно оптерећење, концентрисано је на врло малу површину, теоретски

---

на праву линију или тачку. Због тога се на контакту појављују висока напрезања, која периодично варирају од нуле до максимума, слика 3.12.

Последица тога је замор материјала, који се огледа у оштећењу материјала по површини и непосредно испод ње, при чему се делићи материјала, дебриси, одламају са површине стварајући карактеристичан рељеф у облику мањих или већих прлина - питинга. Прво настају ситне прлине на површини или непосредно испод ње, најчешће, на местима различитих тачкастих грешака у структури кристалног зрна или на дислокацијама.



**Слика 3.12. Напрезање на смицање у функцији одстојања од површине**

Такође, микро и макро неравнине, настале као последице механичке или термичке обраде погодују настанку примарних прлина. У микрорегиону око неравнина долази до локалних концентрација напона и формирања иницијалних прлина. Прлине и дислокације у кристалној решетки, настају на местима ових нових концентрација алтернативних напрезања у материјалу, што води пластичним деформацијама по површини пукотине као и њиховом рачвастом напредовању и ширењу. Ширењу прлина, нарочито у одламању дебриса издвојених делића материјала, доприноси напон на површини контакта, јер код феномена замора материјала увек постоји карактеристична корелациона веза између интензитета напрезања и броја промена оптерећења после којих долази до лома.

---

Карактеристике процеса хабања замарањем су следеће:

- Дебриси који се одвајају са хабајућих тела показују тенденцију ка већим димензијама. Њихова величина је блиска величини површине контакта, обично око 1mm, док су честице при атхезионом хабању реда величине  $3 \cdot 10^{-5}m$ .
- Радни век у великој мери зависи од оптерећења при чему између ових величина постоји функционална веза типа:

$$t = \frac{const}{F^3} \quad (3.1.)$$

где је:

t – време до отказивања уређаја (s),

F – средње напрезање ( $N/mm^2$ )

- Код века трајања уређаја долази до енормног расипања, тако да се дешава да век трајања варира у оквиру фактора 200, под привидно идентичним условима експлоатације.

Многе карактеристике хабања замарањем површина су сличне карактеристикама при испитивању узорака на замор и лом. Прва сличност је општи принцип кумулативног дејства цикличних оптерећења при коме свако оптерећење, појединачно узевши, остаје у границама еластичности, али када се акумулирају могу да проузрокују лом материјала. Друга сличност је да је век трајања делова обрнуто пропорционални од интензитета напрезања, тако да једначина 3.1. може да се примени и на хабање замарањем и на лом услед замора.

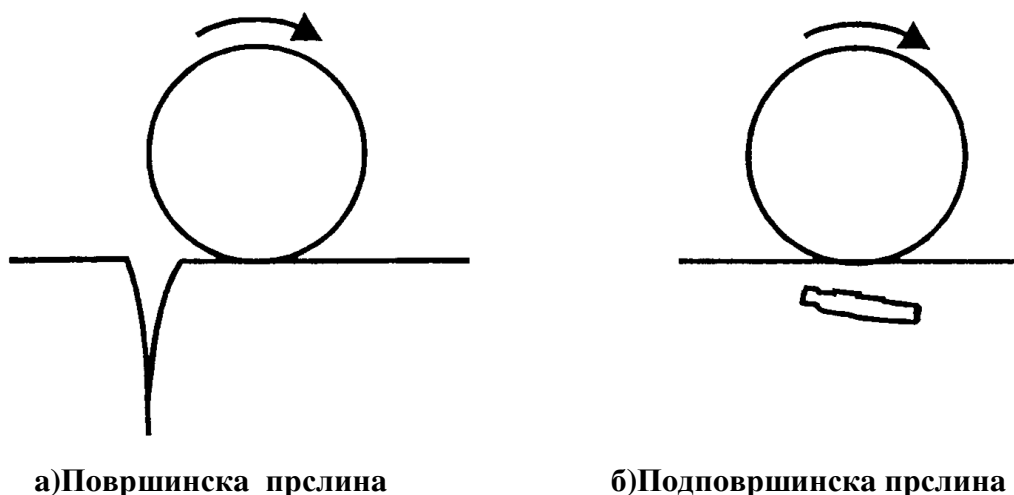
Разарање делова услед хабања замарањем разликује се од обичног замора по две значајне карактеристике и то:

- Флукуације у веку трајања делова, када се ради о хабању замарањем су 10-20 пута веће у односу на обичан замор материјала;
- Код испитивања епрувета на замор запажа се феномен граничног напрезања – динамичке чврстоће која износи  $1/3$  до  $1/2$  вредности затезне чврстоће испод кога материјал има скоро неограничен век трајања. Таква граница не постоји у случају хабања замарањем површина. Због ове разлике свако пројектовање елемената при котрљајућем трењу за предвиђено дуг радни век под прихватљиво високим оптерећењем је отежано. Из истог разлога се не могу конструисати елементи у котрљајућем трењу, чија су

---

контактна напрезања испод неке коначне границе, која би гарантовала да је отклоњена опасност од хабања замарањем површине.

Изглед типичног површинског лома који је настао хабањем услед замора дат је на слици 3.13.а. и 3.13.б. Слика показује да пукотине које настају код овог вида хабања могу да буду на површини и испод површине.



**Слика 3.13. Изглед типичног површинског заморног лома у раним стадијумима**

Да би се ублажило хабање замарањем површине треба побољшати квалитет легуре топљењем у вакууму, снижењем садржаја неметалних укључака и гасова, елиминисати заостали аустенит који је нестабилан и показује тенденцију преласка у мартензит или, ако је могуће, снижити контактна оптерећења при котрљању. Треба нагласити да конструктивни параметри имају, вероватно, највећи утицај. Сваки фактор који смањује напрезање материјала на површинама у контакту и непосредно испод њих, многоструко смањује вероватноћу ране појаве овог типа хабања. За такво смањење постоје многобројне могућности одговарајуће димензионисање, елиминисање или смањење вибрација, примена најпогодније и одговарајуће обраде површина и друго.

## **4. СВОЈСТВА И ОТПОРНОСТ НА ХАБАЊЕ Cr-Mo ЧЕЛИКА**

### **4.1 ФАКТОРИ КОЈИ УТИЧУ НА ХАБАЊЕ**

Механизми различитих видова хабања који су дати у поглављу 3 показују да је хабање веома сложен феномен који се одиграва под различитим условима и са различитом

---

брзином. Отпорност на хабање као технолошка особина материјала зависи од многих параметара, а главни фактори који утичу на хабање су:

- металуршки фактори;
- услови рада и
- остали фактори (корозивност радне средине, способност деформационог ојачавања, радна температура, експлоатациони услови итд.)

Металуршки фактори обухватају: тврдоћу, жилавост, микроструктуру, хемијски састав и способност деформационог ојачавања. Услове рада чине радни притисак, брзина, температура и обрада површине, а остале факторе чине влажност и корозивност радне средине, подмазивање и сл.

Сложеност проблема хабања метала јасно се види и на основу великог броја фактора који утичу на процес. Да би се утврдило да ли је неки материјал отпоран на хабање у одређеним радним условима потребно је испитати све факторе од утицаја, а најтачнији резултат се добија у самој експлоатацији. Наиме, испитивање на хабање још увек није адекватно стандардизовано, а у техничкој литератури описано је више десетина апарата и метода [27].

Обзиром да се овај рад односи на челике који ће у експлоатацији бити доминантно изложени абразионом и корозионо-абразионом хабању посебна пажња ће се обратити побољшању њихове отпорности у оваквим експлоатационим условима.

## 4.2. УТИЦАЈ ТВРДОЋЕ

Тврдоћа метала је један од главних фактора који утичу на смањење хабања. Дуго времена се сматрало да је довољно да материјал буде тврд да би био отпоран на хабање. На тој основи, John Archard је 1953. године поставио фундаментални закон хабања који се може дефинисати једначином:

$$V = \frac{K_h \cdot F_n \cdot X}{3H} \quad (4.1.)$$

где је:  $V$  – запремина хабања (дебриса)

$K_h$  – коефицијент хабања

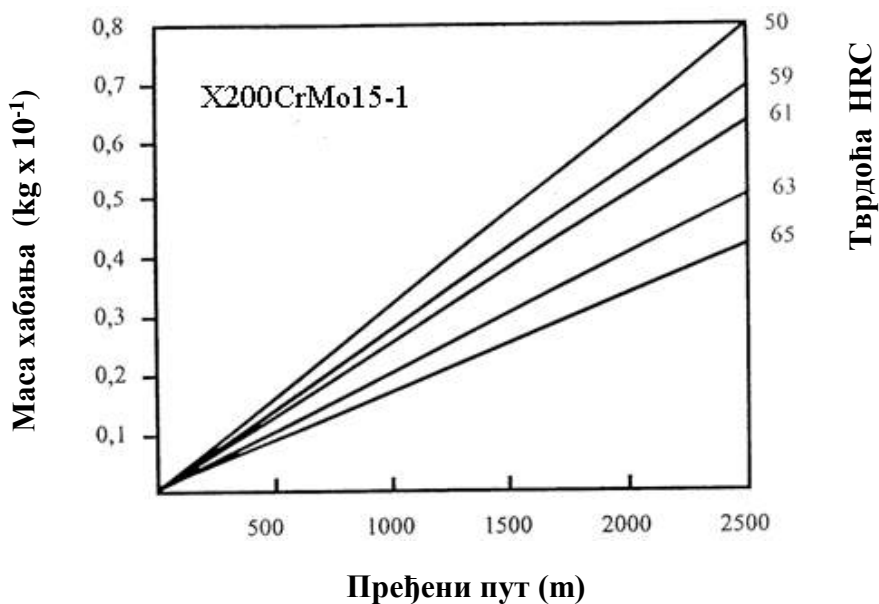
$F_n$  – оптерећење

$X$  – пређени пут клизањем

$H$  – тврдоћа

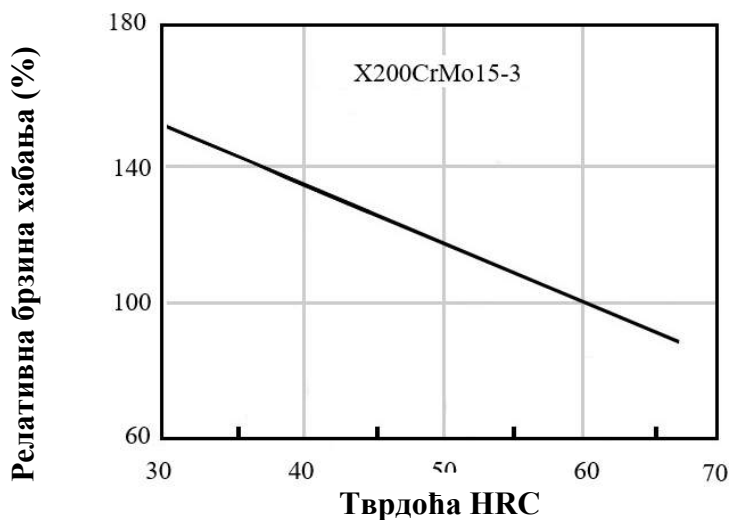
Из једначине 4.1. види се да је запремина дебриса обрнуто пропорционална тврдоћи, односно да се са повећањем тврдоће смањује хабање. Затим, од металуршких фактора у једначину је укључена само тврдоћа, док су каснија истраживања показала да на хабање утичу и жилавост, микроструктура, хемијски састав и способност ојачавања деформацијом.

Зависност масе хабања од тврдоће за челични лив X200CrMo15-1 који садржи 2% C, 15% Cr и 1% Mo у функцији пређеног пута (трајања хабања) дата је на слици 4.1.



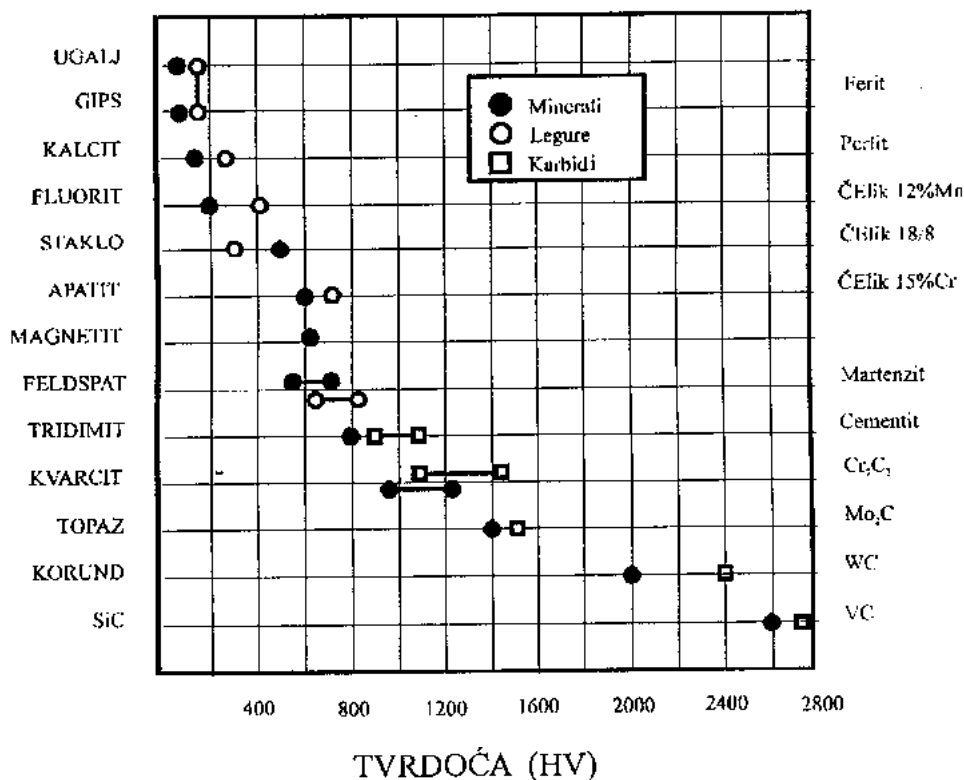
Слика 4.1. Зависност масе хабања од тврдоће

На слици 4.2. дата је зависност релативне брзине хабања од тврдоће за исту врсту челика. Фактор 100 односи се на челик обрађен на тврдоћу од 60 HRC.



Слика 4.2. Релативна зависност масе хабања од тврдоће

Да би се сагледао утицај тврдоће на отпорност на абразивно хабање млинских кугли интересантно је упоредити тврдоћу минерала који се налазе у рудама које се мељу са тврдоћом структурних микроконституената челика и ливених гвожђа. Фелдспат и кварц представљају најчешће пратеће минерале руда и имају једнаку или већу тврдоћу од најтврђе металне основе челика – мартензита. Карбиди хрома  $Cr_7C_3$  и  $(FeCr)_7C_3$ , молибдена  $Mo_2C$  и ванадијума  $VC$  су тврђи од фелдспата и кварца док цементит  $Fe_3C$  има приближно исту тврдоћу. Због тога ће кварц много брже да потроши хабајуће тело које има мартензитну металну основу са карбидима цементитног типа него мартензитну основу са хром, молибден или ванадијум карбидима [17].



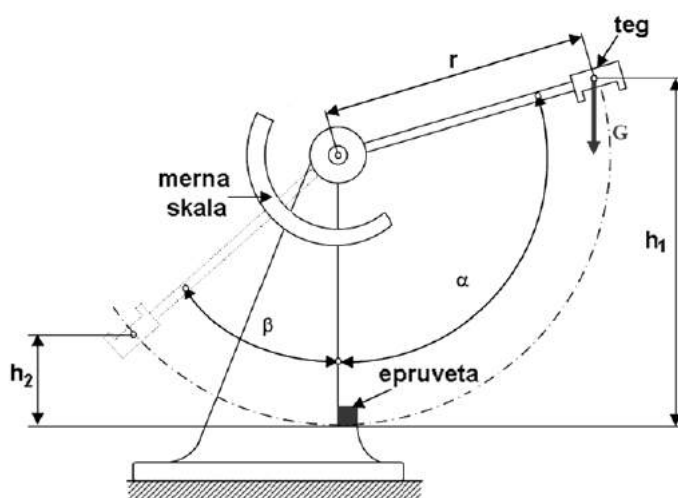
Слика 4.3. Упоредна тврдоћа минерала и структурних фаза и микроконституената челика и гвожђа

Све ово показује да тврдоћа, а посебно присуство тврдих интермедијатних фаза у структури имају позитиван утицај на отпорност на хабање. Али тврдоћа сама по себи не гарантује ово технолошко својство, поготову када се има у виду да је висока тврдоћа често праћена кртошћу материјала. Стога би се утицај тврдоће могао дефинисати као потребан, али не и довољан услов за добру отпорност на хабање.

### 4.3. УТИЦАЈ ЖИЛАВОСТИ

Жилавост је механичко својство метала и легура која се дефинише као способност подношења ударних оптерећења. Испитивања при којима сила делује ударом могу бити изведена савијањем, затезањем, увијањем и слично. Уместо мерења силе, што се ради код статичког испитивања, овде се мери рад који доводи до деформације и лома епрувете. Најчешће се врши испитивање ударом на савијање. Отпор метала при динамичком ударном оптерећењу на савијање назива се ударна жилавост или често само жилавост. Жилавост се може дефинисати као енергија (рад) коју је потребно утрошити да би се изазвало разарање структуре материјала, односно да би се остварио лом. Што је тај енергетски износ мањи, материјал је кртији, а што је већи, материјал има већу жилавост. По правилу дуктилни (пластични) материјали су уједно и жилави, али се ти појмови не смеју поистоветити, јер се њихове вредности, при промени експлоатационих услова, не мењају истим интензитетом. Има метала који при одређеној промени спољних услова показују нагли прелаз од жилавости на кртост, док је промена својстава деформације за све метале поступна [17].

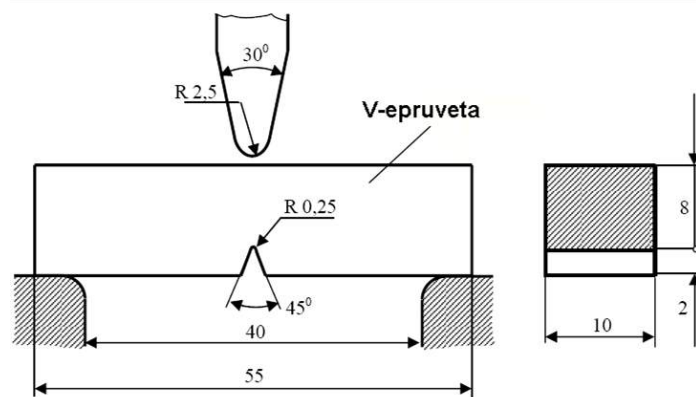
Ударна жилавост се најчешће одређује тестом по Шарпију (*Charpy*) према стандардима SRPS С.А4.228:2014 или EN 10045. Приказ рада уређаја за мерење жилавости, Шарпијевог клатна дат је на слици 4.4. Уређај има облик физичког клатна код кога се енергија кретања тега троши на разарање (лом) епрувете фиксиране на ослонцима [28].



Слика 4.4. Схема Шарпијевог клатна



Изглед епрувете и њен положај на клатну приказан је на слици 4.5. Епрувета има облик квадратне призме, а по средини епрувете се увек налази жљоб – зарез, који присиљава да се лом догоди баш на том месту. Постоје епрувете са V зарезом и са U зарезом. V епрувета има оштрији зарез и користи се за жилаве материјале нпр. за нискоугљеничне челике.



Слика 4.5. Епрувета са V зарезом

Као што је речено, мера за жилавост је утрошена енергија, односно ударни рад потребан за деформацију и лом епрувете израђене од материјала чија се жилавост испитује. Способност материјала да се пластично деформише, пре него што дође до лома, назива се дуктилност (деформабилност). Жилавост је у корелативној вези са дуктилношћу, али за мерење овог својства није меродавна промена геометрије већ количина енергије односно, специфични рад потребан да се изврши деформација до лома. Испитивање жилавости врши се ударним дејством силе при чему се одређује рад потребан за прелом епрувете. Сем тога, овим поступком се утврђује способност челика ка кртом лому. Ова кртост може да се појави из различитих разлога као што су старење, замор, графитизација, кртост при отпуштању и слично.

Тела изложена абразионом хабању, а посебно комбинацији абразионог и ударно-заморног хабања морају да имају добру жилавост, без карактеристичне појаве кртог лома. Материјали са израженим кртим ломом и малом жилавошћу, на пример нелегирано бело гвожђе, не могу да се користе за било коју врсту хабајућих тела. Наиме, у току експлоатације и поред високе тврдоће доћи ће до брзог одвајања крупних дебриса створених кртим ломом, а у великом броју случајева и до лома целог хабајућег тела. Са друге стране, жилави материјали са израженим жилавим ломом ће, без обзира на почетну

---

тврдоћу побољшавати своја хабајућа својства у току експлоатације. Ово се може објаснити помоћу два ефекта и то:

- У току експлоатације хабајућих тела, на пример кугли, долази до брушења и глачања радне површине па ће напонско стање површинских слојева бити ниже, а жилавост боља и

- Жилав материјал хабајућих тела омогућава да се у току експлоатације изврши ојачавање површинског слоја хладном деформацијом која је последица сталних удара којима су тела изложена. Овај ефекат деформационог ојачавања који је у корелацији са жилавошћу или прецизније дуктилношћу материјала, биће детаљније разматран у поглављу 4.5.3.

То значи да се жилавост може прецизније дефинисати као способност метала да издржи ударце са одређеном енергијом, а да се не прекине. Метал или метална легура може бити врло тврда и због тога чврста, тј. може да има високу затезну чврстоћу, а да ипак буде неподесна за израду хабајућих тела, посебно оних који су у раду изложени ударима или замарању. Жилавост, као и тврдоћа, су величине које зависе од хемијског састава и микроструктуре метала па ће се у следећем поглављу утицај ових параметара на хабање разматрати са аспекта физичке металургије, односно у склопу објашњења утицаја појединих легирајућих елемената и конституената микроструктуре на макротехнолошку особину – хабање.

#### **4.4. УТИЦАЈ ХЕМИЈСКОГ САСТАВА**

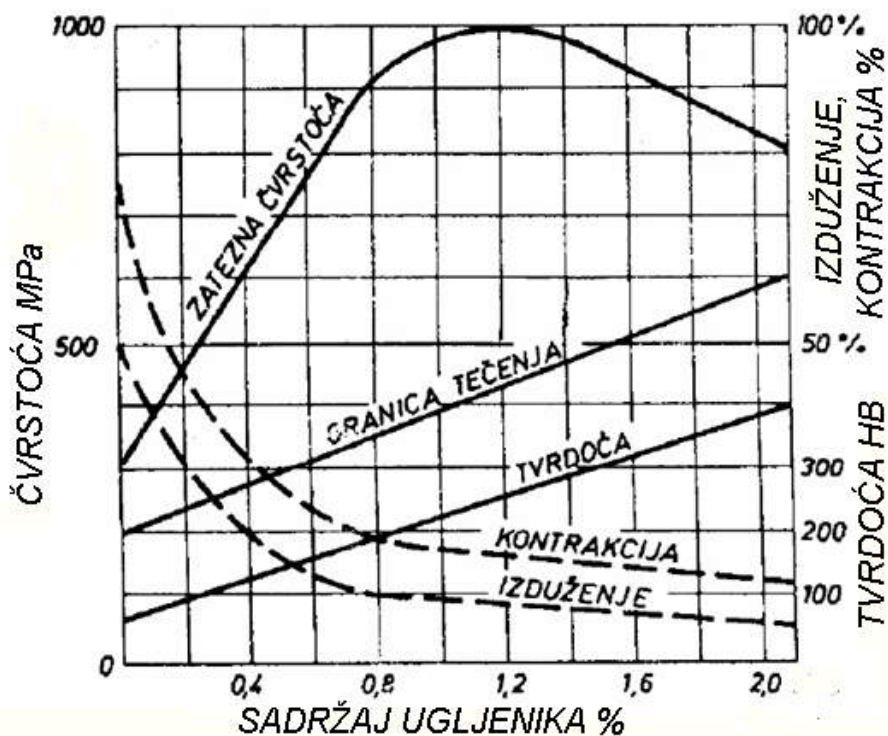
Да би дефинисали зависност механичких својстава и отпорности на хабање високолегираних Сг-Мо челика од хемијског састава размотрићемо утицај појединих елемената на ову класу легура.

##### **4.4.1. Утицај угљеника**

Према фазном дијаграму, са порастом садржаја угљеника, структура челика се мења од феритне, феритно-перлитне, перлитне, до перлитно-цементитне. Сагласно томе, механичка својства угљеничних челика зависе од садржаја угљеника. Повећање садржаја од 0,1% угљеника повећава затезну чврстоћу челика за око 90 МПа, а границу течења за око 45 МПа. Поређења ради, за сличан пораст затезне чврстоће потребно је 1% Mn, Si, или Сг. То значи да угљеник има око десет пута снажнији утицај на особине железа него наведени легирајући елементи. Имајући у виду својства појединих фаза и микро-

конституената присутних у структури челика, јасно је да са порастом садржаја угљеника код подеутектоидних челика значајно расте затезна чврстоћа, у мањој мери напон течења и тврдоћа, а смањује се релативно издужење и контракција пресека, слика 4.6. Код надеутектоидних челика са порастом садржаја угљеника и даље расту напон течења и тврдоћа.

Затезна чврстоћа расте до приближно 1,2% С, када достиже максимум, а потом опада. Ово може да се објасни повећањем количине секундарног цементита који се, са порастом садржаја угљеника, издваја као мрежа по границама перлитних зрна. То доводи до смањења затезне чврстоће, али нема утицаја на тврдоћу и границу течења.

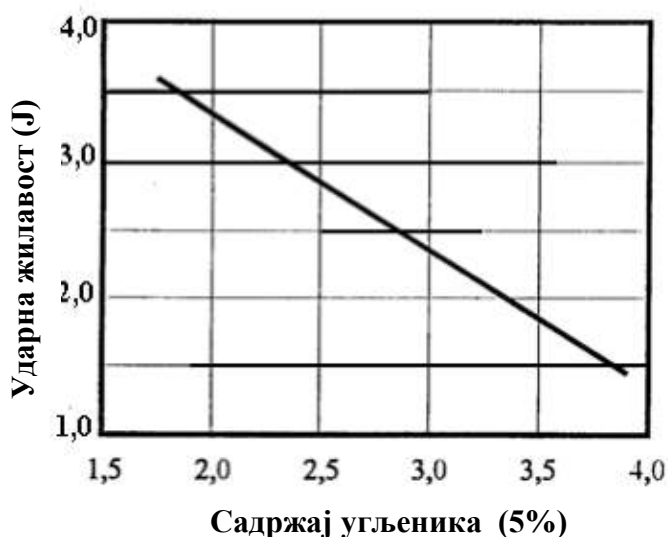


Слика 4.6. Утицај угљеника на механичка својства угљеничних челика

Познато је да отпорност легираних, а посебно хром-молибденских челика на абразионо хабање у знатној мери зависи од садржаја угљеника. У принципу, што је угљеника више, то ће бити више карбида диспергованих у металној основи челика, па ће и отпорност на хабање бити боља. Међутим, са повећањем садржаја угљеника опада жилавост па се количина угљеника мора ограничити на вредности код којих је ударна жилавост довољно висока или се хабајућа тела могу применити само тамо где је ударно оптерећење мало. У случају када ударно оптерећење представља битан фактор у

експлоатацији, пожељно је да се смањи садржај угљеника.. Утицај садржаја угљеника на жилавост високолегираних Cr-Mo легура железа дат је на слици 4.7.

У начелу, са повећањем садржаја угљеника смањује се прокаљивост челика што је од значаја за термичку обраду одливака и отковака. Међутим високолегирани Cr-Mo челици припадају тзв. самокаљивим челицима који имају релативно ниску критичну брзину каљења и могу да се кале у струји ваздуха или у загрејаном уљу. Мали додатак молибдена, око 1,0%, значајно подиже прокаљивост јер молибден снажно омета настајање перлита и трансформацију аустенита премешта у мартензитну област [27].



**Слика 4.7. Зависност жилавости високолегираних Cr-Mo челика и ливених гвожђа од садржаја угљеника**

Са друге стране, са слике 4.7. види се да код високолегираних Cr-Mo легура железа, повећање садржаја угљеника значајно смањује жилавост па самим тим и отпорност на хабање.

#### **4.4.2. Утицај хрома**

Хром је основни легирајући елемент код челика отпорних на хабање, јер се његовом применом успоставља неколико металуршких функција. Хром реагује са угљеником и формира различите карбиде отпорне на абразију. Као легирајући елемент у челику хром гради три различита карбида [10], чија су својства дата у табели I.2.

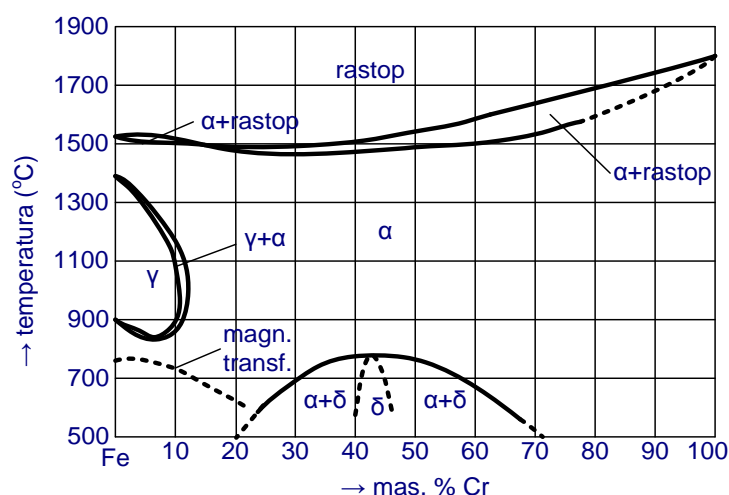
Табела I.2. Преглед карбида хрома

Тип карбида	Врста решетке	Температура топљења (°C)	Тврдоћа (HV)
$\text{Cr}_7\text{C}_3$	комплексна хексагонална	1665	1600
$\text{Cr}_{23}\text{C}_6$	комплексна кубна	1580	1000
$\text{Cr}_3\text{C}_2$	орторомбска	1895	1300

Карбиди типа  $\text{Cr}_7\text{C}_3$  и  $\text{Cr}_{23}\text{C}_6$  могу бити легирани железом тако да се формирају интерстицијске фазе  $(\text{Cr,Fe})_7\text{C}_3$  и  $(\text{Cr,Fe})_{23}\text{C}_6$ . Најбоља својства, жилавост и тврдоћу имају структуре са карбидима  $(\text{Cr,Fe})_7\text{C}_3$  који се формирају у челику када је садржај хрома већи од 6%.

Хром припада групи легирајућих елемената који затварају  $\gamma$ -подручје на дијаграму стања Fe-Cr, слика 4.8. Као легирајући елемент примењује се у широким границама од 0,3 до 30,0%. Железо и хром граде на високим температурама непрекидни низ чврстих раствора са просторно центрираном кубном решетком. При садржају хрома од 15 мас.%, криве ликвидуса и солидуса се скоро додирују на температури од око 1500°C.

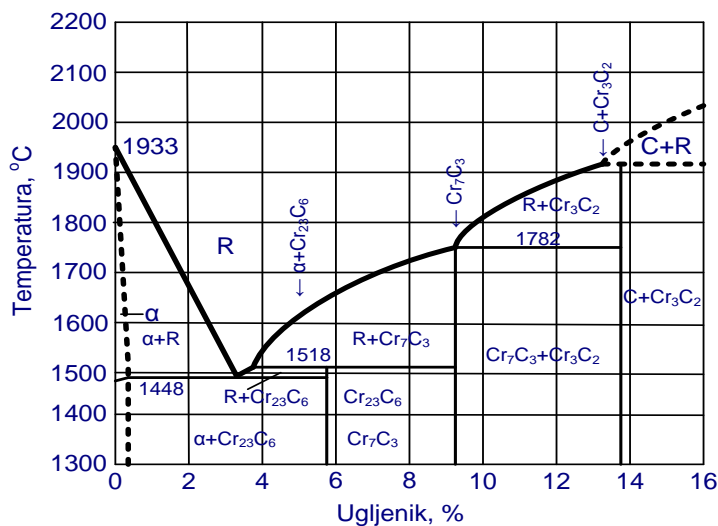
Код легура железо-хром са мање од 15% хрома у дијаграму стања појављује се затворено  $\gamma$ -подручје, а легуре са више од 15% хрома имају феритну структуру у целом опсегу, од температуре солидуса до собне температуре.



Слика 4.8. Дијаграм стања железо хром

На структуру легура Fe-Cr, које трпе фазни преображај  $\gamma$  у  $\alpha$ , снажно утиче угљеник, чак и при веома малим садржајима, што се може видети на дијаграм стања Cr-C, слика

4.9. Већ је речено да се у овом систему образују четири карбида: кубни карбид хрома  $\text{Cr}_{23}\text{C}_6$ , комплексни хексагонални карбид  $\text{Cr}_7\text{C}_3$  и орторомбски  $\text{Cr}_3\text{C}_2$ . У широком спектру хромних легура најчешће се срећу само два типа карбида  $\text{Cr}_{23}\text{C}_6$  и  $\text{Cr}_7\text{C}_3$  [18].



Слика 4.9. Дијаграм стања система Cr – C

Хром је изразито карбидотворан легирајући елемент, а карбиди хрома могу бити двојни и сложени у којима је један део хрома замењен железом или другим елементом.

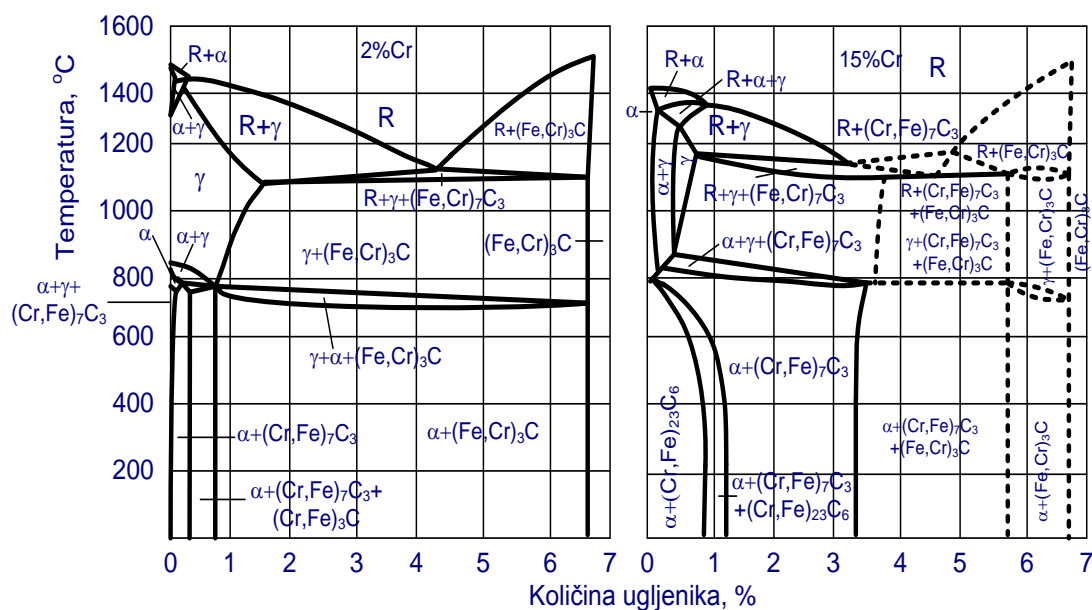
Код перлитних челика са 1,0 до 2,0% хрома у карбидима се налази веома мала количина хрома и то углавном у чврстом раствору. Што је садржај хрома у челику виши то су и карбиди богатији на хрому.

У тројном систему Fe-Cr-C поред фаза које чине металну основу, ферита ( $\alpha$  фаза) и аустенита ( $\gamma$  фаза), могу се наћи различити сложени карбиди. На пример, цементит ( $\text{Fe}_3\text{C}$ ) може да се раствори 18-20.%Cr, карбид  $\text{Cr}_7\text{C}_3$  раствара 30% до 50% Fe, а карбид  $\text{Cr}_{23}\text{C}_6$  до 35% Fe. При томе под појмом растворљивост подразумевамо замену атома железа, у карбидима, атомима хрома и обрнуто тј.  $(\text{Fe,Cr})_3\text{C}$ ,  $(\text{Cr,Fe})_7\text{C}_3$  и  $(\text{Cr,Fe})_{23}\text{C}_6$ .

Карбид  $(\text{Fe,Cr})_3\text{C}$  који је знатно постојанији од цементита  $\text{Fe}_3\text{C}$  срећемо у перлитним челицима са садржајем хрома до 5%, а карбиди  $(\text{Cr,Fe})_7\text{C}_3$  и  $(\text{Cr,Fe})_{23}\text{C}_6$  образују се у челицима са мартензитном и феритном структуром. При повећању садржаја хрома прво се јавља карбид  $(\text{Fe,Cr})_3\text{C}$ , затим карбид  $(\text{Cr,Fe})_7\text{C}_3$  и на крају  $(\text{Cr,Fe})_{23}\text{C}_6$ .

Ради илустрације наведеног приказани су дијаграми стања Fe-Cr-C са садржајем хрома 2% и садржајем хрома 15% (слика 4.10.). Код ниског садржаја хрома  $\gamma$ -област запажа се чак и код легура без угљеника, а код легура са ниским садржајем угљеника и

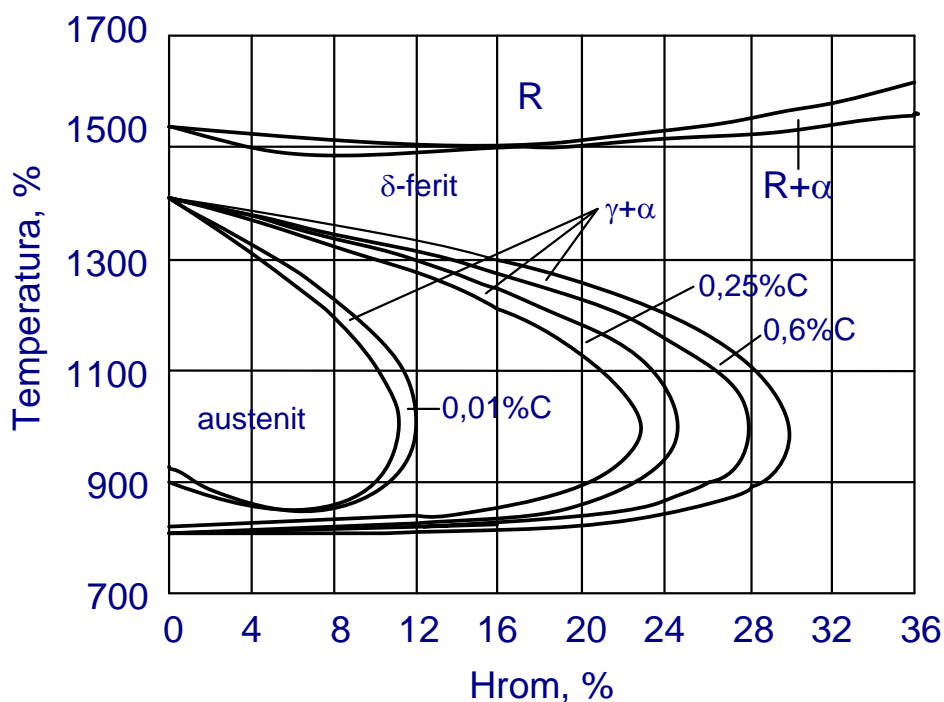
високим садржајем хрома запажа се област егзистенције  $\alpha$ -чврстих раствора, од температуре ликвидуса до собне температуре [29].



**Слика 4.10. Вертикални пресек дијаграма стања Fe-Cr-C са 2,0 и 15,0% Cr**

Тројни систем железо-хром-угљеник карактерише се сужењем па и потпуним затварањем  $\gamma$ -подручја и образовањем специјалних карбида. Од садржаја угљеника и хрома зависи ширина  $\gamma$  подручја. Ако посматрамо исечак дијаграма стања Fe-Cr на делу  $\gamma$ -подручја, може се видети да се са порастом садржаја угљеника затворено  $\gamma$  подручје шири тако да се код челика са 0,6 mas.% C, аустенит појављује у структури челика и при садржају хрома од 30 mas.%, слика 4.11.

То се објашњава тиме да, супротно од утицаја хрома, угљеник снижава тачку  $A_3$  а подиже тачку  $A_4$ . Поред тога при образовању карбида,  $\gamma$ -чврсти раствор осиромашује на садржају хрома.



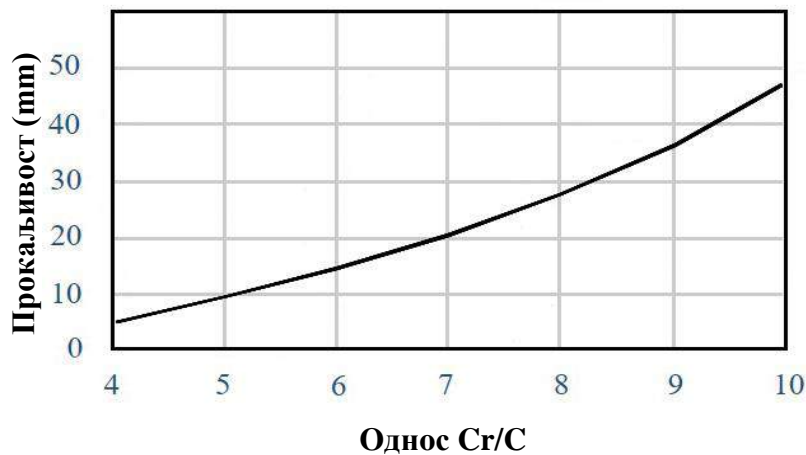
Слика 4.11. Утицај угљеника на ширину  $\gamma$ -подручја легура Fe-Cr

Код хромних челика карбид хрома  $Cr_7C_3$  може да садржи и до 55%Fe [54]. Овај специјални карбид се при аустенитизацији споро раствара, а при хлађењу такође споро поново издваја. Надеутектички хромни челици поред перлита садрже у структури и секундарни цементит.

Код нисколегираних хромних челика у структури се појављују мешовити карбиди железа и хрома  $(Fe,Cr)_3C$  који могу да садрже до 13% хрома. Када легура садржи већи проценат хрома и угљеника смањује се растворљивост угљеника у аустениту па се у структури појављује еутектички микроконституент - ледебурит. Ледебурит се формира еутектичком реакцијом и распоређује се као мрежа по границама примарних аустенитних кристала. При даљем спором хлађењу или накнадном жарењу аустенит се разлаже на ферит и карбид, при чему се издвајају значајне количине карбида. Ако легура садржи мали проценат угљеника и висок садржај хрома тада се структура састоји од две фазе, хром-ферита и карбида.

Хром сам по себи не повећава прокаљивост, али у комбинацији са већим садржајем угљеника веома позитивно делује на дубину закаљеног слоја. Параметар од значаја за прокаљивост је однос Cr/C и што је тај однос већи, већа је и прокаљивост. Зависност дубине каљења у функцији односа Cr/C за челик са 0,2% угљеника дата је на слици 4.12.





**Слика 4.12. Зависност дубине каљења хромних челика од односа Cr/C**

Као што се види са слике, код челика са високим односом Cr/C постоји могућност потпуног каљења чак код већих дебљина зидова комада, без додавања молибдена или других елемената који побољшавају прокаљивост [18].

Познато је да додаток хрома челицима повећава корозиону отпорност. При садржајима хрома већим од 12% и ниском садржају угљеника нагло се повећава отпорност на корозију према води, врелим гасовима и разним киселинама. Ефекат заштите од корозије огледа се у стварању заштитног оксидног слоја Cr<sub>2</sub>O<sub>3</sub> на површини комада, који штити материјал од даљег деловања корозионог агенса.

Како би се избегла кртост при отпуштању, овим челицима се често додаје од 0,15% до 0,30% молибдена. Тиме се побољшава и дубина каљења, жилавост и постојаност према отпуштању. Молибден јаче него хром спречава настајање перлита и трансформацију аустенита премешта у беинитну област. Примера ради челик 15CrMo6.4 са 0,15%С употребљава се за израду котлова до радне температуре 530°C.

С обзиром да хром као легирајући елемент обезбеђује добру прокаљивост и добре могућности побољшања, челици са хромом нашли су велику примену и као конструктивни челици (челици за цементацију и побољшање) и као алатни челици.

Најважнији хромни челик је челик за котрљајуће лежајеве. Овај челик у каљеном стању има високу тврдоћу (65 HRC), велику отпорност према хабању и велику еластичност.

---

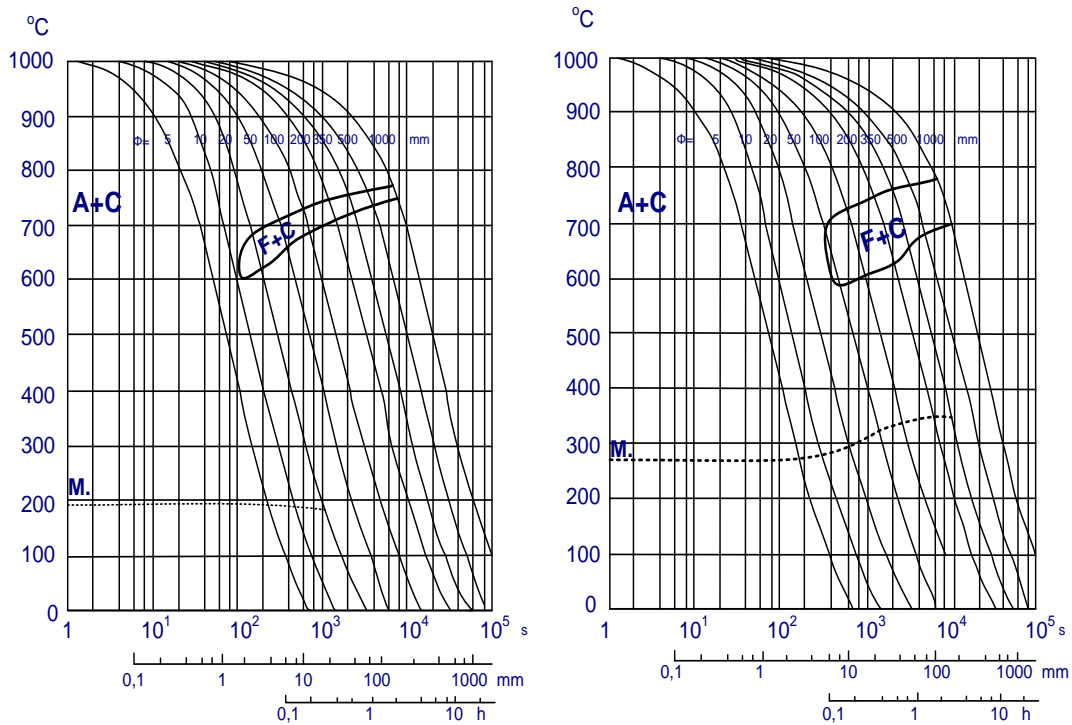
Анализом дијаграма стања Fe-Cr, Cr-C и Fe-Cr-C, у функцији узајамног односа хрома и угљеника утицаја хрома и угљеника на ширину  $\gamma$ -подручја извршена је класификација хромних челика на:

- легуре са фазним преображајима  $\gamma$ - $\alpha$ ,
- легуре без фазног преображаја и
- легуре са делимичним фазним преображајем  $\gamma$ - $\alpha$ .

Ова класификација условила је да се на основу формираних микроструктура хромни челици могу поделити на: феритне, феритно-перлитне, мартензитне и ледебуритне врсте челика. Утицај високог садржаја хрома на трансформацију аустенита у току очвршћавања и хлађења и у току термичке обраде није квантитативно исти. Наиме, каљивост аустенита у ливеном стању је битно већа него након термичке обраде при истом садржају легирајућих елемената [61]. Код високохромних гвожђа каљивост је одређена подешавањем садржаја легирајућих елемената који се додају ради спречавања перлитне трансформације за одређену брзину хлађења. Мада је утицај појединих легирајућих елемената молибдена, мангана, никла и бакра на трансформацију аустенита у легурама Fe-Cr-C са високим садржајем хрома већ прилично познат и сличан као код угљеничних челика ипак постији извесна разлика, а са тим и потреба за даљим истраживањима ради бољег упознавања ове проблематике у квалитативном смислу.

Досадашња истраживања су показала да легирајући елементи утичу не само на трансформацију аустенита у перлит или мартензит већ и на  $M_s$  температуру, количину и стабилност подхлађеног аустенита, што се најбоље може сагледати из *IR* и *KN* дијаграма. У том смислу вршена су испитивања утицаја угљеника, хрома и молибдена на кинетику трансформације при континуираном хлађењу челика са аустенитном микроструктуром металне основе у ливеном стању и при хлађењу након загревања и држања на температури 1150°C до потпуне реаустенизације. У оба сличаја вршена је дестабилизација задржавањем 20 минута на температури 1000°C а потом су узорци континуално хлађени различитим брзинама на ваздуху.

Установљено је да са повећањем садржаја хрома у легури, а при истом садржају угљеника перлитна област се помера удесно,  $M_s$  температура се повећава, а мартензитна област се проширује, односно мартензит је присутан у структури и при споријем хлађењу што је видљиво на *KN* дијаграмима, слика 4.13.

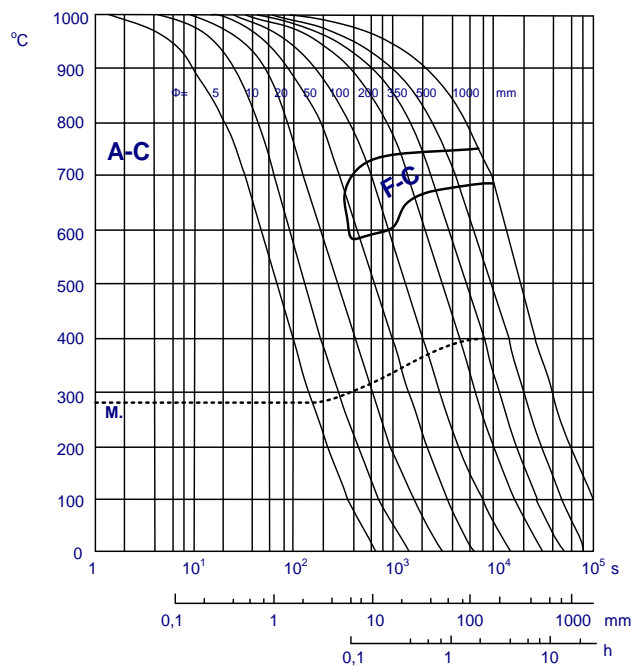


а) 12,65% Cr

б) 20,75% Cr

Слика 4.13. КН дијаграм Fe-Cr-C легуре са 2,65% C

Са друге стране, са смањењем угљеника, а при истој концентрацији хрома у легури, запажа се већи степен трансформације аустенита у перлитној области за исте брзине хлађења, а Ms температура се повећава, слика 4.14.



Слика 4.14. КН дијаграм Fe-Cr-C легуре са 2,08% C и 20,55% Cr

---

Беинитна трансформација аустенита при континуалном хлађењу за поменуте услове запажена је само код мањег броја проучаваних легура, углавном оних које садрже молибден, пошто овај елемент поспешује трансформацију аустенита у беинит.

Е. Zeiss је проучавао утицај легирања само са молибденом (до 2,9%), а затим и у комбинацији са манганом (до 3%), бакром (до 1,7%) и никлом (до 2%). Испитивао је кинетику трансформације аустенита при континуалном хлађењу легуре гвожђа са садржајем 2,09% С и 17,5% Cr са циљем сагледавања дејства ових елемената на каљивост аустенита. Третман је био сличан као у претходном случају.

Добијени дијаграми су квалитативно слични али се квантитативно доста разликују. Легирајући елементи сужавају и померају област перлитне трансформације ка дужим временима, проширују област, мартензитно – беинитне и беинитне трансформације и снижавају  $M_s$  температуру. Аутор, Е. Zeiss, је установио да са повећањем садржаја легирајућих елемената њихов утицај на кинетику трансформације аустенита је израженији, али зависност није линеарна. Као закључак његових истраживања треба нагласити да доминантан утицај на трансформацију аустенита има издвајање секундарних карбида. Таложење претходи мартензитној беинитној и перлитној трансформацији у току континуалног хлађења средњим и мањим брзинама и праћено је локалним смањењем садржаја угљеника што проузрокује постепено повећање  $M_s$  температуре [29].

#### 4.4.3. Утицај молибдена

Молибден је изразито карбидотворни елемент који не само да гради сопствене карбиде, већ утиче на морфологију карбида  $Cr_7C_3$ , односно  $(Fe,Cr)_7C_3$ . Са повећањем садржаја молибдена повећава се део еутектичких карбида, а смањује део ламеларних карбида у структури. Око 50% од укупног садржаја молибдена у легури учествује у формирању карбида. Код легура са ниским садржајем хрома формира се карбид  $Mo_2C$  са врло фином структуром, а код легура са високим садржајем хрома образује се крупнији карбид  $MoC$ .

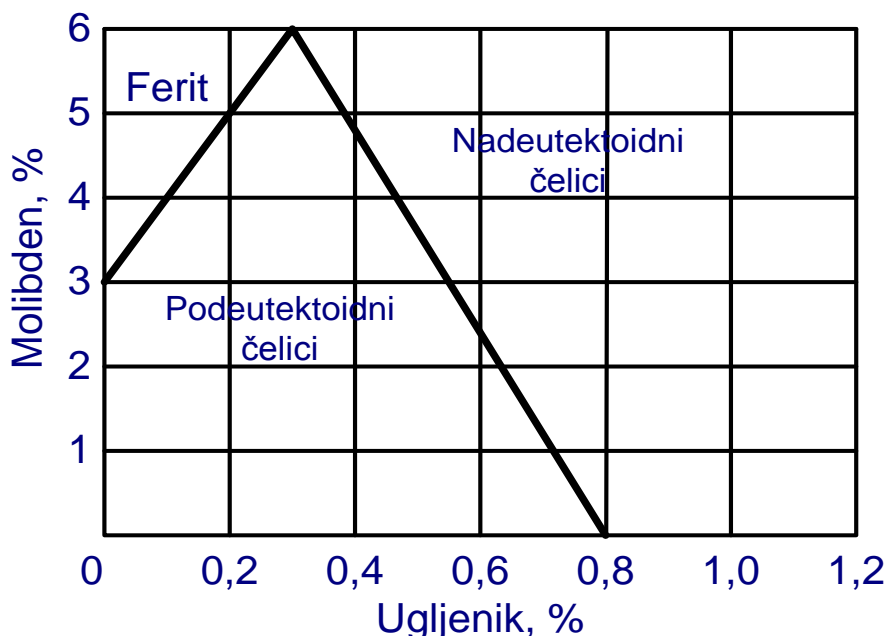
Често се молибден као легирајући елемент користи у комбинацији са ванадијумом, волфрамом и титаном. У систему Fe-Mo-C, упоредно са карбидом  $Fe_3C$  јављају се и карбиди  $MoC$  и  $Mo_2C$ . Молибден и при малом садржају, већ при 3,5%, затвара  $\gamma$  област

тако да легуре са садржајем молибдена преко 3,5% имају феритну структуру металне основе. Растворљивост молибдена опада са смањењем температуре.

При малом садржају молибдена до 0,8% у челицима перлитне структуре већи део молибдена се налази у чврстом раствору, а мањи део у цементиту у облику карбида  $(Fe,Mo)_3C$ . У конструкционим подеутектоидним челицима, са садржајем молибдена испод 1%, скоро 90% Мо налази се у чврстом раствору а само 10% у карбидима.

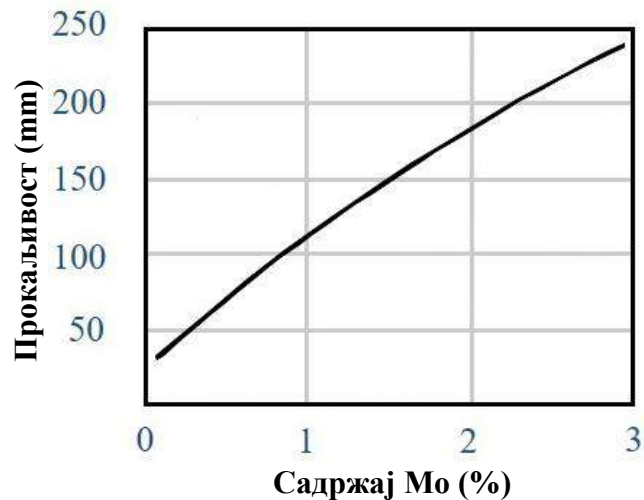
Молибден смањује количину угљеника у еутектоиду (перлиту) и на дијаграму стања система Fe-Fe<sub>3</sub>C подиже и помера тачку C у лево. На слици 4.15. приказан је структурни дијаграм челика легираних молибденом на коме је уочљиво да и код 6% садржаја молибдена перлит садржи само 0,3% C. Висок садржај молибдена уз мали садржај угљеника обезбеђује да челик има феритну структуру без фазних преображаја у чврстом стању [18].

У високолегираним Cr-Мо челицима молибден се распоређује између еутектичких карбида и металне основе. Молибден, много јаче него хром, омета настајање перлита и трансформацију аустенита премешта у беинитну и мартензитну област. На тај начин овај елемент, већ при малим садржајима, значајно повећава прокаљивост.



Слика 4.15. Структурни дијаграм челика легираних молибденом

На слици 4.16. дата је зависност дубине каљења од садржаја молибдена за челик са 1,6% С, 12% Сг и односом Сг/С од 7,5. Са дијаграма се види да молибден има снажан утицај на прокаљивост, знатно већи од односа Сг/С. Самим тим он обезбеђује добијање тврде и чврсте мартензитне металне основе у којој су дисперговани легирани карбиди.



**Слика 4.16. Утицај молибдена на прокаљивост челика са 1,6% С и 12% Сг**

Пошто молибден, као изарзити карбидотворни елеменат, гради интерстицијску фазу  $\text{Mo}_2\text{C}$  чија је тврдоћа око 1800 HV, при повећаном садржају молибдена формира се одређена количина ове фазе у структури челика.  $\text{Mo}_2\text{C}$  се диспергује у металној основи, а добра својства овог карбида побољшавају отпорност на хабање. Ипак, због изузетно високе цене Fe-Мо легуре, овај легирајући елемент се обично додаје само у малој количини, оној која је довољна да обезбеди потпуну прокаљивост.

Молибден повећава постојаност челика при отпуштању и познато је да само ванадијум даје боље резултате постојаности од молибдена. Једна од најзначајнијих улога молибдена као легирајућег елемента је смањење појаве кртости при отпуштању каљених челика. Садржај хрома за ове сврхе износи обично 0,45%. Са повећањем садржаја молибдена повећава се удео његов у карбидима, па се јавља супротан ефекат. Према томе молибден снажно утиче на смањење појаве кртости при отпуштању само ако се налази у чврстом раствору ферита јер у том облику спречава излучивање карбида на границама кристалног зрна, при спором хлађењу.

Код конструкционих челика молибден се обично додаје у количини 0,2-0,3%, што је сасвим задовољавајуће за побољшавање механичких својстава. Са нешто већим садржајем молибдена (0,5-0,8%), челици имају значајно повећање чврстоће али уз смањење ударне жилавости и пластичности. Конструкциони челици легирани

---

молибденом имају влакнасти прелом после побољшања. Оваква структура боље подноси ударна оптерећења него челици са кристалним преломом.

Молибден позитивно утиче на конструкционе челике јер они задржавају добре механичке особине и после нормализације. Зато се ова врста челика користи и за израду одливака, код којих јер нормализационо жарење уобичајена термичка обрада после ливења. Садржај молибдена у челичним одливцима обично износи 0,2-0,4%, али, у зависности од основне функције финалног дела може да буде и већи, чак до 1%. Молибден се додаје и челицима који раде на повишеним температурама. Додатак молибдена спречава појаву сфероидизације и графитизације микроструктуре код дуже експлоатације машинских елемената на повишеним температурама. Поред тога молибденски челици отпорни су на пузање до температуре од 400°C, а са даљим повећањем температуре отпорност на пузање опада.

За израду одливака користе се нисколегирани молибденски челици са садржајем молибдена до 0,5%. У циљу добијања још бољих механичких карактеристика молибденових челика, додају се још и допунски легирајући елементи. Један од најчешће примењених количини од 0,1 до 0,45%.

#### **4.4.4. Утицај ниобијума**

Ниобијум, већ и при врло малим садржајима, делује као рафинатор микроструктуре челичних одливака, посебно када су у питању аустенитни челици. Минимална али ипак адекватна количина ниобијума, неопходна за рафинацију аустенитне структуре и спречавање појаве карбидне мреже око зрна металне основе износи 0,03 до 0,04%. Додавањем ниобијума, подиже се температура огрубљавања, односно температура на којој долази до брзог раста аустенитних зрна. На пример, додатак ниобијума од 0,03 до 0,04% подиже температуру пораста зрна металне основе за око 160°C и она достиже 1050°C [18].

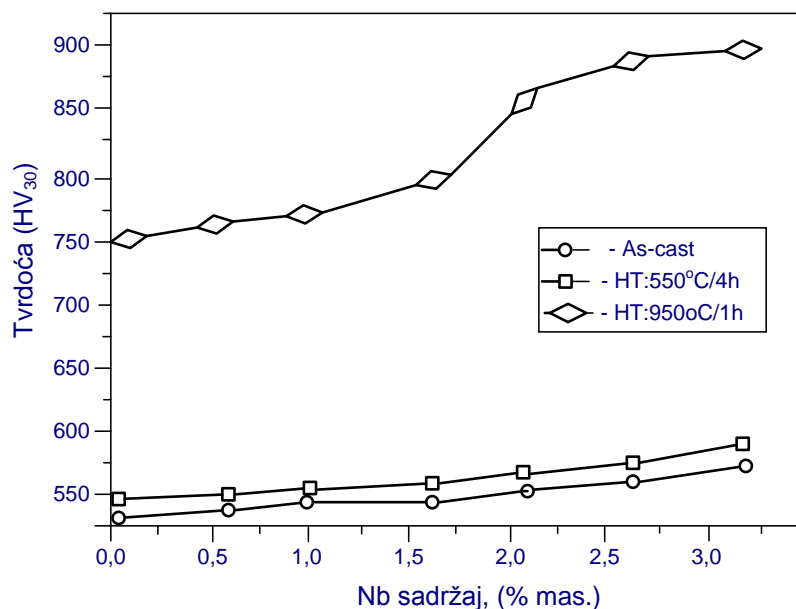
Моћ дезоксидације челика ниобијумом је релативно мала и ниобијум не показује значајан дезоксидациони ефекат на истопљени челик. Међутим, са падом температуре при хлађењу растоп челика постаје презасићен кисеоником па ниобијум може да реагује са кисеоником стварајући преципитат неметалних укључака који се састоје од различитих ниобијум оксида. Али, пошто су оксидни укључци екстремно мали ови оксиди немају велики утицај на чистоћу челика. Са дуге стране ниобијум има велики

афинитет према угљенику и азоту тако да лако гради карбиде и нитриде који се излучују унутар зрна металне основе.

Ниобијум побољшава механичка својства високохромних челика и ливених гвожђа, првенствено отпорност на хабање и жилавост. Жилавост поменутих легура након термичке обраде побољшањем, каљењем и отпуштањем, је мања него у ливеном стању [24]. Наиме, метална основа садржи значајну количину мартензита који изазива ниску жилавост.

Из тог разлога аутори су додавали ниобијум високохромном гвожђу састава 2,96%С, 16,3% Cr, 0,92% Мо, 0,85% Cu, 0,62% Si и 0,98% Mn у количини од 0,62% до 3,17%. Потом су применили побољшање које се састојало од загревања до 950°C уз задржавање од један час на овој температури, а затим хлађења на мирном ваздуху до собне температуре. Отпуштање је вршено на 550°C уз задржавање на овој температури у трајању од четири часа, а затим су се узорци хладиле на мирном ваздуху до собне температуре [18].

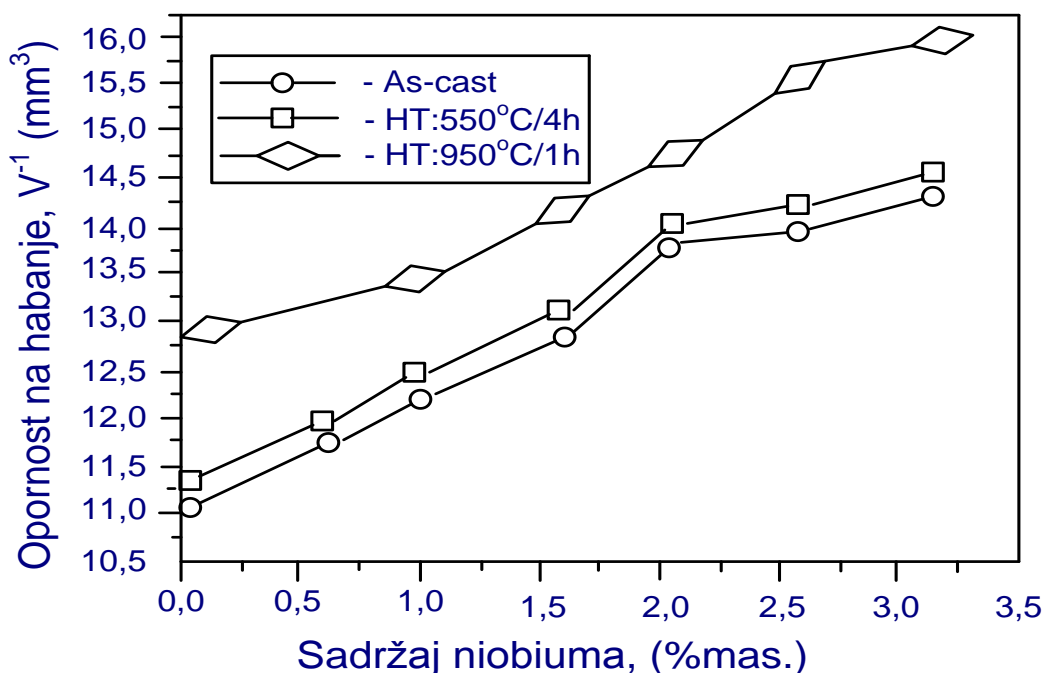
Тврдоћа ливене легуре Fe-C-Cr-Nb у функцији садржаја ниобијума, након термичког третмана приказана су на слици 4.17.



Слика 4.17. Зависност тврдоће од садржаја ниобијума у легури



Са слике се види да ниобијум значајно утиче на тврдоћу легуре тек при садржају већем од 1,5%. Међутим, отпорност на хабање, слика 4.18. значајно расте са порастом садржаја ниобијума.

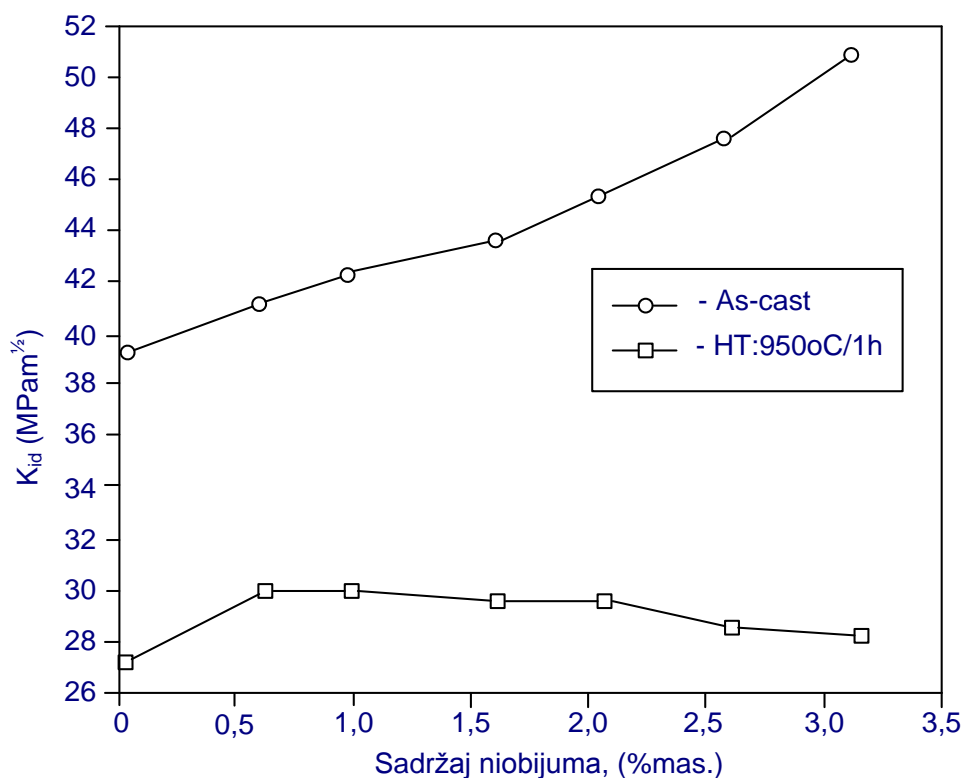


Слика 4.18. Зависност отпорности на хабање од садржаја ниобијума у легури

Поред ударне жилавости, ниобијум повећава и жилавост лома. Жилавост лома у високохромним белим гвожђима је детерминисана способношћу металне основе да успорава ширење кртог лома  $M_7C_3$  карбида од једне карбидне честице до друге. Жилавија аустенитна основа очигледно је ефикаснија у успоравању ширења микропрслине од мартензитне микроструктуре основе, слика 4.19. [18].

Код легура Fe-Cr-C је скоро правило да се са повећањем тврдоће жилавост смањује. Међутим са повећањем садржаја ниобијума у Fe-Cr-C-Nb легурама, у ливеном стању се повећава и тврдоћа и жилавост.

Ово значи да претходно правило не важи код ове легуре па параметар тврдоће није довољан за процену жилавости материјала. Међутим, при термичкој обради жарењем на 950°C жилавост, при већем садржају ниобијума, опада [18].



Слика 4.19. Жилавост лоба у функцији садржаја ниобијума у легури

#### 4.4.5. Утицај ванадијума

Ванадијум поседује изузетну тежњу ка стварању карбида и нитрида тако да се у челику лако хемијски везује за угљеник и азот. Генерално, додавањем ванадијума постиже се фина, ситнозрна микроструктура, која за последицу има побољшање механичких особина челичних одливака и отковака. Због присуства тврдих карбида ванадијума побољшава се отпорност на хабање и способност рада на повишеним температурама. Ванадијум се због тога користи као легирајући елеменат код брзорезних алатних челика, алатних челика за рад у топлом стању и алатних челика за рад на високим температурама.

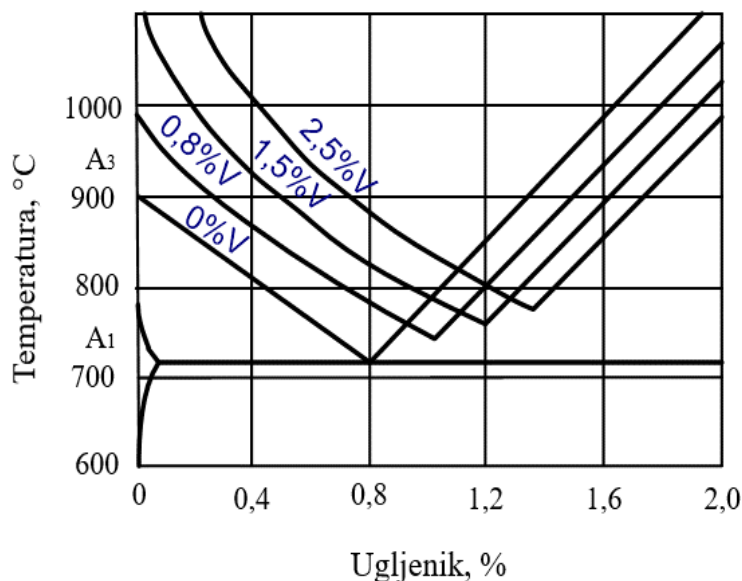
Када је његов садржај у високохромном челику мали, ванадијум може заменити хром у карбидној фази што доводи до повећања садржаја хрома у металној основи. Повећање садржаја хрома у металној основи може ефикасно да спречи формирање перлита тако да метална основа има аустенитну структуру [27]. Када је садржај ванадијума већи од 4%, карбиди са високим садржајем ванадијума ће се исталожити као мрежа око аустенитних зрна или као преципитат унутар зрна. Ово таложење честица карбида може да се појави

у одливцима у облику диспергованих секундарних карбида, што смањује садржај угљеника и хрома у металној основи, повећава почетну температуру аустенитне трансформације и поспешује формирање мартензита [27, 41]. У том случају у ливеном челику може се добити тврдоћа преко 60 HRC, али истовремено отпорност на хабање може да опада [27, 41].

Ванадијум не делује увек повољно на високохромне челике. Примера ради, у нискоугљеничном ливеном челику са садржајем 30% хрома и до 5% ванадијума, метална основа је феритна што штетно утиче на отпорност на хабање и повећава тенденцију ка формирању оксида [23].

Ванадијум је чест легирајући елемент са железом. Припада групи елемената који сужавају  $\gamma$ -подручје чак изразитије него волфрам и молибден. Он слично као и молибден, побољшава особине челика са хромом, спречава раст зрна и чини челике неосетљивим према прегревању. Ванадијум повећава динамичку чврстоћу, границу замарања и отпорност према пузању. Примера ради, челик са хромом и ванадијумом са 0,5% С, 1% Cr и 0,2% V има високу границу еластичности и велику отпорност на пузање. Ова особина омогућава да се челик може употребити за израду опруга за рад на повишеним температурама.

Повећањем садржаја ванадијума значајно се подиже тачка  $A_3$  док се тачка  $A_4$  спушта, слика 4.20. [40].

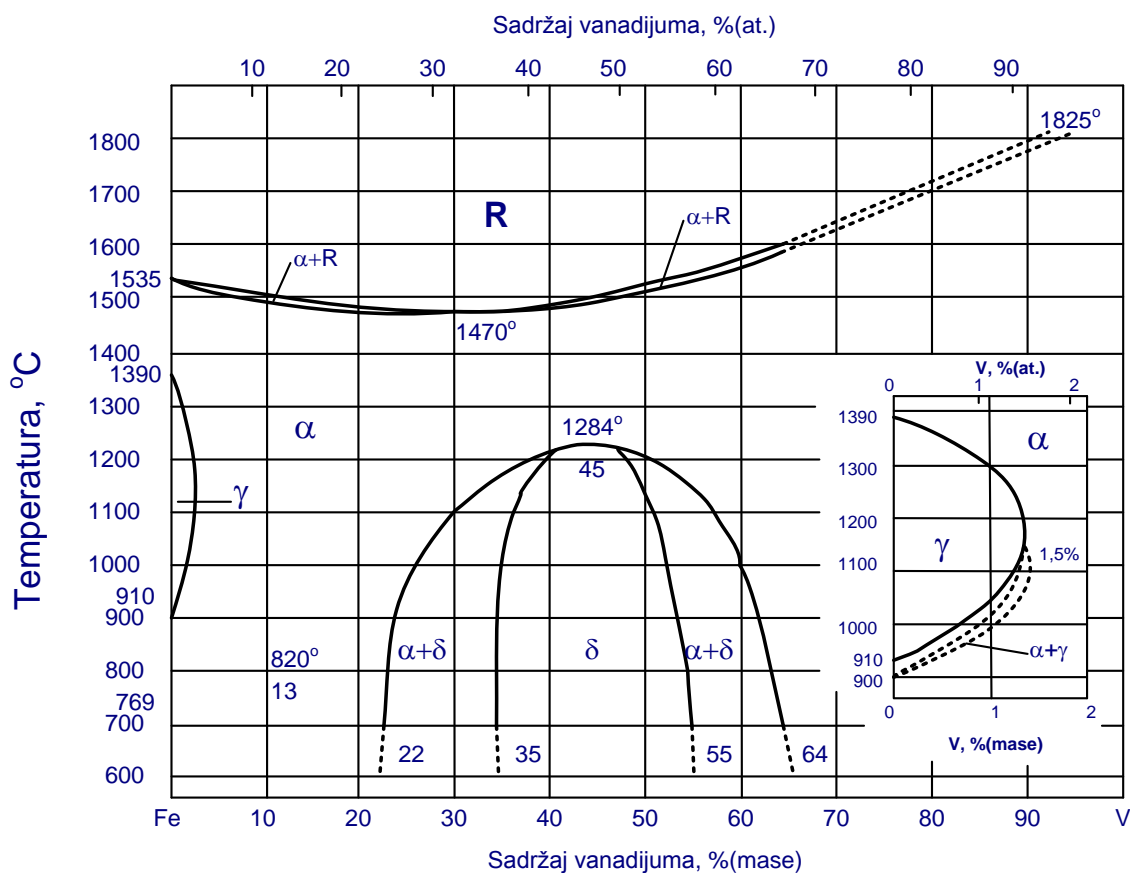


Слика 4.20. Утицај ванадијума на положај  $A_3$  тачке у Fe-Fe<sub>3</sub>C фазном дијаграму

Затим, код челичног лива, при садржају 1,5% V затвара се  $\gamma$ -подручје, слика 4.21. Из фазног дијаграма Fe-V уочљиво је да се ванадијум и железо у растопу потпуно мешају, док у чврстом стању граде непрекидан низ чврстих раствора у широком температурном опсегу.

При садржају ванадијума 35-55% у микроструктури се јавља интерметално једињење са конгруентном тачком топљења Fe-V, чији је састав променљив. Једињење Fe-V, такозвана  $\delta$ -фаза, има променљив хемијски састав јер у њој могу да се растварају и железо и ванадијум. Као што се види из фазног дијаграма, ова појава је изражена само при високим садржајима ванадијума. Код легираних челика ове појава нема или се врло ретко среће јер се ванадијум додаје челицима у малим процентима. [18].

Код челика легираних са ванадијумом  $\gamma$ -подручје се затвара већ при малом садржају ванадијума [18] јер се угљеник једини са ванадијумом формирајући тешко топиве карбиде. При томе,  $\gamma$  чврст раствор осиромашује на ванадијуму, слика 4.21.



Слика 4.21. Фазни дијаграм система Fe-V

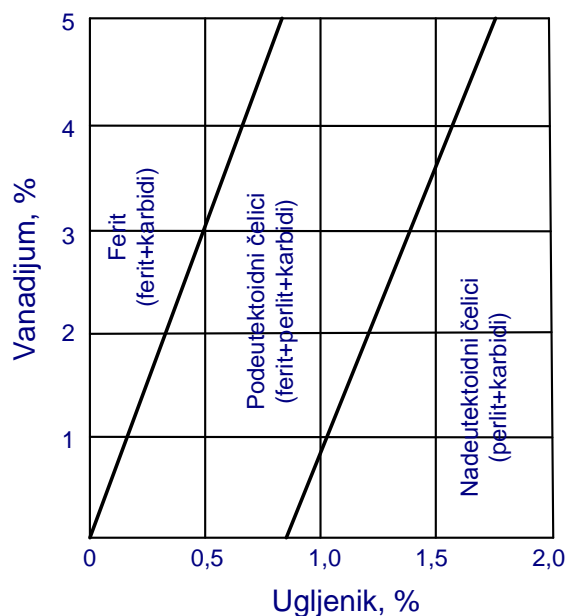
---

Ванадијум је такође изразито карбидотворни елемент. У челику ствара карбиде типа VC, V<sub>6</sub>C<sub>5</sub> у зависности од количине садржаја ванадијума. Висок садржај ванадијума у челику захтева већи проценат угљеника да би у челику обезбедили перлитну структуру. Ово је јасно видљиво са структурног дијаграма челика легираног ванадијумом, слика 4.22.

Код нискоугљеничних челика са високим садржајем ванадијума, сав угљеник се везује са ванадијумом градећи карбиде ванадијума и на тај начин се формира микроструктура која се састоји од ферита и карбида ванадијума уз потпуно одсуство перлита.

Чак и при врло малим садржајима, ванадијум задржава и успорава раст кристала аустенита, па се при хлађењу из  $\gamma$ -подручја, током трансформације аустенита добија ситнозрна структура. Ово је један од механизма којим ванадијум омогућава уситњавање зрна металне основе и добијање fine микроструктуре. Код каљених челика ванадијум утиче на добијање ситноигличастог мартензита, који није тако крт као код челика без ванадијума. Критична брзина каљења и прокаљивост ванадијумских челика зависи од температуре загревања пре каљења.

За одливке израђене од челика легираног ванадијумом познато је да већ при очвршћавању формирају ситнозрнасту микроструктуру [18]. Поред тога ванадијум утиче и на равномерност секундарне кристализације и на смањење нехомогености структуре због дендритне сегрегације. Наиме, ванадијум сужава температурно подручје између ликвидуса и солидуса, смањује време кристализације легуре и отежава дендритну сегрегацију која је карактеристична за легуре код којих се двофазно подручје, примарни кристали - растоп, простире у широком опсегу температура.



**Слика 4.22. Структурни дијаграм челика легираног ванадијумом**

Ванадијум се користи и код легирања брзорезних алатних челика како би се повећала количина еутектичког микроконституента - ледебурита, која је јако важна јер ледебуритни карбиди имају високу тврдоћу, а то је код резних алата неопходно. Поред тога ванадијум овим челицима повећава постојаност при отпуштању.

Треба рећи да присуство ванадијума, већ при малим садржајима (до 3,0%), има позитивно дејство на високолегиране Cr-Mo челике јер се у току издавајања примарног аустенита из растопа формирају кристали  $V_6C_5$  карбида, који блокирају даљи раст аустенитних дендрита и на тај начин помажу добијање ситнозрне структуре. У високохромним челицима (1,4-2,0%С, 12%Cr) када је садржај ванадијума изнад 2,5%, формира се ванадијум карбид типа VC, са кубном кристалном решетком. VC карбид је глобуларног облика и често повезан са еутектичким  $(Cr,Fe)_7C_3$  карбидом, који кристалише у облику шипки, које радијално расту из нуклеуса формирајући сферичне ћелије заједно са аустенитом [20, 21, 25].

Код мањих садржаја ванадијума, у процесу издавајања примарног аустенита из растопа, образују се  $V_6C_5$  карбиди који блокирају даљи раст аустенитних дендрита и на тај начин помажу добијање ситнозрне структуре. Ванадијум, слично молибдену, поред тога што образује  $V_6C_5$  карбиде, једним делом распоређује се између фаза присутних у

---

челику; карбида  $(Cr,Fe)_7C_3$  и аустенита. Присуство ванадијума омогућује формирање  $(Cr,Fe)_{23}C_6$  карбида и његово таложење у аустениту у току процеса хлађења. У локалним подручјима око финих карбидних честица аустенит се трансформише у мартензит. Другим речима, ванадијум смањује количину заосталог аустенита и на тај начин побољшава прокаљивост челика. Већ при малим садржајима ванадијума знатно се побољшава ударна жилавост [20].

Детаљан опис утицаја ванадијума на челике, који би обухватио и свеобухватно објашњење механизма и кинетике фазних трансформација још увек се није појавило у стручној литератури. Делимичан опис утицаја ванадијума као легирајућег елемента дат је у радовима различитих аутора [20, 21, 22, 23, 24, 25, 27, 29], па је у том смислу циљ ових истраживања да се проучи утицај ванадијума на хромне алатне челике са високим садржајем угљеника. Истраживања на челичним легурама и ливеним гвожђима ради повећања жилавости су и данас интензивна и то додавањем основној легури Fe-Cr-C ванадијума, волфрама, ниобијума, тантала, лантанида итд.

Ливење делова од ванадијум челика у суштини се не разликује од ливења угљеничних челика и челика легираних молибденом. Ванадијум као и молибден снижавају ливкост што може да преставља тешкоћу при ливењу делова са компликованом геометријском конфигурацијом. Скупљање ванадијум челика је слично угљеничним челицима, а код вишекомпонентних легираних челика који садрже ванадијум, најјачи утицај има основни легирајући елемент.

У последњих 30 година извршена су бројна истраживања легура Fe-C-Cr-V са високим садржајем угљеника, до 3%.

У раду [25] наведена су истраживања високохромних челика и белих ливених гвожђа који се користе као материјал отпоран на хабање. У зависности од намене и услова експлоатације ове легуре Fe-C-Cr имају врло различите саставе. Могу да садрже 10-35% Cr и 1,5-3,5% C. У ливеном стању микроструктуру ових легура чине: примарни дендрити аустенита, који може бити делимично или потпуно трансформисан, примарни карбиди еутектикум који се састоји од аустенита и карбида типа  $M_7C_{33}$ .

Код израде делова од ових легура највећи проблем је остварити високу отпорност на различите видове хабања, а то подразумева да се уз задржавање високе тврдоће постигне релативно добра ударна жилавост. Ово су најчешће два супротно постављена захтева. Решења су тражена у више праваца и то кроз постизање одређене структуре

---

металне основе која би била потпуно мартензитна, а добија се каљењем из аустенитне области. Затим, још снажнији ефекти постижу се легирањем при чему се као легирајући елементи користе хром и молибден, уз додатак других метала, појединачно или комбиновано [24, 25, 27, 29].

Последњих година истраживања иду у правцу испитивања утицаја изразито карбидотворних елементима као што су волфрам, ниобиум, ванадијум и титан [24]. Добијени резултати су често опречни па су прецизна сазнања о томе оскудна. Ванадијум као легирајући елемент је посебно интересантан јер постоје подаци о његовом двоструком утицају како на стабилност аустенита тако и на стереолошке и друге карактеристике фаза присутних у структури [25].

Испитивана легура високохромног белог гвожђа са хемијским саставом 2,89% С, 19,03% Cr, 0,48% Мо, 0,99% Cu, 0,85% Si и 0,71% Mn, а ванадијум је варирао у широком распону од 0,12 до 4,73% V. При наведеним испитивањима констатовано је да са повећањем садржаја ванадијума у високохромном белом гвожђу удео примарног аустенита се смањује, а удео еутектичког  $M_7C_3$  и ванадијумовог  $V_6C_5$  карбида се повећава. Са порастом брзине хлађења удео примарног аустенита у структури испитиваних легура се и даље смањује, а удео еутектичког карбида повећава. Количина  $V_6C_5$  карбида се смањује са повећањем брзине хлађења, табела I.3.

Добијени резултати су показали да ванадијум утиче на финоћу микроструктуре Fe-C-Cr-V високолегираних хромних гвожђа. Промене запреминског удела величине честица и морфологије присутних фаза у микроструктури легуре указује да се са повећањем садржаја ванадијума састав легуре приближава еутектичком садржају компонената у четворокомпонентном Fe-C-Cr-V систему, што утиче на смањење температурног интервала очвршћавања. Ако се температурни интервал очвршћавања смањи, тада ће се око примарних кристала аустенита створити температурни и концентрацијски услови за формирање еутектичких колонија чиме ће даљи раст аустенитних зрна бити заустављен. Поред тога формирање ванадијум карбида у току кристализације дендрита примарног аустенита спречава и блокира њихов раст. Ефикасност зависи од запреминског удела, величине и расподеле карбида ванадијума [29].



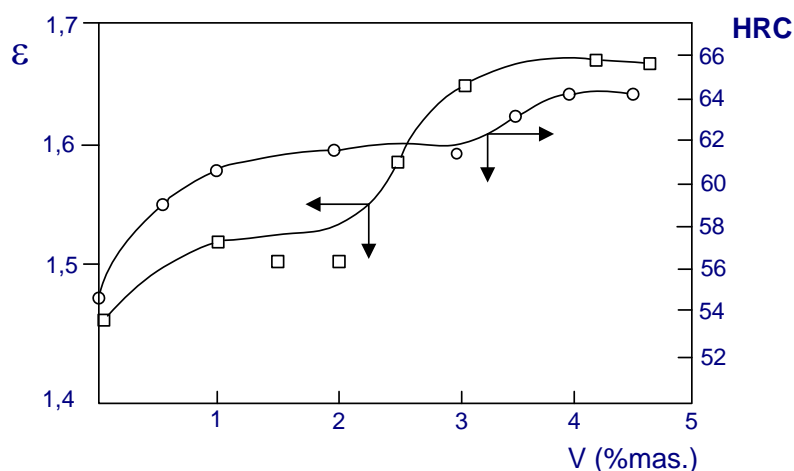
Табела I.3. Запремински удео фаза у структури легуре у функцији брзине хлађења

Запремински удео	Запремински удео (vol.%)											
	$V_h=1^\circ\text{C/s}$				$V_h=2^\circ\text{C/s}$				$V_h=3,5^\circ\text{C/s}$			
	РА	еутектикум		$V_6C_5$	РА	еутектикум		$V_6C_5$	РА	еутектикум		$V_6C_5$
		$M_7C_3$	ЕА			$M_7C_3$	ЕА			$M_7C_3$	ЕА	
1.	50,83	30,97	18,20	-	47,74	32,70	19,56	-	45,01	33,98	21,01	-
2.	50,82	30,89	18,29	НА	47,03	33,15	19,82	НА	44,68	34,13	31,19	НА
3.	49,41	31,21	18,55	0,83	46,35	33,26	19,91	0,48	44,02	34,37	21,26	0,35
4.	47,48	31,96	18,98	1,58	44,90	33,81	20,31	0,98	42,41	35,18	21,63	0,78
5.	45,76	32,82	19,11	2,31	42,64	34,86	20,87	1,63	40,07	36,14	22,38	1,41
6.	42,09	34,31	20,48	3,12	39,56	36,18	21,64	2,62	37,19	37,36	23,16	2,29
7.	39,15	35,47	21,11	4,27	36,07	37,62	22,53	3,78	33,73	38,92	24,08	3,27
РА-примарни аустенит, ЕА – еутектички аустенит, НА-није анализирано												

Промене у структури настале легирањем високохромних гвожђа ванадијумом утицале су на повећање тврдоће и отпорности на абразионо хабање, што се види са дијаграма на слици 4.23. [25].

У легурама са 35-30% хрома и више од 5% ванадијума, метална основа је феритна што само по себи утиче на смањење тврдоће и отпорности на хабање. На промену морфологије карбида ванадијума утиче титан као легирајући елемент. При високом садржају хрома титан има врло малу растворљивост у растопу легура Fe-Cr-C, а при очвршћавању се прво формира TiC карбид, што утиче на кристализацију карбида који се касније формирају. Образовне честице TiC служе као нуклеуси и утичу на кристализацију VC карбида и на његов даљи раст, па се формира карбид у облику нодула уместо

штапића, како је то уобичајно. То значи да титан, као легирајући елемент, значајно утиче на промену морфологије карбида ванадијума [25].



**Слика 4.23. Утицај ванадијума на релативну брзину хабања(ε) и тврдоћу(HRC) високохромних белих гвожђа**

Подаци о утицају ванадијума у литератури нису детаљно и поуздано испитани и у великој мери су засновани на претпоставкама [18]. Оно што се са сигурношћу може закључити да ванадијум, као изразито карбидотворни елемент, утиче на формирање ванадијумовог карбида и његову морфологију као и на стабилност аустенита.

Испитивања утицаја ванадијума на механичка својства високохромног белог гвожђа показала су да са порастом садржаја ванадијума у легури тврдоћа се повећава. Како је наведено, у полазној легури без присуства ванадијума, а при брзини хлађења 1°C/s тврдоћа износи 535 HV, док у легури са 1,19% V тврдоћа је 579 HV, у легури са 4,73% V тврдоћа износи 692 HV. Са порастом брзине хлађења узорак који су ливени у пешчаним калупима са већом брзином хлађења, 2 и 3,5°C/s, тврдоћа се смањује.

Међутим, код узорак у облику кугли пречника 60mm хлађених брзином 2,6°C/s са различитим условима очвршћавања добијене вредности су веће. Тврдоћа такве полазне легуре износи 573 HV, легуре са 1,19% V износи 656 HV, а у легури са 4,7% V тврдоћа износи чак 742 HV [29].

Легирање челика са ванадијумом доприноси уситњавању микроструктуре, чиме се постиже већа жилавост, повећање отпорности за рад на повишеним температурама, повећање отпорности на хабање, повећане тврдоће и других мање важних особина. Веома важна особина челика легираних ванадијумом је повећана отпорност на абразионо

---

хабање уз задржавање релативно високе вредности ударне жилавости. У том смислу вршена су последњих година бројна истраживања и то у више праваца. Постављени захтев је био да се створи таква легура чија ће површина бити веома тврда, а језгро жилаво. Сагласно томе учињен је низ експеримената да се на деловима који су израђени од средње угљеничних челика, чија би жилавост била задовољавајућа, њихова површина, која је изложена хабању прекрије неким другим тврдим материјалом или да се неком новом методом ојача у смислу повећања отпорности на хабање. Бројни истраживачи покушали су да отврдњавање површине изведу ласерским методама. Друга група истраживача чинила је покушаје да површину отврдну каљењем електронским снопом или плазма прскањем [39, 40]. Методе који су предложили поменути аутори захтевају високу технологију и прецизне контролне параметре обраде у циљу добијања идеалног учвршћења микроструктуре на површински слој. Потребну опрема за овакве технолошке операције могу обезбедити само најразвијеније земље у свету, јер је опрема изузетно скупа. Осим тога дебљина површинског премаза је микрометарских димензија које не могу значајно продужити радни век делова. Као било која друга тврда површина и ове површине се хабају. Након хабања овог танког слоја машински део би остао без заштите па би у наставку хабање било ван сваке контроле. Дакле ова скупа решења би задовољила потребе за тврдоћом само појединих производа али не и оних који раде у јако неповољним условима абразије и хабања.

#### **4.5. УТИЦАЈ МИКРОСТРУКТУРЕ**

За разјашњење феномена отпорности на хабање веома је важно познавање микроструктуре хабајућих тела и зависности између врсте, величине и распореда конституената и брзине хабања. Хемијски састав и микроструктура челика одређује две најважније особине материјала, када је у питању хабање тврдоћу и жилавост. Подешавањем садржаја и распореда присутних фаза и микроконституената у структури челика, могуће је добити максималне вредности тврдоће и жилавости или оптималну комбинацију ових особина. Већ је речено да се дуго година веровало да је тврдоћа најважнији појединачни фактор који утиче на абразују. Овакав став је прихваћен вероватно зато што је већина материјала која се користила за израду хабајућих тела била довољно жилава. Међутим, у пракси се наилазило на примере да мекши материјали буду отпорнији на хабање од тврђих. Објашњење за ово, наизглед контрадикторно понашање материјала, пронађено је у микроструктури. При разјашњењу утицаја микроструктуре на

---

отпорност на хабање разматраћемо посебно основне конституенте: карбиде и металну основу.

#### 4.5.1. Карбиди

Да би показали генезу и распоред карбида у високолегираним Cr-Мо челицима треба их поделити у две групе: ледебуритне и мартензитне челике. Анализираћемо прво ледебуритне Cr-Мо челике, који садрже више од 1,5% угљеника, односно разматраћемо промене које се дешавају при очвршћавању ових легура. Ова врста челика у погледу начина очвршћавања, па самим тим и по типу микроструктуре пре припада високолегираним белим гвожђима него челицима. Наиме, присуство легирајућих елемената, хрома и молибдена помера тачку E у фазном дијаграму Fe-Fe<sub>3</sub>C према мањим концентracијама угљеника, па се у структури високоугљеничних челика појављује одређена количина еутектичког микроконституента, ледебурита. Код високолегираних Cr-Мо челика, морфологија еутектике не личи на карактеристичну ледебуритну структуру већ изгледа као раздвојени еутектикум [20, 29].

Кристализација ледебуритних челика започиње издвајањем из растопа примарних кристала аустенита који, због дендритне сегрегације, садржи мање угљеника, хрома и молибдена у поређењу са растопом. Када се растоп охлади до еутектичке температуре очвршћава еутектички микроконституент, ледебурит, који се састоји од две фазе: легираног аустенита и карбида (Cr,Fe)<sub>7</sub>C<sub>3</sub>. Ледебурит се распоређује у виду мреже око примарних кристала аустенита, а очвршћавање се у зависности од садржаја хрома, одиграва на температурама од 1160°C-1220°C. Када ледебурит једном очврсне, облик, величина и распоред проеутектичких карбида не могу се променити никаквом термичком обрадом. Због тога је процес очвршћавања од одлучујућег значаја за својства ових челика[20].

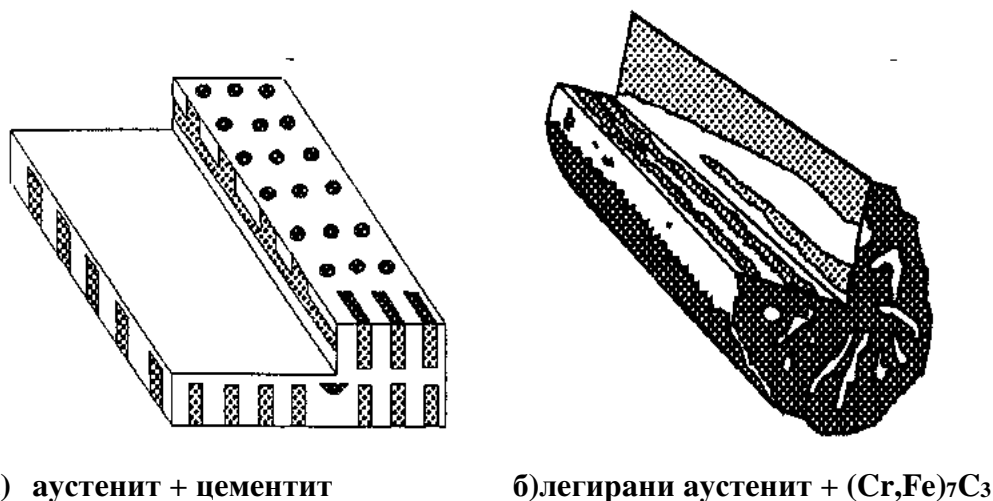
Ледебурит високохромних челика се по структури суштински разликује од оног који се јавља у систему Fe-Fe<sub>3</sub>C. Шематски приказ структуре ова два типа еутектикума дат је на слици 4.24. [27].

Шема показује да нелегирани ледебурит има тачкасту структуру, а легирани стубичасту, при чему је карбид (Cr,Fe)<sub>7</sub>C<sub>3</sub> излучен у облику снопа влакана. Затим, ледебурит система Fe-Fe<sub>3</sub>C се карактерише раванском симетријом, док еутектички стубић система Fe-Cr-C има осну симетрију. Код легираног еутектикума, аустенитна фаза има већу брзину раста тако да аустенит образује омотач око карбидних влакана, па

---

самим тим чине основу еутектичког микроконституента. Структура легираног ледебурита је заправо раздвојени еутектикум и он даје високолегираном хромном или хром-молибденском челику већу чврстоћу и жилавост у поређењу са нелегираним или нисколегираним ледебуритним материјалима као што је на пример нисколегирано, бело ливено гвожђе са 3% Ni и 1,5% Cr (*Ni-HARD*).

Садржај хрома у карбидној фази високолегираног Cr-Mo челика износи 40-50%, а запремина карбида у микроструктури приближно 25-35%. Структура ливеног челика, пре термичке обраде, састоји се од легираног еутектикма и аустенита или неког од производа његовог разлагања, обично перлита.



Слика 4.24. Шема структуре ледебурита

Код високолегираних мартензитних Cr-Mo челика, који садрже мање од 1,0% угљеника, ледебуритни микроконституент се у структури појављује у веома малом проценту. Важно је напоменути да изостанак присуства еутектикума у микроструктури, високолегираних Cr-Mo челика, омогућава њихову пластичну деформацију, односно отвара могућност да се ови челици обрађују ваљањем или ковањем.

Карбиди  $(Cr,Fe)_7C_3$  који се појављују у микроструктури високолегираних Cr-Mo челика имају тврдоћу 1500-1800 HV, па су отпорни на абразију чак и када дођу у додир са тврдим минералима као што је кварц (800-1000 HV). Због тога је неопходно да се у структури хабајућих тела формира довољна количина ове фазе и да она буде фино распоређена у еутектикуму.

---

Поред проеутектичких-примарних карбида у структури се појављују и секундарни карбиди, углавном типа  $(Cr,Fe)_{23}C_6$ . Таложење ове фазе из аустенитног зрна одвија се при спором хлађењу или накнадном жарењу у температурном интервалу 950-1030°C.

У почетку је таложење веома фино и врло густо, лоцирано дуж границе са еутектичким  $(Cr,Fe)_7C_3$  карбидима и по ивицама аустенитних зрна. Са продужењем времена изотермалног третирања карбиди се издвајају и унутар аустенитног зрна, дуж повољних кристалографских равни.

Процес таложења секундарних карбида смањује садржај хрома и угљеника у металној основи па ће се већи проценат аустенита трансформисати у мартензит. Тако појава секундарних карбида у структури има двојачко позитивно дејство: формира се тврда, фино диспергована фаза отпорна на деловање тврдих минерала (кварц и фелдспат), а са друге стране смањује се количина заосталог аустенита у металној основи. Оба ефекта доприносе повећању отпорности челика на хабање.

#### **4.5.2. Метална основа**

Као што је већ речено основни проблем у изради делова од високолегираних Cr-Mo челика отпорних на хабање је, да се поред високе тврдоће коју дају карбиди, истовремено обезбеди и добра жилавост. Дуго година је решење тражено у постизању жељене структуре металне основе. Сматра се да основа треба да буде мартензитна, без или са сасвим малом количином заосталог аустенита. Добијени мартензит се подвргава нискотемпературном опуштању при чему се добија кубни мартензит, који има нешто нижу тврдоћу, али знатно већу жилавост.

Појам *отпуштање* подразумева загревање челика који је претходном операцијом, каљењем, био преведен у мартензит до температура које не прелазе  $A_{c1}$  температуру. Важни параметри овог процеса су: температура отпуштања, време отпуштања и структура отпуштања, која је резултат деловања прва два фактора. Генерално се може рећи да при отпуштању челика долази до структурних промена које се због недостатка времена нису могле одиграти при каљењу, без обзира на начин којим је процес каљења изведен. Феномен отпуштања закаљеног челика повезан је са разлагањем мартензита као и разлагањем заосталог аустенита, ако је овај присутан у значајнијим количинама. Презасићени чврсти раствор угљеника у  $\alpha$  железу – мартензит, врло је непостојан, тако да његово разлагање започиње већ на собној температури, наравно малим интензитетом.

---

Структурне промене одвијају се у правцу трансформације мартензита у смесу ферита и карбида, при чему се овај преображај, са порастом температуре отпуштања, одвија све потпуније и све брже. Поред тога, отпуштањем се уклањају микронапрезања која су настала у процесу аустенитно-мартензитне трансформације и макронапрезања изазвана појавом температурног градијента по пресеку комада. Температурни градијент је последица веома брзог хлађења челика у процесу каљења.

При отпуштању каљеног челика уочавају се четири температурна интервала у којима долази до трансформација структуре. Први интервал простире се од 100 – 250°C, други од 250 – 300°C, трећи од 300 – 450°C, а четврти изнад 450°C [28].

У температурном интервалу од 100-250°C запажају се геометријске промене на узорку, односно долази до смањење дужине узорка, што се лако може утврдити дилатометријском анализом. Смањење димензија одговара првој трансформацији при отпуштању, односно преображају мартензита. Рендгенска анализа је показала да, при отпуштању на овим температурама, долази до смањења степена тетрагоналности мартензитне решетке, јер однос њених параметара,  $c/a$ , тежи јединици. Ово је последица издвајања угљеника из чврстог раствора у виду фино диспергованх, субмикроскопских честица карбида железа, састава  $Fe_x C$ , који задржава кохерентност са решетком мартензита и назива се  $\epsilon$ -карбид. Стога, ова прва трансформација при отпуштању челика може да се представи једначином:



а продукт ове трансформације носи назив отпуштени мартензит. Због кристалне решетке блиске кубној, јер  $c/a$  тежи јединици, овај мартензит се често назива и кубни мартензит. Кубни мартензит има незнатно нижу тврдоћу, али значајно повећану жилавост. У мањој мери смањује се и чврстоћа, а постиже се и делимична релаксација унутрашњих напона.

У неким случајевима када се жели постићи већа жилавост, уз неминовно опадање тврдоће, врши се отпуштање на 450°C, при чему се добија делимично или потпуно беинитна метална основа. Загревање до виших температура доводи до трансформације заосталог аустенита, што је праћено повећањем специфичне запремине челика. Као продукт разлагања заосталог аустенита појављује се фина смеша пресићеног  $\alpha$ -чврстог раствора и карбида железа, што се може представити једначином:



---

Према карактеру преображаја и природи насталих фаза разлагање заосталог аустенита је трансформација аналогна беинитном преображају подхлађеног аустенита. Стога добијену фину смешу пресићеног  $\alpha$ -чврстог раствора и карбида жезла називамо беинит отпуштања или само беинит. У основи беинит се дели на две подгрупе: тзв. горњи (игличасти) и доњи (перјаста) беинит. Као у случају мартензита и беинит због своје природе настанка, која укључује дифузионе и недифузионе процесе, није присутан на фазном дијаграму Fe-Fe<sub>3</sub>C [28].

Без обзира да ли је метална основа мартензитна, комбинована или беинитна она мора да буде у чврстој вези с карбидном фазом како би се спречило да зрна тврдих абразива одвоје и одстране карбиде са контактне хабајуће површине. Затим, пожељно је да кубни мартензит, који обично чини металну основу термички обрађених делова, буде отврднут дисперговањем секундарних карбида. На тај начин мартензит ће чинити чврсту и крту потпору карбида, тако да они преузму на себе терет абразивног хабања.

#### 4.5.3. Утицај осталих фактора

Остали фактори који имају утицај на отпорност челика на хабање су:

- корозивност радне средине;
- способност деформационог ојачавања челика;
- радна температура;
- експлоатациони услови итд.

У поглављу 3.1.3. које се односи на корозионо хабање, већ је било речи о деловању влаге и корозионих агенаса. Корозија је електрохемијски процес при коме се неки метал или легура нагриза и временом разара. Конкретно, када су хабајући делови изложени дејству корозионог агенса на хабајућој површини формирају се оксиди или хидроксиди метала. Ова једињења су релативно лабаво повезана са металном базом тако да чак и благо трљање или гребање помаже да се она уклоне са површине комада.

Појава корозивног хабања захтева присуство корозије и рђања челика који представљају суштинске елементе процеса корозионог хабања. На пример, на сувом ваздуху и собној температури, а нарочито на повишеним температурама, производ корозије метала биће оксид. У влажном ваздуху биће то хидрат овог оксида, односно хидроксид. Међутим, у случају неких метала, производ корозије може бити карбонат



---

који настаје реакцијом метала и  $\text{CO}_2$ , који се налази у атмосфери. У индустријском окружењу, дим и гасови могу произвести одговарајућа хемијска једињења, а хлориди или оксихлориди се често срећу. У близини морске обале такође могу да се формирају хлориди или оксихлориди челика.

У експлоатацији хабајућих тела најчешће се среће *pitting* корозија и интер-кристална корозија. Најснажније корозионо дејство јавља се код мокрог млевења сулфидних руда, где је радна средина изразито кисела. Велики садржај хрома чини челик кисело отпорним, тако да су у начелу високолегирани Cr-Mo челици заштићени од корозије. Она може да се појави у случају да су карбиди излучени као мрежа по границама мартензитне фазе. Овај вид интеркристалне корозије најбоље се уклања одговарајућом термичком обрадом која спречава формирање карбидне мреже.

Способност деформационог ојачавања челика има значајног утицаја на хабање. Дobar пример је хладна деформација површинских слојева хабајућих тела до које долази услед удара или катарактног режима млевења метала. Оваква хладна обрада повећава чврстоћу и тврдоћу хабајућег тела, а тиме појачава отпорност према хабању. Типичан пример код кога се може запазити овај феномен је аустенитни мангански челик, а слично се у мањој мери може приметити и код високолегираних Cr-Mo челика.

Остали фактори као што су температура, подмазивање, радни притисак и други односе се на хабање клизних и котрљајућих машинских склопова и нису предмет овог рада.

#### **4.6. МАТЕРИЈАЛИ ОТПОРНИ НА ХАБАЊЕ**

Делови и склопови који су изложени абразионом, корозионо-абразионом, заморном, сувом атхезионом или комбинованом хабању користе се у рударству, припреми минералних сировина, грађевинарству, папирној индустрији, металургији, енергетици итд. Асортиман ових делова чине:

- елементи млинова:
  - хабајућа тела (кугле и шипке),
  - обложне плоче,
  - преградне плоче,
- делови грађевинских и рударских машина:
  - зуби багера,

- 
- навлаке зуба,
  - радне греде скрепера и грејдера,
  - делови дробилица за камен, руду, угаљ и минерале:
    - чекићи,
    - ударне плоче,
    - радна тела *Simons* дробилица,
    - облоге млина,
    - сепарационе решетке,
  - остало:
    - агломерационе сипке,
    - сипке бункера за абразивне материјале (кварц, рудни концентрати),
    - лопатице уређаја за пескирање,
    - тела и импелери муљних пумпи,
    - екструдери преса за производњу опека,
    - калупи за брикетирање угља и челичне струготине,
    - срца скретница,
    - гусенице тенкова и транспортера,
    - елементи пнеуматског транспорта и разни други делови

Сви ови делови су у експлоатацији изложени снажном абразионом или комбинованом хабању. Тако на пример код мокрог млевења сулфидних руда хабајућа тела и плоче у млину су изложени корозионо-абразивном хабању, а код катарактног режима млевења и ударно-заморном хабању. У сличним условима раде делови муљних пумпи и екструдери преса за производњу цигли, блокова и црепа.

Ударна тела млинова, плоче чељусних дробилица и скретничка срца су у раду изложена комбинацији атхезионог и заморног хабања са појавом веома високих притисних напрезања и импулсних ударних оптерећења. Због тога материјали од којих се ови делови производе морају, поред тврдоће, да поседују и добру жилавост. У овом случају аустенитни 12% Mn челик се показао као одличан материјал, пре свега због познатог феномена да се трансформација аустенит–мартензит одиграва на радној температури под дејством високих локалних притисних напрезања [17].

Код делова изложених хабању када радни притисци нису велики, као што су агломерационе сипке, сепарационе решетке или сипке бункера и силоса за абразивне

---

материјале најбоље резултате даје примена високолегираних Cr-Mo челика и гвожђа, а доста добро се понашају и делови израђени од мартензитног 4% Ni и 2% Cr ливеног гвожђа (*Ni-HARD-a*).

Специфичан случај представљају екструдери преса за опекарске производе или калупи за брикетирање. Ови делови су у експлоатацији изложени сличним оптерећењима као алати за ливење под притиском, калупи за ковање или матрице за хладно вучење. Основна разлика је у томе што су екструдери изложени снажном абразивном дејству честица корунда, кварца и других минерала што у преради метала није случај. Слична ситуација се дешава код брикетирања где абразију врше честице металне струготине или других материјала који се брикетирају. То значи да код алата за прераду метала (ливење, ковање или хладно вучење) у процесу рада преовлађује адхезионо хабање, а у случају прераде неметала или струготине метала абразионо хабање. Дејство овог другог је агресивније и захтева отпорне материјале [17].

Испитивања отпорности на абразивно хабање различитих материјала се често врше у циљу добијања хабајућих делова оптималног квалитета. Једно од врло интересантних истраживања обављена су 2015. године на канадском универзитету Британска Колумбија (*University of British Columbia*), поштујући процедуру за тестирање коју је установио Национални савет за истраживања Канаде (*National Research Council of Canada*) Њихов извештај о обављеном тестирању разјаснио је многе дотадашње дилеме о материјалима отпорним на хабање. Испитивање је изведено у оквиру *Програма за смањење хабања материјала у рударству и индустрији* и имало је пуну потпору многих међународно признатих произвођача рударске, грађевинске и сродне опреме.

Узорке својих производа, делова отпорних на хабање, на независно, стручно испитивање доставиле су следеће тржишно афирмисане компаније:

- *SSAB Hardox* (антиабразивни лимови тврдоће 400, 450, 500 и 600 HB);
- *SRW*;
- *Wilkinson*;
- *DART* (производи *DOMITE* и *Rubbadox*)

У табели I.4. дат је попис свих испитиваних материјала, њихови хемијски састави и тврдоћа. Важно је напоменути да се од свих реномираних произвођача материјала

отпорних на хабање тражило да испоруче најбоље материјале, и да је испитивање извршено уз сугласност свих наведених компанија.

Испитивање отпорности на абразију вршено је по стандарду ASTM G81. За сваки материјал израчунат је фактор трошења  $F$  по формули:

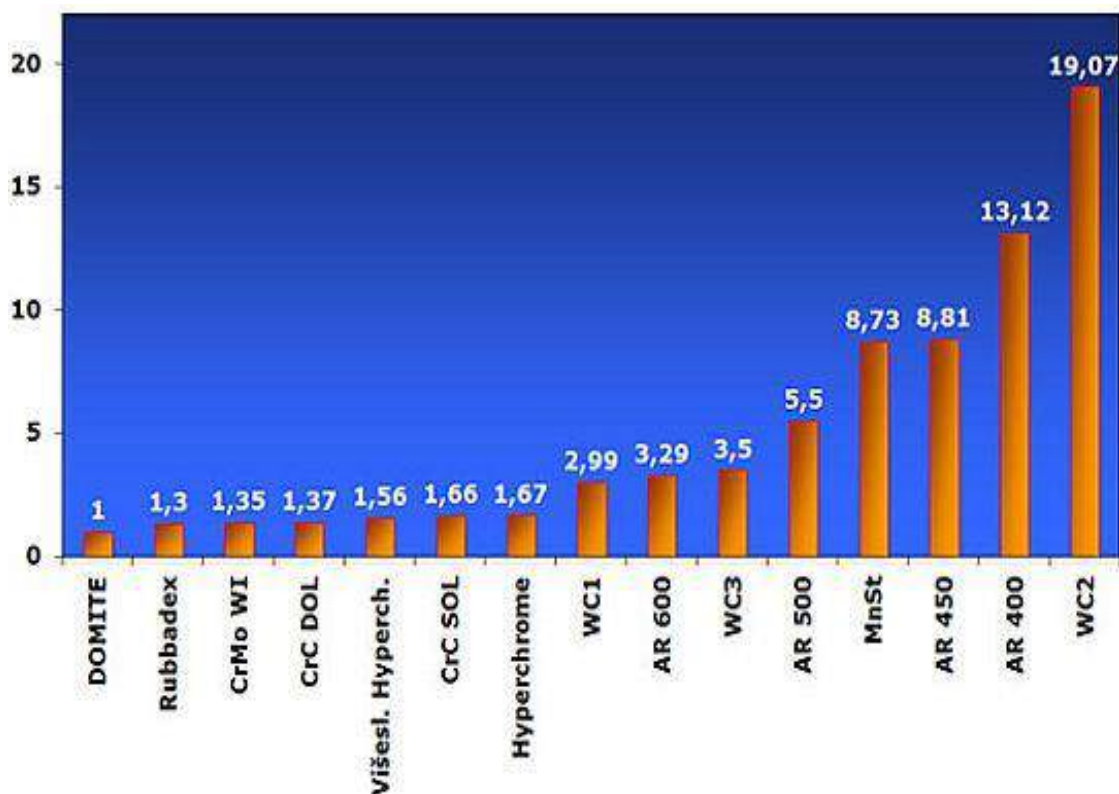
$$F = \frac{1}{2} \left( \frac{X_s}{R_s} + \frac{X_m}{R_m} \right) \quad (4.4.)$$

где је:  $X_s$  - волумен потрошеног материјала у случају када је узорак статичан,  
 $X_m$  - волумен потрошеног материјала у случају када је узорак помичан,  
 $R_s$  - волумен потрошеног материјала у случају кад је узорак статичан,  
 $R_m$  - волумен потрошеног материјала у случају кад је узорак помичан.

**Табела I.4. Попис и карактеристике тестираних антифрикционих материјала**

Врста материјала	Ознака произвођача	Тврдоћа (HV)	Опис
Ваљани челик	Q&T 100	240	EN 10149-2 S700MC
Ваљани антиабразиони челик	AR 400	384	Челик 50Mn7 Каљен и отпуштен на називну тврдоћу
	AR 450	390	
	AR 500	462	
	AR 600	552	
Мангански аустенитни челик	MnSt	205	X120Mn12
Бели лив	<i>Hyperchrome</i>	730	Надеутектичко високолегирано хромно бело гвожђе
Композит челик-бели лив	<i>DOMITE</i>	755	Бели лив на подлози од челика
	Вишеслојни <i>Hyperchrome</i>	640	Композит високолегирано хромно бело гвожђе – челик
Бели лив са гумом	<i>Rubbadox</i>	750	Бели лив на подлози од гуме и челика
Тврдо наварени слој CrC <sub>3</sub> на челику	CrC SOL	564	Слој CrC <sub>3</sub> карбида дебљине 6,4 мм угљеничном челику
Плазмом наварени волфрам карбид у матрици од никла	WC1	478	Слој уситњеног WC карбида дебљине 4 мм у матрици од никла тврдоће 50HRC
	WC2	397	Слој монолитног WC карбида дебљине 4 мм у матрици од никла тврдоће 30HRC
	WC3	491	Слој монолитног WC карбида дебљине 4 мм у матрици од никла тврдоће 50HRC

Резултати обављених испитивања приказани су на слици 4.25.



Слика 4.25. Трајност свих материјала из табеле I.4.

Испитивања су показала да композитни материјали, *DOMITE* и *Rubbadex*, показују најмање хабање односно, да ови материјали трају најдуже у тешким условима континуираног трошења и абразивног хабања. На слици је приказана трајност свих наведених материјала, а као референтна вредност је узета трајност материјала *DOMITE*, биметалног композита тврдоће око 770 HRB или 63 HRC).

Дијаграм на слици 4.25. показује, на пример, да материјал *DOMITE* траје преко 13. пута дуже од антиабразивних лимова типа *HARDOX 400*, односно скоро девет пута дуже од аустенитних манганских одливака типа X120Mn12

Аутори, Fairhurst W. и Rohrig K. наводе податке о понашању различитих легура при абразионом хабању, који су приказани графички на слици 4.25. [44]. График представља резултате испитивања која су вршена дробљењем речног шљунка у малој чељусној дробилици при чему су плоче дробилице биле израђене од тестираних легура. Најбољи резултати добијени су са материјалима који имају мартензитну металну основу и то група 4. код нисколегираних челика и групе 5. и 11. код високолегираних материјала [27]. Интересантно је направити упоређење материјала из групе 5. и групе 6. са слике 4.26.

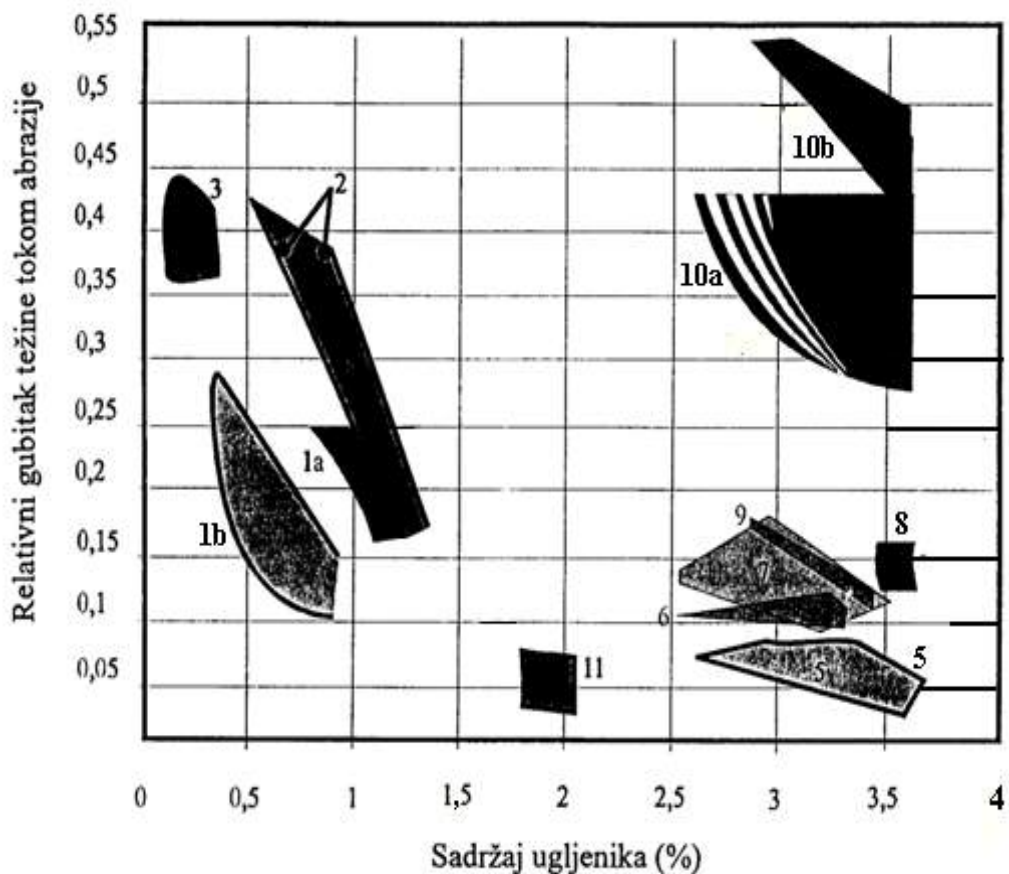
---

Ради се заправо о истим или сличним материјалима, при чему су легуре из групе 6. испитиване у ливеном стању, а из групе 5. после одговарајуће термичке обраде. Примењени термички третман, каљење и нискотемпературно отпуштање на кубни мартензит, омогућава да се добије мартензитна структура металне основе која је тврда, довољно жилава и веома отпорна на хабање. Неки технолошки поступци као што је ливење у водом хлађене кокиле омогућава да се мартензитна структура основе добије већ у току хлађења одливака у калупу.

Обзиром да се ради о легурама са малом критичном брзином хлађења, а да се у кокилама одливак брзо хлади, трансформација аустенита одвија се углавном у мартензитној области. Тако би се могло закључити да је кокилна технологија оптимални поступак израде одливака од високолегираних Cr-Mo челика или гвожђа и у технолошком и у економском смислу.

Процес је брз, прилагођен високосеријској производњи, јефтинији од ливења у песку и не захтева термичку обраду одливака. Али када је у питању квалитет, а посебно отпорност на хабање ствари стоје другачије.

Груба дендритна структура која се формира при очвршћавању одливака имаће малу чврстоћу и жилавост, у мартензиту металне основе појавиће се доста заосталог аустенита, а одливак ће бити нехомоген са израженом дендритном сегрегацијом. Самим тим и отпорност на хабање биће и 50% нижа што се види из дијаграма на слици 4.26. Штавише, одливци ливени у песку се често подвргавају нормализацији пре термичке обраде побољшањем, што има за циљ да се структура хомогенизује у погледу сегрегација, уклоне дендрити и добије најповољнија полазна основа за каљење. То значи да се кокилном технологијом добијају релативно добри и јефтини делови, али ако се као критеријум квалитета употреби однос цене хабајућих тела по тони самлевеног материјала предност је на страни термички обрађених и у песку ливених делова.



**Групе:**

1. Аустенитни 12% Mn челик
- 1a. Мангански челик 6% Mn, 1% Mo
2. Челични лив перлитне структуре
3. Побољшани ковани челик
4. Побољшани Cr-Mo челик
5. Мартензитно 15% ливено гвожђе
6. 2-20% Cr-Mo ливено гвожђе
7. Каљено 26% Cr ливено гвожђе
8. Ливено гвожђе 6% Ni, 9% Cr
9. Мартензитно ливено гвожђе 4% Ni, 2% Cr (*Ni-HARD*)
- 10a. Перлитно ливено гвожђе са 15% Cr
- 10b. Перлитно ливено гвожђе ливено у кокили
11. Челични лив 2% C, 15% Cr, 2% Mo, каљено и отпуштено стање

**Слика 4.26. Релативни губитак масе различитих легура железа при абразивном хабању**

Из дијаграма са слике 4.26. се такође види да легуре са перлитном структуром имају малу отпорност на хабање и да садржај угљеника односно присуство легирајућих елемената само по себи нема утицаја на хабање. На пример, хром ће утицати на побољшање отпорности на хабање стварањем легираних карбида  $Cr_7C_3$  или



побољшањем прокаљивости легуре. Ако је структура хромног челика перлитна и ако се легирани карбиди не формирају, отпорност на хабање ће изостати. Перлитну структуру имају легуре из група 2.10а и 10б.

У табели I.5. дат је упоредни преглед отпорности на хабање млинских кугли израђених од различитих легура железа при мљењу хематита, цементног клинкера и руде са високим садржајем SiO<sub>2</sub> [17, 61]. Отпорност на хабање дата је у односу на угљенични челик са 0,8% C, мартензитне структуре који има индекс 100.

**Табела I.5. Отпорност на хабање млинских кугли**

Материјал кугле	Релативна отпорност на хабање (%)		
	Руда са високим садржајем SiO <sub>2</sub>	Хематитна руда	Цементни клинкер
Синтеровани WC	22	/	/
Мартензитно гвожђе (2,8% C, 15% Cr, 3% Mo)	78-82	55	20
Мартензитни челик (2% C, 12% Cr, 1% Mo)	90-100	55	20
Мартензитни челик (2% C, 15% Cr, 3% Mo)	70-80	50	16
Мартензитни Ni-Hard (3% C, 4% Ni, 2% Cr)	105	/	/
Мартензитни угљенични челик (0,8% C)	100	100	100
Перлитни угљенични челик (0,8% C)	115-118	147	200
Перлитно бело гвожђе (2,8% C)	136-176	154	/



Преглед уобичајених легура жезла које се користе за израду хабајућих тела у условима абразивног, корозионо-абразивног и ударно-заморног хабања дат је у табели I.6.[ 23,25].

У табели су наведени типични представници појединих група материјала који се користе за израду хабајућих делова. Ових легура има много више, а стално се ради на пројектовању нових материјала. Примера ради у производном програму ливнице челика железаре *Равне* – Словенија налази се 33. различита квалитета челика и ливених гвожђа отпорних на хабање.

**Табела I.6. Легуре жезла отпорне на хабање**

EN ознака	Хемијски састав (%)						Својства после термичке обраде	
	C	Cr	Mo	Ni	V	Mn	Структура	Тврдоћа (HRC)
G-X200CrMo15 1	2,0	15,0	1,0	/	/	/	Мартензит + карбиди	60-63
G-X200CrMo15 3	2,0	15,0	2,80	/	0,1	/	Мартензит + карбиди	61-64
G-X300CrMo15 3	3,0	15,0	2,80	/	/	/	Мартензит + карбиди	62-65
G-X300CrMo20 2	3,0	20,0	2,0	/	/	/	Мартензит + карбиди	63-67
G-X275NiCr4 2	2,75	2,0	/	4,2	/	/	Мартензит + трустит	50-58
50Mn7	0,5	/	/	/	/	2,0	Мартензит	52-61
G-X120Mn12	1,2	/	/	/	/	12,0	Аустенит	200-300 HB
100Cr6	1,0	0,30	0,10	/	/	0,80	Мартензит + карбиди	57-64
50CrMo4	0,75	1,55	0,40	/	/	/	Мартензит + карбиди	56-61
G-X165CrMoV 12	1,65	11,5	0,60	/	0,1	/	Мартензит + карбиди	58-63
G-X155CrVMo12 1	1,55	11,5	0,70	/	1,00	/	Мартензит + карбиди	57-63

#### 4.6.1. Легуре железа odporne на хабање

За израду конструкционих делова који су изложени абразионом, корозионо-абразионом или ударно-заморном хабању, данас се користи више десетина различитих легура железа које се могу специфирати у седам група:

1. Ковани и ваљани челици odporни на хабање;
2. Аустенитни мангански челици;
3. Мартензитна Ni/Cr ливена гвожђа (*Ni/HARD*);
4. Високолегирани Cr/Mo челици и ливена гвожђа;
5. Композитни материјали на бази *Cast-in-Carbide*;
6. Остали материјали на бази железа

Прву групу материјала чине челици odporни на хабање од којих се конструкциони делови израђују поступком ковања или ваљања. Типичан пример ових делова су млинске кугле и шипке (*cylpeps*). Уобичајени материјали за њихову израду су нисколегирани мангански или хромни челици. Хемијски састав најчешће коришћених легура дат је у табели I.7. а тврдоћа по попречном пресеку у табели I.8. Ознака *ARMCO* односи се на легуру коју за ваљање млинских кугли користи позната фирма *ARMCO SpA. – Cividale del Friuli*, Италија [17].

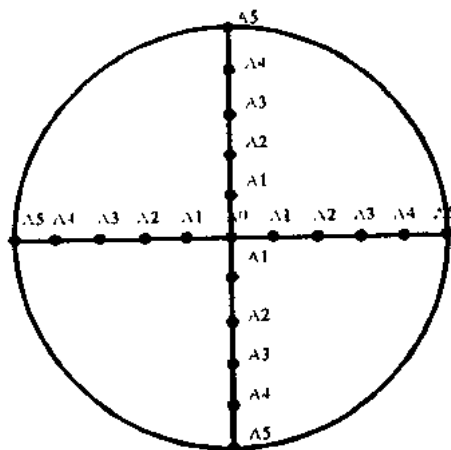
Табела I.7. Хемијски састав материјала

Ознака челика	Садржај легирајућег елемента (%)						
	C	Si	Mn	Cr	Mo	P	S
50Mn7	0,50	0,35	2,0	—	—	0,025	0,02
100Cr6	1,00	0,30	0,35	1,50	—	0,025	0,02
<i>ARMCO</i>	0,80	0,35	0,80	0,30	0,10	0,025	0,02

Кугле израђене од ових челика користе се за мљење руда, угља, шамота, цементног клинкера и осталих сировина у рударству и индустрији неметала. У условима сувог мљења меких и средње тврдих минерала, а ови материјали су се одлично показали, поготову када се као критеријум квалитета користи цена потрошених кугли по тони самлевоног материјала. Слаба страна ових материјала је мала odporност на корозију у киселој средини или на абразивно дејство тврде кварцне јаловине.

Табела I.8. Тврдоћа по попречном пресеку кугле Ø50 мм

Ознака челика	Место мерења						Просечна тврдоћа
	A0	A1	A2	A3	A4	A5	
50Mn7	58	58	58	59,5	59,5	61	59 HRC
100Cr6	57	58	61	63	63	64	61 HRC
ARMCO	56	57	60	61,5	61,5	62	60 HRC



#### Мерна места тврдоће на кугли пречника 50 mm

Друга група, аустенитни мангански челици су најстарији, али још увек широко примењивани материјали за израду хабајућих тела. Садрже 1,1–1,4% С и 11–14% Мн. Уз равнотежне услове хлађења њихова структура била би надеутектоидна, карбидно-перлитна, уз уобичајене услове после ливења структура је мартензитна, а када се закале у води са довољно високе температуре на којој се потпуно раствори карбид, задржава се аустенит. Ова врста челика се редовно користи закаљена (гашена) са хомогеном аустенитном структуром. Механичка својства овог челика карактеристична су за аустенитну структуру и дата су у табели I.9.

За овај материјал је карактеристично да се деформацијом ствара мартензит уздуж клизних равни, чиме се практично обуставља издужење. Тако се пробна епрувета једнолико издужује по целој својој дужини и готово нема сужавања по пресеку.

**Табела I.9. Механичка својства 12% Mn челика**

Својство челика	Јединица мере	Измерена вредност
Затезна чврстоћа	N/mm <sup>2</sup>	1100
Граница 0,2%	N/mm <sup>2</sup>	390
Издужење	%	45
Контракција пресека	%	1-3
Тврдоћа	НВ	230

Пошто се мартензит формира хладном деформацијом, то се при хабању на напрегнутим местима образује танак слој тврде мартензитне структуре и тиме повећава отпорност површинског слоја. Има мишљења да се отврдњавање дешава због блокирања дислокација, али је крајњи макро ефекат исти, повећана тврдоћа и добра отпорност на различите врсте хабања. Ова карактеристична особина представља основу за практичну употребу овог челика, а из истих разлога се ова легура тешко обрађује резањем и углавном користи као одливак обрађен брушењем.

Комбинација велике жилавости аустенита и тврдоће изазване формирањем мартензитне структуре у површинским слојевима чини овај челик погодним за израду делова отпорних на ударно-заморно хабање па се од њега израђују плоче чељусних дробилица, железничке скретнице и гусенице тенкова и транспортера.

Трећа група, мартензитна Ni-Cr ливена гвожђа, *Ni-HARD* легуре, су ливени материјали отпорни на хабање који су се у комерцијалној примени појавили крајем четрдесетих и почетком педесетих година овог века. Ова фамилија легура садржи обично 3-5% Ni и 1,5-2,5% Cr, док се садржај угљеника креће у распону 2,5-3,3%. Ради побољшања структуре металне основе и добијања ситно диспергованих специјалних карбида у структури, овим легурама се додаје до 1% Mo. Хемијски састав и тврдоћа *Ni-HARD* гвожђа дати су у табели I.10.

**Табела I.10. Хемијски састав и тврдоћа *Ni-HARD* ливених гвожђа**

Врста материјала	Хемијски састав (%)						Тврдоћа (HRC)
	C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	
Мартензитно Ni-Cr гвожђе ( <i>Ni-HARD</i> )	2,2-3,3	0,3-0,8	0,3-0,8	1,5-2,5	3,0-5,0	0,0-1,0	50-58

---

Структура металне основе је мартензитна и може се добити не само термичком обрадом него и ливењем гвожђа у водом хлађене металне калупе. Технологија кокилног лива је јефтин производни поступак, али захтева високу радну и процесну дисциплину и строго придржавање прописаних параметара, хемијског састава, температуре лива, температуре кокиле, врсте премаза итд.

Када су се појавили у примени, *Ni-HARD* материјали су представљали значајну новину и до појаве високолегираних Cr-Mo легура широко су се користили у рударству, металургији и индустрији грађевинских материјала.

Четврта група, високолегирани Cr-Mo челици и ливена гвожђа су уобичајене легуре железа које се користе за израду хабајућих тела. Стандардним високолегираним Cr-Mo челицима сматрамо легуре следећег хемијског састава:

Угљеник	1,0 - 2,17 мас. %
Хром:	10,0 – 25,0 мас. %
Молибден:	0,3 – 3,0% мас. %

Овим челицима се ради уситњавања зрна и добијања fine структуре металне основе понекад додаје ванадијум у количини до 1%, а код делова који ће у експлоатацији бити изложени повишеним температурама волфрам 1-2%. У каталозима појединих произвођача и неким литерурним изворима [14], високолегирани Cr-Mo челици обухватају и легуре са садржајем угљеника до 3%. Пошто су по дефиницији, челици легуре које садрже највише 2,17% C (апсциса тачке E у фазном дијаграму Fe-Fe<sub>3</sub>C), материјали са вишим садржајем угљеника представљају легирана ливена гвожђа. При томе треба нагласити да је тачка E код Cr-Mo челика померена према знатно нижим садржајима угљеника тако да се очвршћавање ових легура одвија по механизму карактеристичном за ливена гвожђа са појавом ледебуритног еутектикума у микроструктури. Садржај еутектикума расте са повећањем садржаја угљеника. Зато се ови челици понекад називају ледебуритни челици. Фазне промене које се одигравају при очвршћавању и хлађењу ових челика детаљно су описане у поглављу 4.5.1.

Основне карактеристике високолегираних Cr-Mo челика су висока тврдоћа и релативно добра жилавост што га чини одличним материјалом за израду хабајућих делова. Основна механичка својства ових челика дата су у табели I.11.

**Табела I.11. Механичка својства високолегираних Cr-Мо челика после термичке обраде**

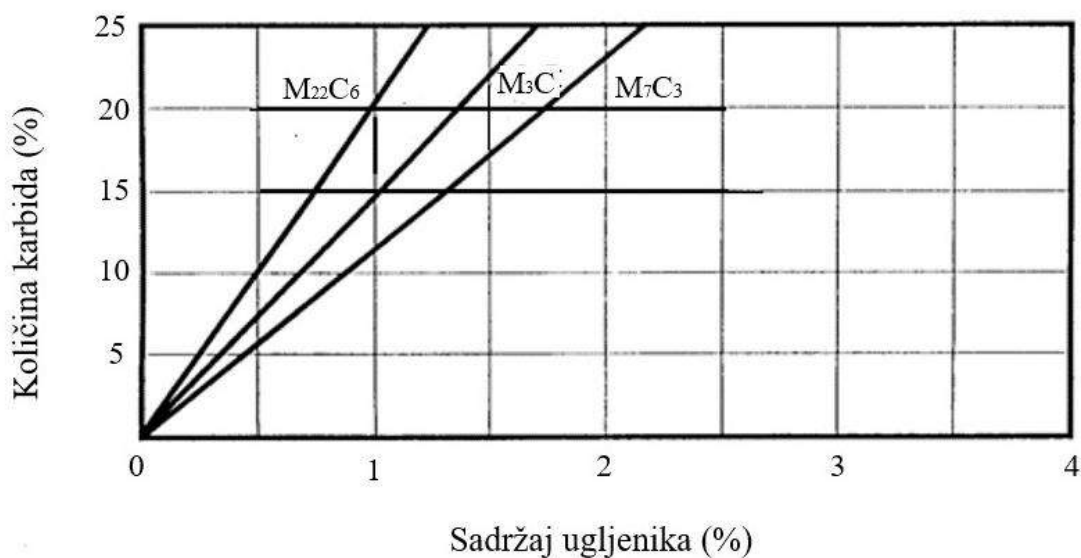
Својство челика	Јединица мере	Измерена вредност
Затезна чврстоћа	N/mm <sup>2</sup>	600-1000
Савојна чврстоћа	N/mm <sup>2</sup>	2300-2400
Притисна чврстоћа	N/mm <sup>2</sup>	2000-2200
Жилавост	J/cm <sup>2</sup>	1,5-2,5
Тврдоћа	HRC	62-66

Међутим, оцена отпорности на хабање је веома сложен проблем. Док су тврдоћа и жилавост лако мерљиве карактеристике, отпорност према хабању зависи од система хабања, карактеристика абразивног средства и других услова тако да је лабораторијским испитивањем могуће добити само прогнозу издржљивости хабајућих делова у експлоатационим условима.

Пошто су утицај хемијског састава, присутних карбида и структуре металне основе на отпорност према хабању детаљно размотрени у поглављима 4.4. и 4.5. овде ћемо се осврнути само на два карактеристична феномена и то:

- утицај садржаја угљеника на количину карбида и
- промену тврдоће површине хабајућих тела у току експлоатације.

Већ је речено да се са повећањем количине угљеника у високолегираним Cr-Мо легурама железа повећава и проценат карбида. Ова зависност је приказана на слици 4.27. Са слике се види да већ при садржају угљеника од 2% количина карбида  $M_7C_3$ , односно  $(Cr,Fe)_7C_3$ , који има највећу тврдоћу, износи преко 20%. Тај проценат је сасвим довољан да се хабајућа тела супротставе абразивном дејству кварца, а даље повећање садржаја угљеника утиче на смањење жилавости легуре. То је један од разлога да се високолегирани Cr-Мо челици при абразивном хабању боље понашају од коресподентних легираних белих гвожђа.



**Слика 4.27. Зависност количине карбида од садржаја угљеника у високолегираном Cr-Mo челику**

Феномен повећања тврдоће хабајућих тела израђених од Cr-Mo челика има утицаја на отпорност према хабању. Ове легуре, после каљења и отпуштања садрже у структури део заосталог аустенита који при хабању прелази у мартензит и на тај начин повећава тврдоћу. Тврдоћа мартензита, у зависности од састава и термичке обраде износи 50-65 HRC. При хабању долази до стварања тзв. мартензита хабања који има тврдоћу до 67 HRC [15]. До овог повећања тврдоће долази због пластичне деформације површинског слоја. Запажено је такође да се у деформисаном слоју појављује текстура која је последица експлоатационих услова, тј. усмерених деформационих напрезања [17].

Мартензитни високолегирани Cr-Mo челик показује добру отпорност на удар и замор. Испитивања [16] изведена слободним падом кугли са висине 6200 мм на плочу (наковањ), која су се понављала до пуцања односно лома кугли  $\varnothing 75$ мм показала су следеће резултате:

- коване кугле HB 535 50000 падова
- кугле од високолегираног Cr-Mo челика 10000 падова
- кугле од белог гвожђа 4%Ni, 2%Cr (*Ni-HARD*) 3070 падова

Слични резултати добијени су код испитивања издржљивости делова муљних пумпи у рударству и екстрактивној металургији које су поред абразивног муља биле изложене и дејству корозионе киселе средине. У конкретном случају пумпе израђене од

---

високолегираних Cr-Мо челика са 20% Cr и 1% Мо имале су неколико пута дужи век трајања од свих до тада коришћених материјала.

Испитивања у Институту за металургију *SARTID A.D.* такође су показала да би се заменом 12% Mn челика са високолегираним Cr-Мо челицима код израде делова силоса и транспортних система у погону агломеризације, век трајања продужио неколико пута [19].

Уколико су хабајући делови изложени дејству ударних оптерећења треба смањити садржај угљеника и тиме повећати жилавост. Други, ефикаснији начин је повећање садржаја хрома, односно неког другог карбидотворног елемента, молибдена или ванадијума. Тиме се врши прерасподела угљеника у структури тако што се образује већа количина карбида, а смањује садржај угљеника у металној основи. Последица тога је повећана жилавост, па на пример челик са 15% Cr и 2,1% C има ударну жилавост сличну као угљенични челик са мартензитном структуром и садржајем угљеника од 0,6% [19].

Високолегирани Cr-Мо челици представљају изузетно добре материјале када је у питању хабање, посебно у условима абразивног хабања или када је оно комбиновано са ударним оптерећењима. Због своје релативно добре жилавости могу у одређеним случајевима, не само да замене 12% Mn челике, већ и да их неколико пута надмаше. У односу на високолегирана Cr-Мо бела гвожђа имају нешто нижу тврдоћу, али су им све друге особине од значаја за хабање боље.

Пета група материјала – композити на бази различитих карбида развијени су у неколико последњих деценија. Композити типа *Cast-in-Carbide* представља нову генерацију материјала коју је прва лансирала шведска компанија *SANDVIK A.B.* Ови материјали представљају двослојне композите који се састоје од основног материјала, најчешће челика или нодуларног лива и површинске зоне у којој су у основну масу уливане грануле или плочице карбида димензија 1 до 5 mm. Тврдоћа конструкционих делова стога има две вредности, тврдоћу језгра од нодуларног лива која износи 200-400 HV и тврдоћу површинског карбидног слоја од 900-1500 HV. Отпорност на хабање ових материјала је веома велика, јер је остварена оптимална комбинација тврдоће и жилавости. Посебно су се добро показали у изради зуба за багере, ударних тела у млиновима, лопатица уређаја за пескирање и сличних делова. Пример примене ових материјала дат је на сликама 4.28.a. и 4.28.b.



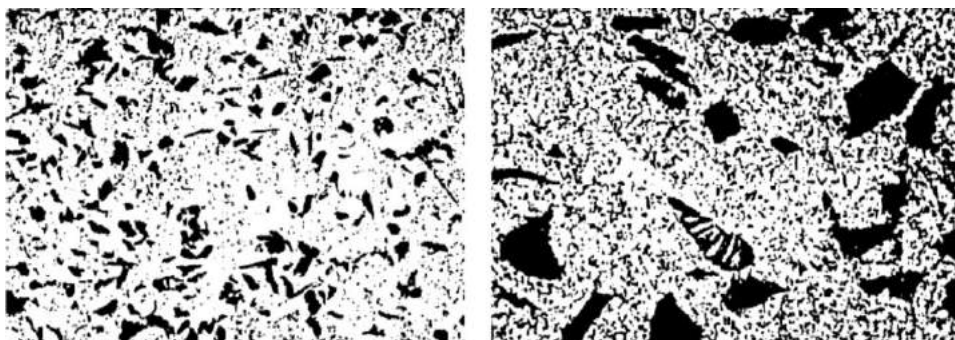


---

импрегнирана тврдим карбидима. Ови материјали представљају метал-матричне композите (ММК) који се састоје од угљеничног или нисколегираног челика као металне матрице у коју су као ојачивач, уливене грануле карбида различитих димензија.

Најчешће се као ојачивач у композиту користе грануле силицијум карбида, SiC [26]. Оптимални садржај и распоред SiC у челику комбинује високу тврдоћу и отпорност на хабање површине одливка, која је богата на садржају SiC, са високом чврстоћом и жилавошћу металне основе. Одлучујући фактори који омогућавају да се добије део са површином која се успешно супротставља хабању су: количина, величина, облик и расподела SiC агрегата у композиту. Према [26] изузетно је важно да се SiC честице, чија је густина значајно нижа од челика, концентришу у горњим деловима одливка и формирају композитну структуру. Горњи делови одливка у којима је концентрација SiC агрегата висока, имају екстремну тврдоћу, а доњи делови имају високу чврстоћу и одличну жилавост. Ова својства, екстремна тврдоћа у комбинацији са високом жилавошћу, гарантују изузетну отпорност на хабање *Cast-in-Carbide* композитних одливака на бази челик-SiC. Испитивање тврдоће ових композита указало је на врло високу концентрацију карбида у површинском слоју једног броја узорака која је достигала и 800 HV. Висока тврдоћа запажена је само на узорцима код којих је карбидна фаза постављана у калуп, јер је струја течног метала носила најкрупнија зрна која су се, због мале густине концентрисала на горњој површини. Зрна SiC била су практично утопљена у металној матрици, а дубина отврднутог слоја кретала се од 3.5 до 8 mm. Пожељна структура треба да има отврднути слој код кога ће концентрација SiC фазе опадати постепено, тако да се на нападној површини одливака појави ”кора“ дебљине сса. 10 mm која ће имати тврдоћу у распону од 800 до 550 HV [26].

На слици 4.29. приказана је микроструктура расподеле карбидне фазе на ненагриженом узорку на растојању 5mm испод горње површине узорка.



**Слика 4.29. Карбидна фазе у челику St 50-2 са 5% SiC, полазне гранулације 0,6 mm**

Ради упоређења у табели I.12. која је преузета из материјала шведске компаније *SANDVIK A.B.* дат је преглед отпорности на хабање одливака израђених од различитих легура железа који су били изложени абразивном хабању. Релативна отпорност на хабање дата је у односу на угљенични челик са 0,8% С, мартензитне структуре који има индекс 100. Из табеле се види да најбољу отпорност на абразионо хабање имају високолегирани Cr-Mo челици и метал-матрични, ММК одливци са челичном матрицом и SiC гранулатом као ојачивачем. ММК одливци израђени техником *Cast-in-Carbide*, показали су практично два пута већу отпорност на абразионо хабање од еутектоидног угљеничног челика мартензитне структуре [31].

Додатком SiC ојачивача у течни челик и формирањем композита са челиком као матрицом могуће је добити материјал са сасвим другачијим, побољшаним својствима и са отврднутим површинским слојем. Отврднути површински слој и метална основа са добром жилавошћу омогућавају да се овакав композит примени за израду одливака са високом отпорношћу на абразионо, корозионо-абразионо хабање, па чак и ударно заморно хабање. ММК одливци на бази челик-SiC не захтевају сложену термичку обраду, Довољно је извршити нормализационо жарење којим се побољшавају својства матрице, а јасно је да једноставна термичка обрада снижава цену коштања финалног производа [26].

**Табела I.12. Релативна отпорност на хабање зуба за багере**

Редни број	Ознака легуре	Стање	Релативна отпорност на хабање (%)
1.	X120Mn12	Гашено	130 – 140
2.	50Mn7	Побољшано	120
3.	Ni HARD	Без ТО	105
4.	G-X200CrMo15-3	Побољшано на кубни мартензит	78 – 82
5.	G-X200CrMoV12	Побољшано на кубни мартензит	60 – 70
6.	Челик-SiC <i>Cast-in-Carbide</i>	Нормализовано	50 – 60

#### **4.6.2. Техноекономски аспекти избора материјала отпорних на хабање**

Један од основних параметара релевантан за избор материјала од којег ће се производити хабајућа тела је цена потрошеног материјала по јединици производа

---

млевења или часу експлоатације. Наиме, неки материјал може бити слабији у погледу отпорности на хабање, али и знатно јефтинији од другог бољег. Дobar пример за ово поређење су лопатике турбина на машинама за чишћење површина сачмарем. Већ је речено да је Cr-Mo челик изузетно добар материјал за израду ових делова. Али је њихова набавна цена релативно висока, па ливнице ливеног гвожђа лопатике саме производе од перлитног или нисколегираног сивог лива. Ови делови ће се хапати четири пута брже, али ће бити исто толико па и више пута јефтинији. Ситуација је другачија тамо где су хабајућа тела део процесног система и где се ради замене делова мора зауставити неки од уређаја или цела технолошка линија. На пример, када се мењају хабајући делови у агломерацијама високих или шахтних пећи, цео систем мора да се заустави. У том случају поред цене делова који се замењују у калкулацију треба унети и цену радне снаге на одржавању односно губитке који произилазе из застоја погона.

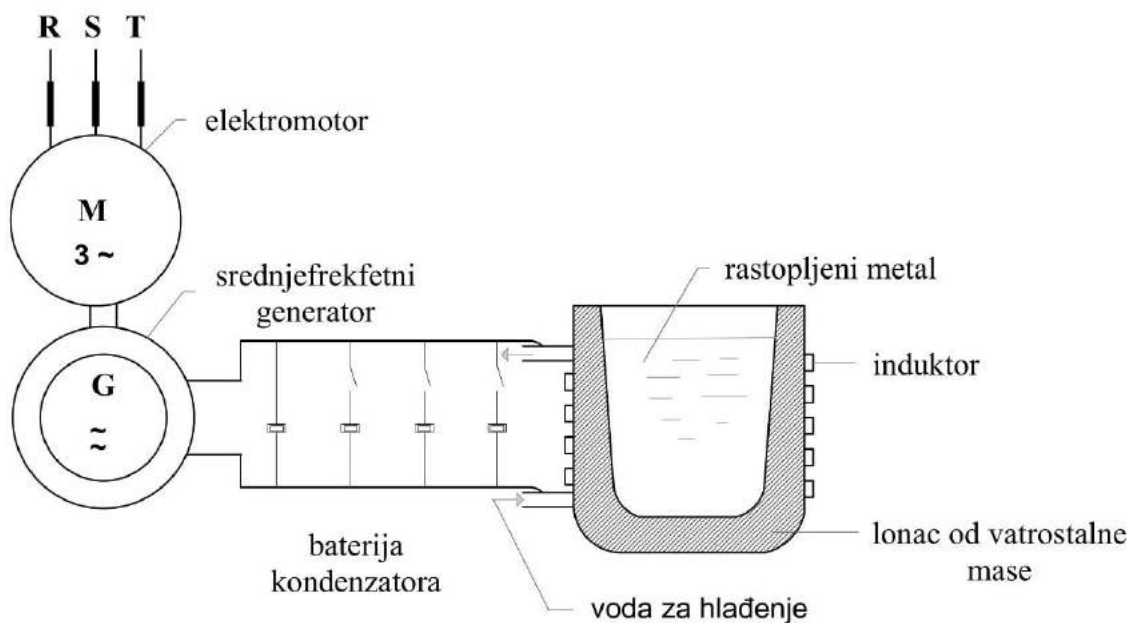
У одређеним случајевима лом услед недовољне жилавости хабајућег тела може да изазове хаварију целог агрегата па чак да доведе у питање безбедност радника. Ротациони млинови чекићари захтевају да чекићи који ударима дробе материјал имају добру чврстоћу, жилавост и динамичку чврстоћу. Лом чекића не само што изазива застој ради замене, већ може тешко да оштети млин и изазове хаварију целог система. У тим случајевима, без обзира на цену, изабраће се квалитетан материјал који осим малог хабања гарантује и потпуну безбедност.

Велики индустријски системи понекад су склони да праве компромисе када је у питању избор хабајућег тела. У флотацијама *РТБ Групе* - Бор најбоље показале млинске кугле од Cr-Mo челика произвођача *Magotteaux*- Белгија. Њихово просечно хабање износило је 125 g/t самлевене руде, а набавна цена сса 3,0 €/kg. Алтернативно су се користиле и кугле произвођача *ARMCO*- Италија, а у једном периоду времена и нискохромне кугле произвођача *ИК Гуча*. Потрошња кугли произвођача *ИК Гуча* износила је просечно 600 g/t руде, а њихова цена била је сса 1,5 €/kg. Рачун показује да је примена *Magotteaux* кугли 37% економичнија и поред два пута више цене. Као резиме се може рећи да код избора материјала за израду делова отпорних на хабање први критеријум је економичност, али притом кугле морају да задовољавају све техничке захтеве, захтеве безбедности на раду и сигурности у снабдевању.

## 5. ЛИВЕЊЕ, КОВАЊЕ И ТЕРМИЧКА ОБРАДА Cr-Mo ЧЕЛИКА

### 5.1. ЛИВЕЊЕ ВИСОКОЛЕГИРАНИХ Cr-Mo ЧЕЛИКА

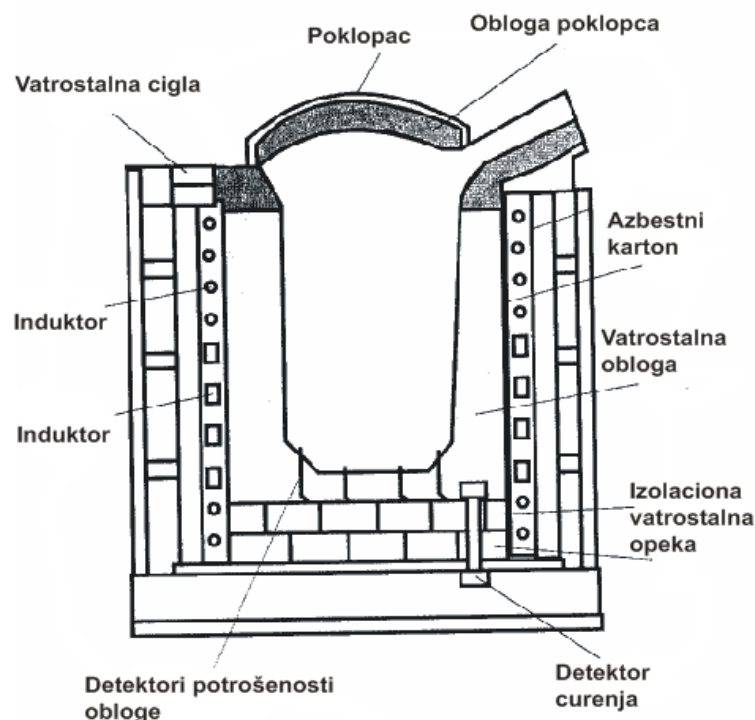
За израду одливака од високолегирних Cr-Mo челика користе се све уобичајене технике осим ливења под притиском. Ипак, најчешће се користи ливење у пешчаним и ливење у шкољкастим калупима. Топљење метала врши се у индукционим или електролучним пећима, а ванпећна обрада лива, уколико је потребна, обавља се у лонцу пећи или у ливном лонцу. У ливницама челика данас се све више користи индукционо топљење, а лучне пећи полако излазе из употребе. Процес топљења у овим пећима заснива се на електроиндукцији. Пећ у принципу ради као трансформатор, код кога секундарни намотај представља метал који се топи, слика 5.1.



Слика 5.1. Шематски приказ лончане индукционе пећи

У примарни намотај се доводи наизменична струја, која у металу, као секундару индукује вртложне струје које загревају челик и доводе до топљења. Индукциона лончана пећ користи се углавном за претапање повратног материјала и ливење. Оксидациони и рафинациони процеси захтевају да шљака буде загрејана на температуру шарже, а пошто се у шљаци не индукује струја она ће бити "хладна", и онемогућити да се ови процеси одвијају задовољавајућом брзином. Због тога се оксидација угљеника,

дезоксидација лива и други поступци не могу изводити у индукционој пећи. Оксидациони процеси, нарочити снижавање садржаја угљеника у челику, могу се извести и у лонцу индукционе пећи тако што се пећ искључи, а потом се шаржа, слично као у LD конверторима, продува кисеоником помоћу копља. Међутим, подешавање хемијског састава додавањем угљеника, силицијума, мангана и других легирајућих елемената, изводи се веома једноставно, па је стога индукциона пећ погодан и популаран агрегат за топљење у ливницама челика и других легура железа. На слици 5.2. приказан је пресек лончане индукционе пећи за топљење челика.



**Слика 5.2 Пресек лончане индукционе пећи**

После ливења, охлађени одливци се истресају из калуца, а затим се исеца уливни систем. Делови уливног системасе уклањају абразивном тестером, аутогеним гориоником или *Arc-air* уређајем за сечење плазмом. Трагови песка, везива и оксида уклањају се са површине одливака пескирањем или сачмарењем, а потом се одливци брусе и фарбају заштитном бојом.

Хром-молибденски челици се релативно компликовани за прераду ливењем. Имају високу тачку топљења а температура ливења, понекад прелази 1600°C. Затим, ови челици имају велико скупљање при очвршћавању што захтева посебну конструкцију одливка и компликује храњење у калуцу. Хранитељи су великих димензија и чине око 40-50% масе бруто одливка. Посебно треба обратити пажњу на геометријску конфигурацију одливака



---

код којих постоји знатна разлика у дебљини зида. Тањи пресеци се брже хладе од дебљих, што може да произведе унутрашња напрезања у одливку, па чак да доведе до прелина и лома.

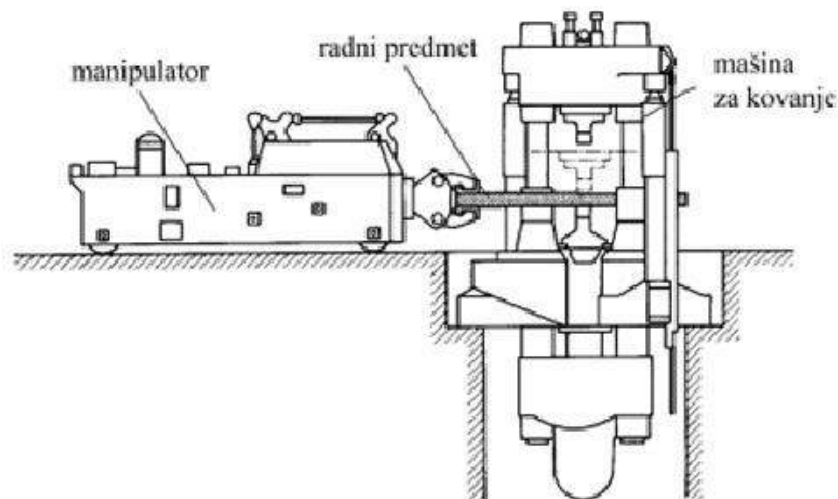
Истопљени Cr-Mo челик има малу ливкост (течљивост) у односу на ливена гвожђа тако да се могу лити само одливци са релативно једноставном геометријском конфигурацијом. При томе, код ливења танкозионих одливака потребно је додатно подићи температуру ливења.

## **5.2. КОВАЊЕ ВИСОКОЛЕГИРАНИХ Cr-Mo ЧЕЛИКА**

Ковање је вид пластичне прераде метала, који се обавља ударима или притиском у топлом или хладном стању. У зависности од тога да ли се метал обликује слободно, ударцима чекића или притискивањем помоћу алата – калупа, разликујемо слободно ковање и ковање у калупима или ковачко пресовање.

Ковање у калупима је вид ковања код кога се облик отковка формира према облику шупљине алата у коме се предмет обраде кује. Код ове врсте ковања материјал нема слободно кретање већ се креће у ограниченом смеру и равномерно попуњава шупљину алата. Узорци који су предмет овог истраживачког рада су после ливења пластично деформисани слободним ковањем па ћемо овај поступак детаљније обрадити.

Слободно ковање примењује се за израду осовина, зупчаника, главчина, делова артиљеријских оруђа и многих других машинских елемената. Најчешће се користи топло ковање код кога је температура обраде знатно виша од тачке рекристализације, а добијени отковак има компактну, ситнозрнасту и анизотропну структуру. Код слободног ковања се добијање жељеног облика обавља без коришћења посебног алата или помоћу врло једноставних алата, тако да је течење метала у току процеса деформације слободно, без ограничења и нормално на правац деловања деформационих сила. Обликовање се најчешће обавља уз употребу већег броја удараца. Ако је комад који се кује мањих димензија, његово придржавање и манипулисање изводи радник помоћу одговарајућег ручног алата, док се код већих комада манипулација изводи помоћу специјалних манипулатора, слика 5.3.



**Слика 5.3. Манипулатор за слободно ковање отковака великих димензија**

Тачност димензија елемента добијеног слободним ковањем знатно је мања него што се постиже ковањем у калупу. Због оваквих карактеристика слободно ковање се најчешће примењује у малосеријској и појединачној производњи, и то претежно као припремна операција. Такође слободно ковање се користи за израду кованих узорака за испитивања.

Основне врсте слободног ковања су: сабијање, искивање, раскивање, засецање, пробијање и савијање. Познато је да се отковци израђени слободним ковањем сматрају високо квалитетним полупроизводом, а у неким случајевима могу да буду и готови производи. Карактеристично за ову врсту отковака је да на узорцима загрејаним преко  $1000^{\circ}\text{C}$  при ковању, услед деловања силе притиска, долази до затварања присутних микропрелина, лункера и гасних мехурића заосталих у одливку. Тако се од типичне ливене, дендритне и грубозрне микроструктуре, ковањем постиже ситнозрна. Она је делимично оријентисана у правцу највеће остварене деформације. Усмеравање кристала указује на анизотропију механичких својстава, односно материјал показује различита својства у различитим правцима.

Важно је напоменути и то да при слободном и калупном ковању на квалитет отковка утиче низ параметара а три најбитнија су:

- температура ковања,
- степен деформације челика и
- брзина деформације.

Температура ковања је изузетно важан технолошки параметар. Процес ковања челика одвија се у дозвољеном температурном интервалу, почиње на вишој температури



---

( $T_p$ ) а завршава се на нижој ( $T_z$ ). Са аспекта технологије увек је пожељно да ширина температурног интервала ковања буде што већа, а исказује се формулом :

$$DT = T_p - T_z \quad (5.1.)$$

где је:

$DT$  – температурни интервал ковања ( $^{\circ}C$ )

$T_p$  – температура на којој започиње ковање ( $^{\circ}C$ )

$T_z$  – температура на којој се завршава ковање ( $^{\circ}C$ )

У ширем температурном интервалу могуће је обавити више ковачких операција, а код мањих маса и једноставнијих форми, обликовање ће се завршити без поновног догревања. Међутим потребно је нагласити да температуре  $T_p$  и  $T_z$  нису насумично узете већ су то највиша и најнижа дозвољена температура . Дакле, то су температуре са које почиње ковање и на којој се оно мора завршити да не би дошло до нежељених последица. Температурни интервал ковања је специфична карактеристика челика одређеног хемијског састава и она не зависи од технолошког поступка ковања ни ковачких операција. Поштујући дозвољени температурни интервал, а то је подручје највеће дуктилности, деформација челика ће се спроводити са минимумом рада и оствариће се добра механичка својства отковака. Треба разликовати дозвољени температурни интервал ковања од рационалног температурног интервала ковања. Дозвољени температурни интервал ковања се одређује на пластомеру, лабораторијском уређају за одређивање оптималне пластичности. Испитивања обухватају испитивање дуктилности челика унутар температурног интервала као и ефекте рекристализације. Рационални температурни интервал ковања узима у обзир и услове ковања, односно удаљеност загревне пећи од уређаја за ковање, брзину процеса деформације и начин транспорта предмета који се кује. Ако су услови ковања неповољни потребно је подићи температуру на којој започиње процес ковања. У пракси се тежи да се изједначити дозвољени и рационални температурни интервал ковања.

Степен деформације има знатног утицаја на процес ковања и својства отковка. Слободно ковање на температурама ближим горњој граници температурног интервала ковања, с мањим степеном деформације, има за последицу пораст зрна, односно појаву грубе микроструктуре.

Због тога је пожељно да се ковање обави са већим ступњем деформације, како би се добила ситнија кристална зрна и боља механичка својства отковка.

---

Брзина деформације је важна величина која утиче на обраду материјала приликом пластичне деформације ковањем. Повећање брзине деформације, посебно код хладне деформације, доводи до повећања својстава отпорности челика. Последица тога је повишење границе течења материјала, велики отпор деформацији и смањење деформабилности.

$$\varphi = \Delta\varepsilon / \Delta\tau = V_{al}/h \quad (5.2.)$$

где је:  $\varphi$  - брзина деформације,  
 $e$  - степен деформације,  
 $\tau$  - временски период,  
 $V_{al}$  - брзина кретања алата и  
 $h$  - висина (дужина) комада који се кује

### 5.2.1. Утицај хемијског састава челика

Анализирајући искуствене податке из области ковања челика може се закључити да, што је садржај угљеника у челику виши то је температурни интервал ковања ужи. Такође, што је више легирајућих елемената и што је њихов садржај већи, температурни интервал ковања је такође ужи. Међутим пракса ковања челика је сложена, па ћемо посебно размотрити понашање подеутектоидних и надеутектоидних челика.

Подеутектоидни челици са садржајем угљеника испод 0,8% почињу да се кују са 1200°C, а ковање се завршава на 900 до 1000°C. Тада долази до формирања грубозрнасте структуре која се после ковања може уклонити нормализационим жарењем. Нормализација је обавезна операција, поготову ако је ковање извршено са малим степеном деформације. У том случају не долази ни до делимичне рекристализације па је због високе почетне температуре ковања микроструктура отковка веома груба.

Код надеутектоидних челика, па и код високолегираних Cr-Mo челика температура почетка ковања  $T_p$  је знатно нижа. Код ове врсте челика виша температура би разорила карбидну структуру и изазвала значајно разугљеничење. Ковачке операције се изводе са мањим степеном деформације због легираних карбида распоређених око аустенитних зрна. Због релативно ниске почетне температуре, при ковању крупнијих комада предвиђено је међудогревање.

---

Загревањем челика на температурни интервал ковања увек се улази у подручје хомогене аустенитне структуре која, због повољног распореда атома у кристалној решетки, осигурава оптимално обликовање комада, уз мањи утрошак рада, и висок степен деформације.

Код високолегираних Cr-Mo челика који на високим температурама имају вишефазну структуру потребан је посебан опрез код одређивања дозвољеног температурног интервала (DT). Када је уложак за ковање челични одливак тада DT мора бити нешто ужи од устаљеног при ковању ваљаног узорка. Значи потребно је да се смањи  $T_p$  а повећа  $T_z$ . Такође је битно да први ударци буду што лаганији а деформација мања, а потом се може појачати сила ковања [28].

### **5.2.2. Утицај унутрашњих напрезања**

Напрезање при деформацији материјала имају суштински утицај на обликовање отковка. Напрезања расту са порастом притисне силе при ковању. Зато се код слободног ковања операција издужења комада изводи на вишим температурама да би се тако компензовала могућност смањења степена деформације. Супротно томе код сабијања се јавља сила притиска па се ковање може обавити на температурама ближим  $T_z$ , а да се притом степен деформације не умањи.

### **5.2.3. Утицај степена деформације**

У пракси је познато да слободно ковање на температурама ближим горњој граници температурног интервала праћено је мањим степеном деформација а последица тога је грубо зрно. Из овога произилази да је потребно обавити ковање са већим степеном деформације, ако се желе добити добра механичка својстава отковака.

### **5.2.4. Степен прекивања**

Да би се процесом ковања остварило знатно побољшање механичких својстава отковка, понекад се користи прекивање. Жељена механичка својства постижу се прекивањем целе масе комада при чему је степен прекивања за издужење  $V=A_0/A_1$  а за сабијање  $V=H_0/H_1$ .

---

За нелегиране челике код издужења узорка V износи 2–3, што значи да је површина узорка смањена за 50 до 70%. Међутим комбинацијом сабијања и издужења у процесу ковања могуће је постићи добре резултате са мањим степеном прекивања од напред наведених.

### **5.3. ТЕРМИЧКА ОБРАДА ВИСОКОЛЕГИРАНИХ Cr-Mo ЧЕЛИКА**

Термичка обрада челика има за циљ да побољша механичке, физичке или технолошке особине, односно да челику да захтевана својства. Некада је потребно добити мек и дуктилан материјал, погодан за обликовање хладном деформацијом или мек материјал који истовремено има малу дуктилност, а који је погодан за обраду резањем. Често се врши термичка обрада са циљем да се постигну високе вредности тврдоће и чврстоће или, пак, повољна еластична својства. У зависности од жељених особина, челик се подвргавају различитим врстама термичке или хемијско-термичке обраде.

Термичка обрада челика је технолошки процес који се веома често примењује у машиноградњи, електромашинградњи, производњи алата, аутомобилској индустрији и другим гранама прераде метала. Термички се обрађују милиони тона челика у облику лимова, профила, цеви, шина, жице, одливака, отковака и свих одговорних делова машина. При овоме треба нагласити да се термичком обрадом не побољшавају само механичке особине, већ се у многим случајевима она примењује и за побољшање отпорности на корозију киселоотпорних челика, магнетних особина челика, отпорности на хабање, ватроотпорности челика итд.

У претходним поглављима разматран је утицај хемијског састава на структуру, а самим тим и на механичка својства високолегираних Cr-Mo челика. Други важан параметар који има утицаја на својства ових легура је примењена термичка обрада. Пре него што размотримо теорију и технологију термичке обраде ових челика, потребно је да објаснимо значење неких дефиниција. Наиме, појам високоугљенични, високолегирани Cr-Mo челици садрже од 1,0 до 2,11% угљеника. По дефиницији, челици су легуре гвожђа и угљеника које имају максимум 2,11%С (апсциса тачке E у фазном дијаграму Fe-Fe<sub>3</sub>C), а легуре са вишим садржајем угљеника представљају ливена гвожђа. Треба нагласити да је тачка E код високолегираног Cr-Mo челика померена према нижим

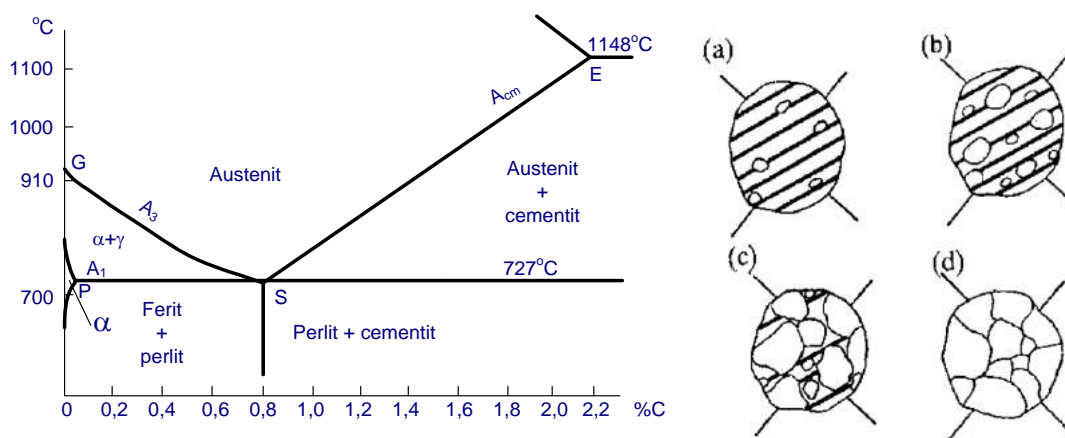
садржајима угљеника, тако да се очвршћавање код ових легура одвија по механизму карактеристичном за ливена гвожђа са појавом мање количине еутектичког микроконституента у микроструктури. Зато се ови челици понекад називају ледебуритни челици. Уобичајени начин термичке обраде ових челика је обрада побољшањем, која се састоји од каљења и нискотемпературног отпуштања [56].

### 5.3.1. Фазне трансформације при загревању челика

Добијање аустенитне структуре представља прву операцију већине технолошких процеса термичке обраде челика. Према фазном дијаграму Fe–Fe<sub>3</sub>C, еутектоидни челик, са 0,8% угљеника, има перлитну структуру која се састоји од ламела ферита и цементита. У процесу загревања до температуре A<sub>s1</sub> (727°C) раствара се мања количина цементита у фериту, по линији PQ на дијаграму, а полазна перлитна структура остаје неизмењена. На температури A<sub>s1</sub> настаје реакција супротна еутектоидном разлагању:



па се уместо микроконституента перлита, који се састоји од ферита са приближно 0,025% C и цементита који садржи 6,67% C образује чврсти раствор угљеника у железу, са средњом концентрацијом од 0,8% C – аустенит. Механизам перлитно-аустенитне трансформације приказа је на слици 5.4.а до д. Аустенит настаје образовањем центара (клица) за кристализацију и њиховим даљим растом. Центри за кристализацију јављају се на границама феритне и цементитне фазе, слика 5.4.а. Раст центара за кристализацију, формирање аустенитног зрна и његов даљи раст приказани су на сликама 5.4.б. и 5.4.ц.



Слика 5.4. Механизам образовања аустенита у процесу загревања еутектоидног челика

---

Процес трансформације перлита у аустенит завршава се образовањем једнофазне структуре која се састоји од полигоналних аустенитних зрна што се види на слици 5.4.д.

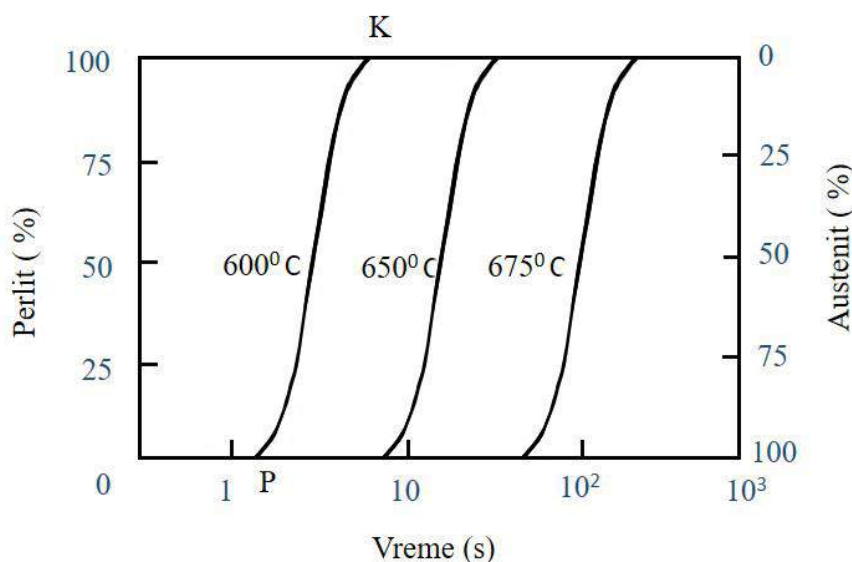
Процес настајања аустенита у подеутектоидним и надеутектоидним челицима нешто је сложенији због присуства проеутектоидног ферита, односно проеутектоидног цементита. На температури  $727^{\circ}\text{C}$ , перлит се трансформише у аустенит са концентрацијом 0,8% угљеника, а са даљим повишењем температуре, код подеутектоидних челика, одвија се феритно–аустенитна трансформација, а код надеутектоидних растварање проеутектоидног, секундарног цементита. При томе се, са повишењем температуре, у првом случају смањује концентрација угљеника у аустениту, а у другом случају повећава. Процес образовања аустенита завршава се при достизању  $A_{c3}$  ( $907^{\circ}\text{C}$ ), односно  $A_{cm}$  (пресек са линијом SE у дијаграму Fe-Fe<sub>3</sub>C) температуре. Изнад ових температура садржај угљеника једнак је његовој концентрацији у челику [55].

### 5.3.2. Разлагање аустенита

Разлагање аустенита одвија се само на температурама нижим од  $721^{\circ}\text{C}$ , односно испод  $A_{r1}$  тачке. Процес аустенитне трансформације може да се одвија процесом изотермалног каљења и процесом континуалног хлађења.

Изотермална трансформација аустенита одвија се тако што се челик који је загрејан на температури које одговарају стабилном аустениту брзо хлади – кали до температура које су ниже од тачке  $A_{r1}$  тј. до температура на којима се одвија трансформација аустенита. Распон тих температура креће се од  $600^{\circ}\text{C}$  до собне температуре, а у неким случајевима и знатно испод тога. Процес трансформације аустенита на константној температури може се приказати експериментално добијеним кривим лињама, слика 5.5. Криве показују зависност количине трансформисаног аустенита од времена које је протекло од почетка хлађења и од температуре на којој се одиграла изотермална трансформација. У току неког временског интервала, од почетка процеса па до тачке P, како се то види на слици 5.5. не долази до трансформације аустенита и ово време назива се инкубациони период. По истеку инкубације започиње процес трансформације аустенита у феритно-цементитну – перлитну струкуру. Са протоком времена количина трансформисаног аустенита расте, а за његово потпуно разлагање потребно је време које одговара апсциси тачке K на дијаграму. На основу експерименталних кривих, добијених

испитивањем процеса трансформације аустенита изотермалним каљењем на различитим температурама, може се конструисати дијаграм изотермалног разлагања аустенита, IR дијаграм.



**Слика 5.5. Криве изотермалног разлагања аустенита у перлит за угљенични челик са 0,8%С**

Време почетка трансформације (тачке  $P_1, P_2, P_3, \dots, P_n$ ) и време завршетка трансформације (тачке  $K_1, K_2, K_3, \dots, K_n$ ), за сваку температуру на којој се одвија трансформација, пренесемо на дијаграм чија је апсциса време у логаритамској скали, а ордината температура.

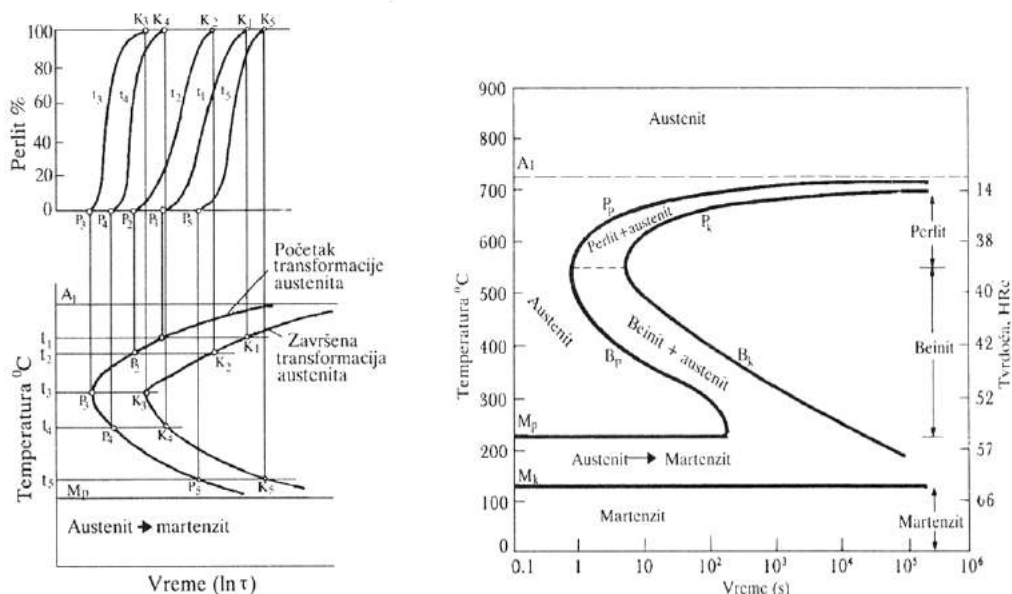
Затим спојимо све тачке  $P_1, P_2, P_3, \dots, P_n$  и на дијаграму добијамо криву која одређује почетак трансформације аустенита. Исто то урадимо и са тачкама завршетка трансформације  $K_1, K_2, K_3, \dots, K_n$  и тако добијамо криву која одговара завршетку трансформације аустенита. Шема конструисања дијаграма изотермалне трансформације аустенита приказана је на слици 5.6.а.

Област лево од криве почетка трансформације аустенита односи се на инкубациони период. Дужи инкубациони период карактерише стабилност потхлађеног аустенита на датој температури. Са смањењем температуре потхлађења, тј. температуре на којој се врши изотермално разлагање, стабилност аустенита брзо опада, достиже минимум, а затим, са даљим смањењем температуре поново расте. На температури одмах испод тачке  $A_1$  и температури нешто изнад почетка мартензитне трансформације, тачка  $M_p$ , аустенит је веома стабилан. Потхлађењем аустенита на температуре испод  $M_p$ , дифузиони процеси се потпуно обустављају и образовање структура која се састоје из



ферита и цементита више није могуће. У том случају долази до бездифузионе трансформације аустенита у једну нову структуру која се назива мартензит. Ако се на шематском дијаграму изотермалног разлагања аустенита, слика 5.6.а., унесу тачне вредности времена и температуре, које су карактеристичне за еутектоидни челик, добијамо стварни дијаграм изотермалног разлагања аустенита, како је то приказано на слици 5.6.б. [56].

У зависности од степена потхлађења аустенита, тј. температуре на којој се врши изотермално разлагање аустенита разликујемо три области: перлитну област, бејнитну област и мартензитну област, слика 5.7. Перлитна област се, код угљеничних челика, налази у температурном интервалу од тачке  $A_1$  ( $721^\circ\text{C}$ ) до температуре на којој је најкраће време инкубационог периода ( $\sim 550^\circ\text{C}$ ), што одговара “колелу” криве на IR дијаграму. У овој области, посредством дифузије, долази до еутектоидне реакције разлагања аустенита и образовања структура перлитног типа: ламеларног перлита, сорбита и трустита. Све ове структуре представљају микроконституенте који се састоје од две фазе, ферита и цементита.



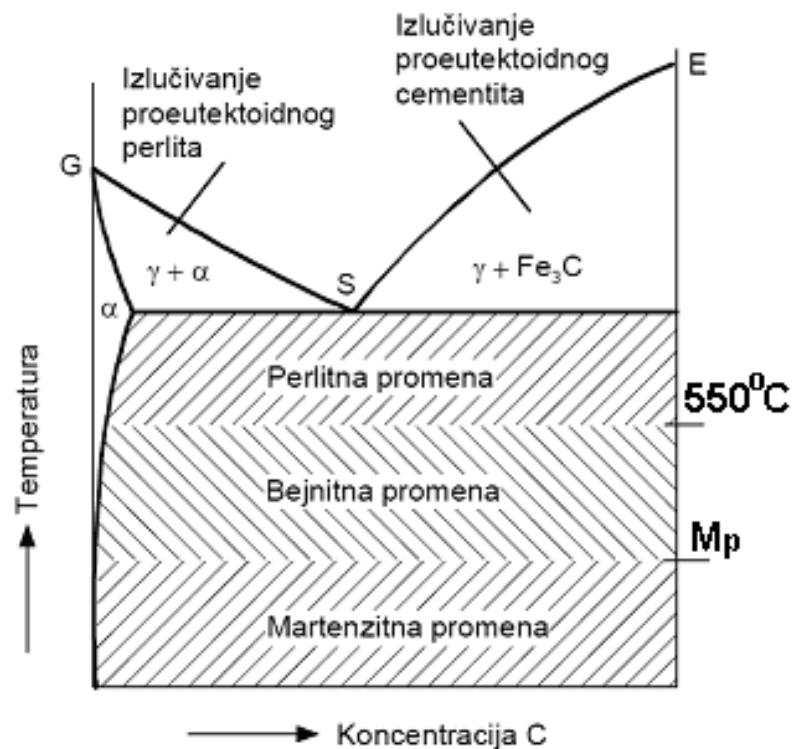
(а) Шема конструисања дијаграма изотермалне трансформације  
 (б) Дијаграм изотермалног разлагања угљеничног челика са 0,8%С

Слика 5.6.

Беинитна област почиње од око  $550^\circ\text{C}$  и протеже се све до температура које одговарају почетку мартензитне трансформације, односно до тачке  $M_p$ . Беинит је структура челика која настаје по сложеном механизму, када је брзина дифузије, због

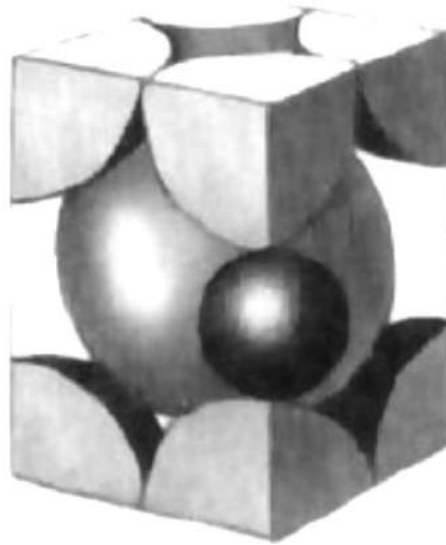


нижих температура на којима се изотермална реакција одвија знатно смањена у условима смањене брзине дифузије пре-расподелом угљеника у аустенитном зрну и образовању подручја аустенита са смањеном или повећаном концентрацијом угљеника у односу на полазни аустенит [55, 56].



Слика 5.7. Области промена потхлађеног аустенита

Мартензитна област почиње од температуре почетка мартензитног преображаја, а потхлађени аустенит се бездифузионо, премештањем делова кристалне решетке трансформише у мартензит. Мартензит има просторно центрирану тетрагоналну решетку и представља презасићени чврсти раствор угљеника у  $\alpha$  жељезу. На слици 5.8. дат је приказ основне ћелије кристалне решетке мартензита.

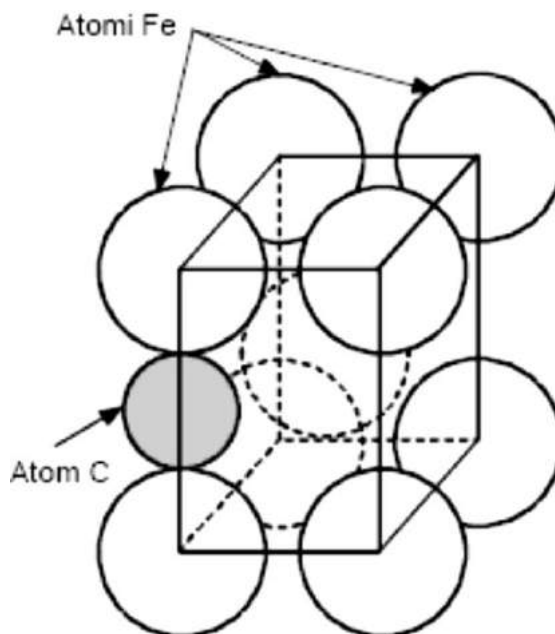


Слика 5.8. Основна ћелија кристалне решетке мартензита

### 5.3.3. Мартензитна трансформација

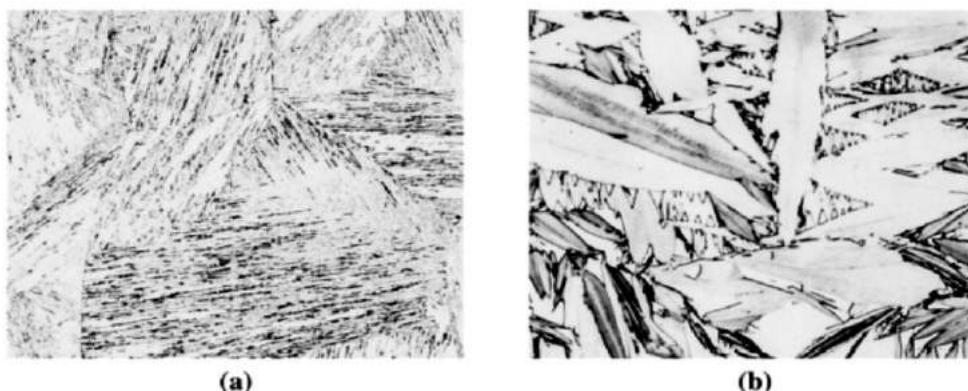
Хлађење челика из аустенитног подручја, великом брзином онемогућава разлагање аустенита процесом дифузије. Међутим, пошто код угљеничних челика аустенит не може да се потхлади до собне температуре и он ће се трансформисати у нову фазу – *мартензит*. Мартензит настаје када брзина хлађења аустенита достигне вредност критичне брзине, тако да се аустенит, без претходног ослобађања угљеника, бездифузионим путем, трансформише у презасићени интерстицијски чврсти раствор угљеника у просторно центрираној тетрагоналној решетки гвожђа. Атоми угљеника растворени у аустениту, у условима веома брзог хлађења, остају присилно растворени у решетки ферита, деформишу је и преводе у нову тетрагоналну, просторно центрирану, решетку код које је један параметар  $c$  већи од другог  $a$ . Степен тетрагоналности решетки, тј. однос  $c/a$ , управо је пропорционалан повећању садржаја угљеника у челику. Угљеник се при томе налази у интерстицијским положајима на половини дуже осе, осе  $c$ , односно на местима чији би индекси били  $(0,0,1/2)$ , слике 5.9. и 5.10. [56].

Кристали мартензита, у зависности од садржаја угљеника и температуре на којој су се формирали, могу имати различиту грађу и облик. У основи постоје два типа мартензитне структуре *тракасти* и *плочасти* мартензит. Тракасти кристали мартензита образују се код ниско и средњеугљеничних челика и легираних конструкционих челика ( $<0,5\% C$ ) и имају облик танких усмерених летвица дужине  $0,1-0,2 \mu\text{m}$ .



**Слика 5.9. Шематски приказ тетрагоналне кристалне решетке мартензита**

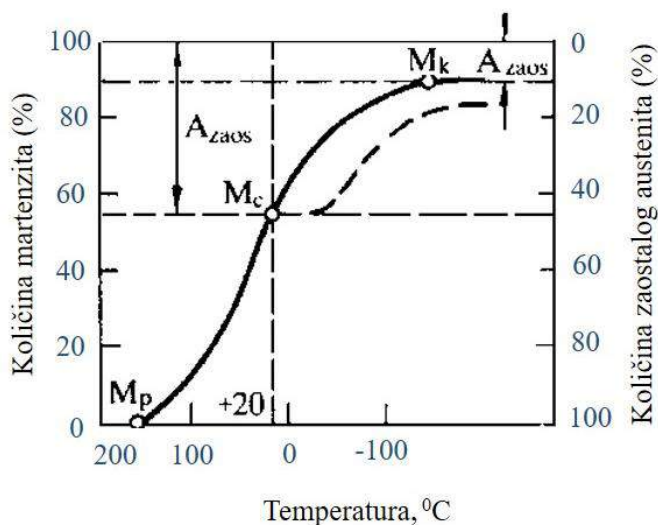
Летвице мартензита раздвојене су слојем заосталог аустенита због чега овај тип мартензита има мању тврдоћу. Плочасти мартензит образује се код челика са више од 0,8% угљеника. Кристали плочастог мартензита имају сочивасти облик и нису међусобно паралелни. У зависности од равни сечења плочасти кристали се под микроскопом виде као иглице различите дебљине са различитим усмерењем. Величина кристала мартензита, било ког облика и грађе, у многоме зависи од величине зрна полазног аустенита. Што су зрна аустенита мања, то ће и кристали мартензита бити мањи. Микрофотографије тракастог и плочастог мартензита приказане су на слици 5.10.



**(а) тракасти мартензит (увећање 80x) (б) плочасти мартензит (увећање 400x),  
Слика 5.10. Микроструктуре мартензита**

Мартензитна трансформација започиње, при хлађењу брзином већом од критичне, одмах по достизању температуре почетка трансформације аустенита у

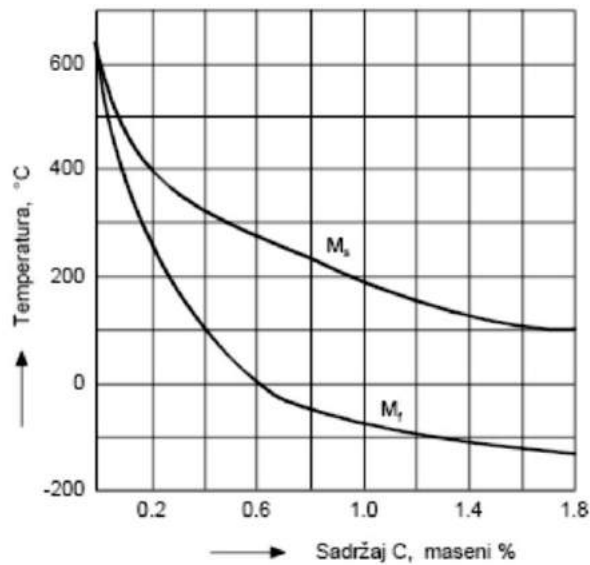
мартензит,  $M_p$ . На тој температури стварају се први кристали мартензита, а даља трансформација аустенита наставља се са снижавањем температуре. Процес се завршава када се температура спусти до температуре завршетка трансформације аустенита у мартензит,  $M_k$ . Према томе, целокупан процес аустенитно-мартензитне трансформације одвија се у температурном интервалу од  $M_p$  до  $M_k$  и овај температурни интервал је карактеристика сваког челика посебно. Количина образованог мартензита, у зависности од температуре на којој се одвија процес, може се приказати кривом мартензитне трансформације, слика 5.11.



**Слика 5.11. Крива мартензитне трансформације високоугљеничног челика**

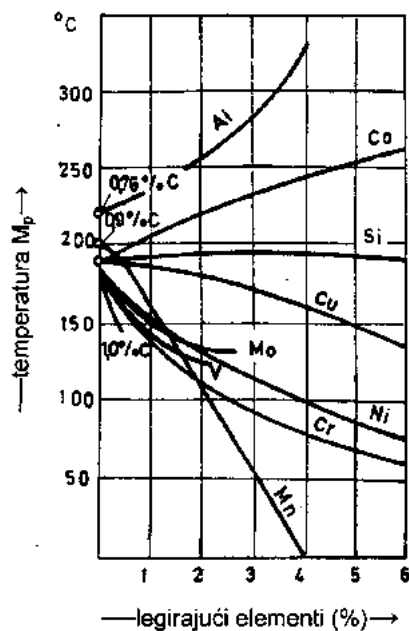
(испрекидана линија представља криву мартензитне трансформације после стабилизације мартензита)

Што је температура процеса нижа, то је већа количина образованог мартензита. Температура почетка трансформације  $M_p$  и температура завршетка аустенитно-мартензитне трансформације не зависе од брзине хлађења, већ искључиво од хемијског састава челика. Што је већи садржај угљеника у челику, то су температуре  $M_p$  и  $M_k$  ниже. Са порастом садржаја угљеника преко 0,6% С, температура  $M_k$  брзо опада, и трансформација аустенита се завршава на температурама испод  $0^\circ\text{C}$ , слика 5.12.



**Слика 5.12. Утицај садржаја угљеника на температуре почетка и завршетка мартензитне трансформације**

Према томе, да би се, код високоугљеничних (алатних) челика, изотермалном реакцијом, добила што већа количина мартензита, потребно их је охладити на температуре која су ниже од 0°C. Слично угљенику делују и многи легирајући елементи: манган, хром, никл, молибден, ванадијум, бакар и други. Силицијум не показује утицај на промену температура  $M_p$  и  $M_k$ , док алуминијум и кобалт ове температуре повећавају. На слици 5.13. приказан је утицај легирајућих елемената на температуру почетка мартензитне трансформације  $M_p$  [56].



**Слика 5.13. Утицај легирајућих елемената на температуру почетка мартензитне трансформације**

---

Са слике 5.11. се види да се мартензитна трансформација не обавља до краја, односно до потпуног преображаја аустенита у мартензит. Када се достигне температура  $M_k$ , код челика са већим садржајем угљеника и код легираних челика, тј. код челика чија је температура  $M_k$  нижа од  $+ 20^\circ\text{C}$ , извесна количина аустенита остаје нетрансформисана. Овај аустенит назива се *заостали аустенит*. Код челика са 0,6–1,0%С, количина заосталог аустенита износи приближно 10%, а код челика са 1,3–1,5%С заосталог аустенита има много више, обично 30-50%. Заостали аустенит се у микроструктури каљених челика види као светла поља између иглица мартензита, слика 5.14.



**Слика 5.14. Шематски приказ микроструктуре мартензита са заосталим аустенитом**

Ако се у процесу хлађења челик задржи неко време на температури која се налази између  $M_p$  и  $M_k$ , аустенит који је остао нетрансформисан до те температуре постаје стабилнији. Стабилизација се огледа у томе што даље настајање мартензита не започиње одмах по наставку хлађења, већ тек после снижења температуре за одређену вредност. Стабилизацију мартензита треба повезати са релаксацијом напрезања, до кога долази при држању челика на одређеној температури, тако да је за поновно отпочињање мартензитне трансформације неопходно потхлађење како би се изазвала потребна термичка напрезања.

Мартензит има високу тврдоћу и чврстоћу, али је веома крт. Тврдоћа мартензита директно зависи од садржаја угљеника и са порастом угљеника преко 0,6% достиже вредност 65 HRC. Међутим, повећање количине угљеника снижава пластичност, дуктилност и ударну жилавост челика. Затим, присуство заосталог аустенита смањује тврдоћу и чврстоћу каљених делова и отежава њихову обраду брушењем. Оваква

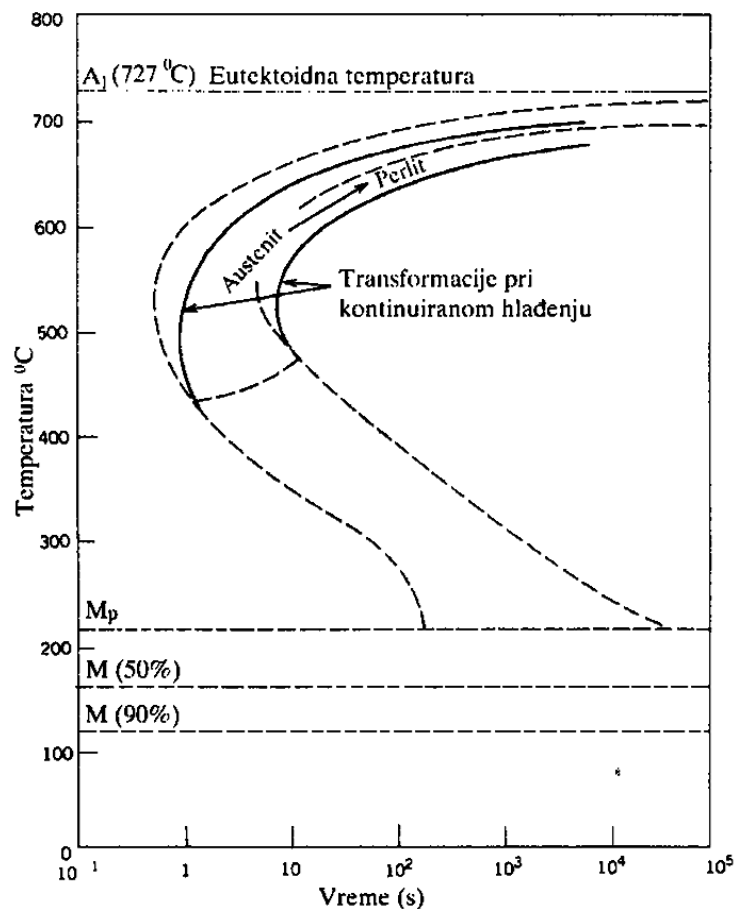
---

својства мартензита се углавном приписују феномену да интерстицијски смештени атоми угљеника ометају кретање дислокација, као и чињеници да његова тетрагонална, просторно центритрана решетка, има мали број равни клизања по којима могу да се крећу дислокације. Како аустенит има нешто већу густину од мартензита, при његовој трансформацији у мартензит долази до повећања запремине. У условима брзог хлађења повећање запремине изазива појаву унутрашњих напрезања и може довести до деформација, па чак и до појава прскотина на каљеним деловима. Ова појава је нарочито изражена код челика са садржајем угљеника већим од 0,5% [55].

#### **5.4. РАЗЛАГАЊЕ АУСТЕНИТА ПРИ КОНТИНУАЛНОМ ХЛАЂЕЊУ**

Савремени поступци термичке обраде углавном се заснивају на континуалном хлађењу челичних делова са температуром на којима је аустенит стабилан до собне температуре. Дијаграми изотермалне трансформације аустенита односе се само на преображаје који се одвијају у условима константних температура, а не на трансформације при стационарном или нестационарном континуалном хлађењу, када се температура на којој се преображај врши стално снижава. При континуалном хлађењу и инкубациони период и трајање трансформације су нешто дужи, па су због тога криве КН трансформације аустенита померене удесно и ка нижим температурама у односу на оне у IR дијаграму, слика 5.15. Дијаграми који омогућавају праћење процеса трансформације аустенита при континуалном хлађењу различитим брзинама називају се дијаграми континуалног хлађења или КН дијаграми.



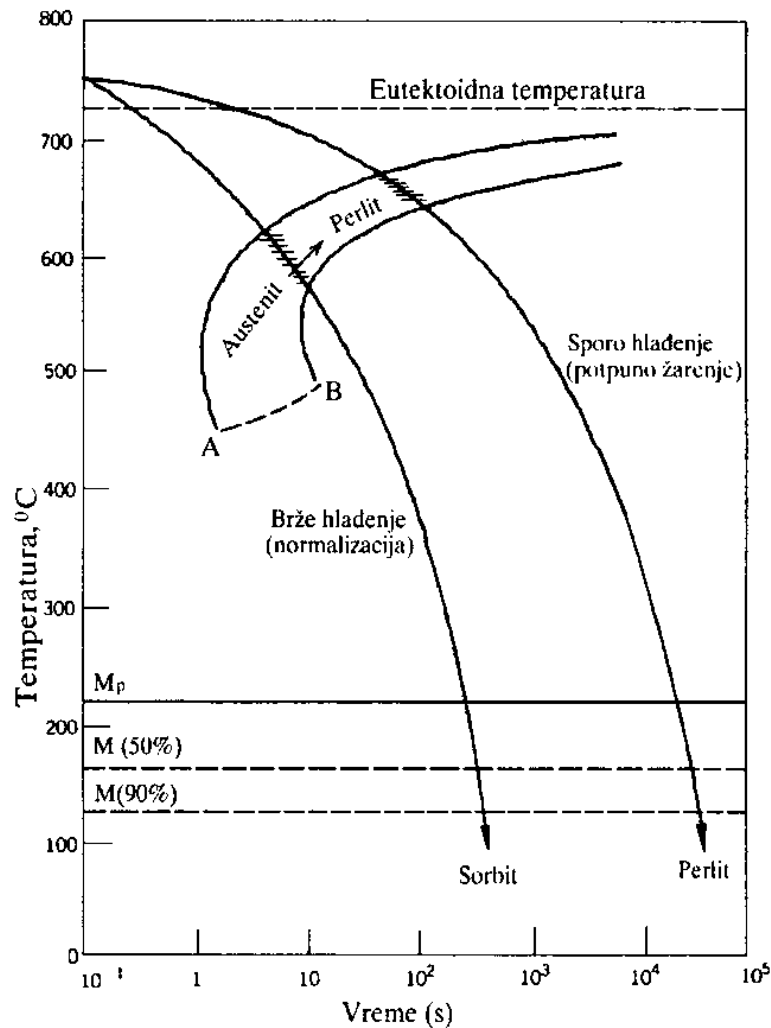


**Слика 5.15. КН дијаграм еутектоидног угљеничног челика уцртан преко IR дијаграма (испрекидана линија)**

Дијаграми континуалног хлађења омогућавају праћење процеса трансформације аустенита при континуалном хлађењу челика различитим брзинама. Коришћењем ових дијаграма могу се добити тачни подаци о температурним интервалима у којима се одвијају фазне трансформације и о структурама које се при томе формирају.

На дијаграму континуалног хлађења угљеничног челика, еутектоидног састава, слика 5.16. уцртане су две криве хлађења, које одговарају врло спором хлађењу (хлађење са пећи) и нешто бржем хлађењу (хлађење на мирном ваздуху). Трансформација аустенита започиње у тренутку пресека криве хлађења и криве почетка трансформације, а завршава се пресеком криве хлађења и криве краја трансформације аустенита. Микроструктуре, које се образују у оба случаја биће структуре перлитног типа јер се ради о аустенитном преображају у перлитном подручју. При томе, структура челика хлађеног на мирном ваздуху имаће ситније ламеле ферита и цементита него у случају када се челик хладио брзином хлађења пећи.



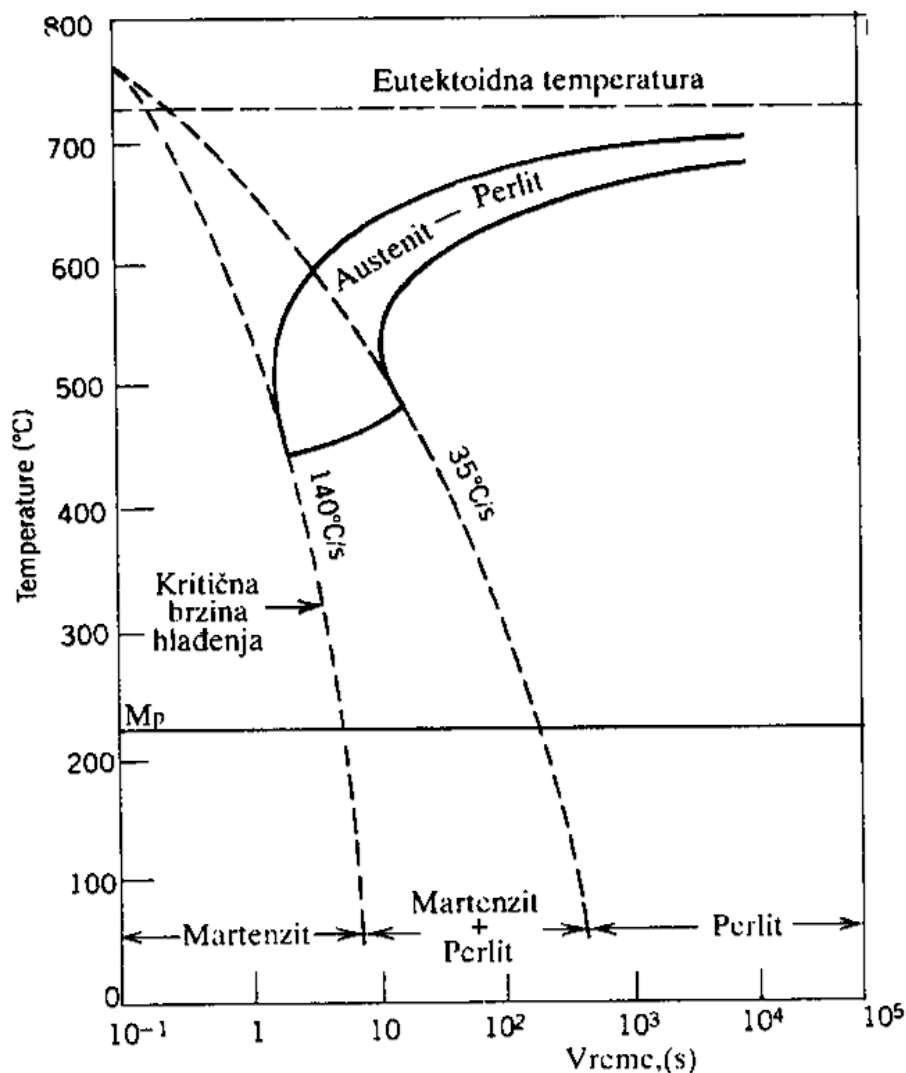


**Слика 5.16. КН дијаграм еутектоидног угљеничног челика са уцртаним кривим хлађења које одговарају хлађењу на мирном ваздуху и хлађењу са пећи**

У условима континуалног хлађења није могуће добити беинитну структуру јер ће се сав аустенит трансформисати у перлит пре него што се челик охлади до температурне области у којој би беинитна трансформација била могућа. Област на дијаграму у којој долази до трансформације аустенита у перлит завршава се на линији АВ, слика 5.16. За било коју криву хлађења која сече линију АВ, у тачки пресека престаје перлитна трансформација, а преостали нетрансформисани аустенит се по достизању температуре  $M_p$  трансформише у мартензит, слика 5.15. Микроструктура се, у овом случају, састоји од перлита и мартензита.

Температуре почетка и краја мартензитне трансформације,  $M_p$  и  $M_k$ , су исте и у КН и у IR дијаграму. При континуираном хлађењу челика најмања брзина при којој се сав аустенит трансформише у мартензит, назива се *критична брзина хлађења*. Критична брзина хлађења је тангента на “колелу” криве у тачки где се завршава перлитна

трансформација, слика 5.17. То значи да се хлађењем челика, брзинама већим од критичне, добија потпуно мартензитна структура. Хлађење брзинама мањим од критичне, али тако да криве хлађења секу линију АВ, добија се перлитно-мартензитна структура и коначно, при малим брзинама хлађења, челик ће имати чисто перлитну структуру.



**Слика 5.17. КН дијаграм еутектоидног угљеничног челика са уцртаним кривим хлађења и структурама које су функција брзине хлађења**

На КН дијаграму легираних челика може да се појави и "колено" криве беинитне трансформације што даје могућност формирања беинитне структуре и при континуалном хлађењу. При томе беинит ће се у структури увек појавити праћен мартензитом, феритом и перлитом, у зависности од брзине хлађења.

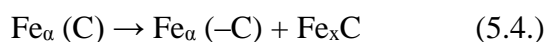
---

## 5.5. ФАЗНЕ ТРАНСФОРМАЦИЈЕ ПРИ ОТПУШТАЊУ ЧЕЛИКА

Појам "отпуштање" подразумева загревање челика који је претходном операцијом, каљењем, био преведен у мартензит до температура које не прелазе  $A_{c1}$  температуру. Важни параметри овог процеса су: температура отпуштања, време отпуштања и структура отпуштања, која је резултат деловања прва два фактора. Генерално се може рећи да при отпуштању челика долази до структурних промена које се због недостатка времена нису могле одиграти при каљењу, без обзира на начин којим је процес каљења изведен. Феномен отпуштања закаљеног челика повезан је са разлагањем мартензита као и разлагањем заосталог аустенита, ако је овај присутан у значајнијим количинама. Презасићени чврсти раствор угљеника у  $\alpha$  жељезу – мартензит, врло је непостојан, тако да његово разлагање започиње већ на собној температури, наравно малим интензитетом. Структурне промене одвијају се у правцу трансформације мартензита у смешу ферита и карбида, при чему се овај преображај, са порастом температуре отпуштања, одвија све потпуније и све брже. Поред тога, отпуштањем се уклањају микронапрезања која су настала у процесу аустенитно-мартензитне трансформације и макронапрезања изазвана појавом температурног градијента по пресеку комада. Температурни градијент је последица веома брзог хлађења челика у процесу каљења.

При отпуштању каљеног челика уочавају се четири температурна интервала у којима долази до трансформација структуре. Први интервал простире се од  $80\text{--}200^\circ\text{C}$ , други од  $200\text{--}270^\circ\text{C}$ , трећи од  $270\text{--}400^\circ\text{C}$ , а четврти изнад  $400^\circ\text{C}$  [55].

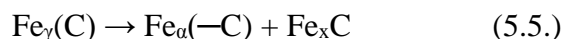
У температурном интервалу од  $80\text{--}200^\circ\text{C}$  запажају се геометријске промене на узорку, односно долази до смањења дужине узорка, што се лако може утврдити дилатометријском анализом. Смањење димензија одговара првој трансформацији при отпуштању, односно преображају мартензита. Рендгенска анализа је показала да, при отпуштању на овим температурама, долази до смањења степена тетрагоналности мартензитне решетке, јер однос њених параметара  $c/a$ , тежи јединици. Ово је последица издвајања угљеника из чврстог раствора у виду врло дисперзних, субмикроскопских честица карбида жељеза, састава  $\text{Fe}_x\text{C}$ , који задржава кохерентност са решетком мартензита и назива се  $\epsilon$ -карбид. Стога, ова прва трансформација при отпуштању челика може да се представи једначином:



---

а продукт ове трансформације носи назив отпуштени мартензит. Због кристалне решетке блиске кубној, јер ц/а тежи јединици, овај мартензит се често назива и кубни мартензит.

Загревање до виших температура (200–270°C) доводи до трансформације заосталог аустенита, што је праћено повећањем специфичне запремине челика. Као продукт разлагања заосталог аустенита појављује се фина смеша презасићеног  $\alpha$ -чврстог раствора и карбида железа, што се може представити једначином:



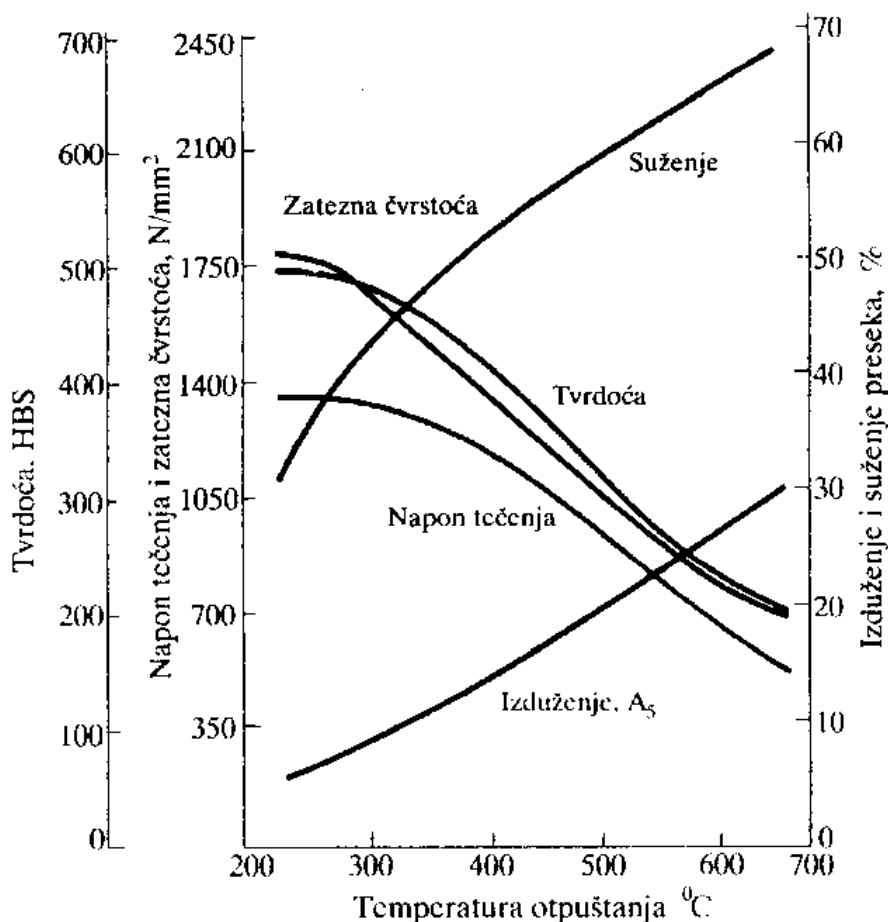
Према карактеру преображаја и природи насталих фаза разлагање заосталог аустенита је трансформација аналогна беинитном преображају потхлађеног аустенита. Стога добијену фину смешу презасићеног  $\alpha$ -чврстог раствора и карбида железа називамо *беинит отпуштања* или само *беинит*.

У трећем температурном интервалу, од 270–400°C, потпуно се завршава процес издвајања сувишног угљеника из  $\alpha$ -чврстог раствора (мартензита), прекида се кохерентност решетке карбида са решетком  $\alpha$ -чврстог раствора, а  $\epsilon$ -карбид, који се наградио на нижим температурама отпуштања, прелази у цементит. Поред тога, мења се облик и величина карбидних честица, од ламеларног ка сферном, а њихов финални пречник износи око 0,3 $\mu\text{m}$ . Овако образована структура састоји се од веома ситних честица ферита и цементита и назива се *трустит отпуштања*. Упоредо са наведеним трансформацијама долази и до потпуног уклањања заосталих напона. Ови напони су настали и у процесу каљења и у процесу отпуштања мартензита, односно разлагања заосталог аустенита. Они доводе до тзв. *фазне деформације*, односно еластичне деформације изазване фазним преображајима који су праћени променом запремине.

На температурама од 400–600°C долази до коагулације, тј окрупњавања зрна цементита. Процес коагулације запажа се и на нижим температурама, међутим изнад 400°C он се самостално развија. На ниским температурама отпуштања карбиди се издвајају у виду плочица, а њихова кристална решетка остаје у кохерентној вези са решетком  $\alpha$ -чврстог раствора. На температурама које одговарају четвртом температурном интервалу, прекида се кохерентност решетки и долази до коагулације карбидних честица, које је праћено променом облика карбидне фазе из плочастог у сфероидан. Добијена структура састоји се од смеше ферита и сфероидног цементита и назива се *сорбит отпуштања*.

Трустит и сорбит, који настају при отпуштању, припадају структурама перлитног типа са цементитом излученим у сфероидном облику. У том погледу разликују се од

сорбита и трустита добијених изотермалном трансформацијом, код којих је цементит издвојен у облику ламела. Облик цементита нема већег утицаја на чврстоћу и тврдоћу, али зрнасти облик цментита даје челику знатно већу пластичност и жилавост. На слици 5.18. приказан је утицај температуре отпуштања на механичка својства угљеничног челика квалитета С60 (EN 10083/2) [28].



Слика 5.18. Утицај температуре отпуштања на механичка својства угљеничног челика С60 (EN 10083/2)

У процесу отпуштања неких легираних челика може да се појави кртост при отпуштању. Овај феномен се дешава када се челици, после загревања на температуру отпуштања, споро хладе у интервалу од 600° до 430°С. Кртост се појављује код челика са већим садржајем мангана, хрома и никла, а у присуству фосфора, антимона, арсена и цинка, као нечистоћа. Појава кртости при отпуштању се објашњава сегрегацијом атома легирајућих елемената и нечистоћа на границама

---

кристалних зрна и обogaћивањем њихових површинских слојева овим елементима, без издвајања карбида, фосфида или других дисперзних фаза. Кртост при отпуштању се може избећи: рафинацијом челика, односно смањењем садржаја нечистоћа, додавањем мањих количина молибдена (0,2-0,3 %) или волфрама (0,5-0,7 %) или брзим прелажењем температурног интервала од 600° до 430°С у процесу хлађења.

## **5.6. ТЕРМИЧКА ОБРАДА ВИСОКОЛЕГИРАНИХ Cr-Мо ЧЕЛИКА**

Да би се добила максимална тврдоћа и отпорност на хабање делови израђени од високолегираних Cr-Мо челика подвргавају се термичкој обради – побољшању. Поступак се састоји у загревању челичних комада до температуре каљења, а потом прогревању, каљењу на ваздуху или у загрејаном уљу и отпуштању.

Челични комади загревају се на температури 940-1000°С, при чему брзина загревања мора да буде релативно мала. Ако су у комаду који се обрађује присутна заостала напрезања, онда ће додатна напрезања у току поновног загревања бити довољна да изазову образовање прелина. Брзина загревања је условљена величином, масом и конфигурацијом самог комада, његовом микроструктуром у ливеном или кованом стању и заосталим унутрашњим напрезањима.

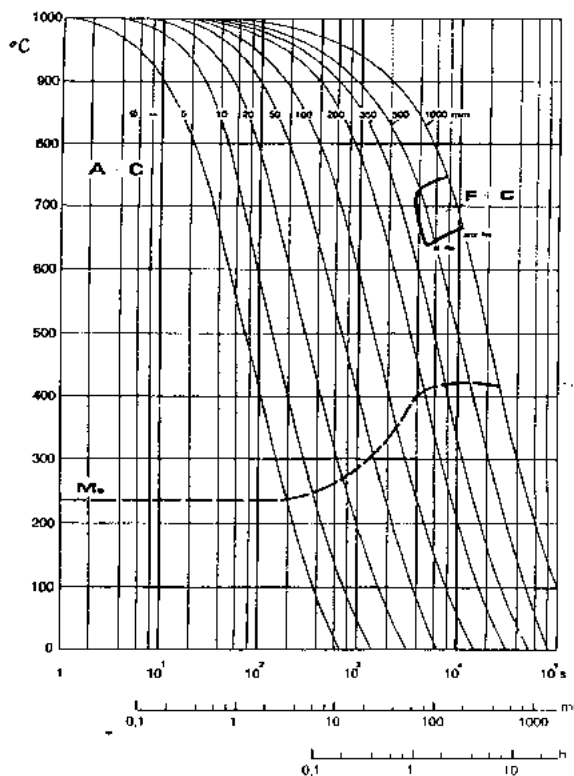
Циљ загревања је двојак. Прво је потребно да се ретрансформишу у аустенит сви продукти аустенитне трансформације до које је дошло у претходном третману, као што су перлит или мартензит. При томе температура аустенитизације мора да буде строго контролисана како би се спречило растварање карбида. Затим, прогревањем – жарењем на 940-1000°С врши се дестабилизација аустенита и омогућава да се у процесу каљења његов највећи део, ако не сав, трансформише у мартензит. Механизам дестабилизације састоји се у издвајању секундарних карбида у облику финог талога при продуженом држању одливака на температури аустенитизације. Излучивање карбида осиромашује аустенит у погледу садржаја хрома и угљеника и подиже температуру почетка трансформације аустенит-мартензит, тачку  $M_s$ .

Уобичајена температура аустенитизације челика са 2% С, 15% Cr и 3% Мо износи 960°С, а време трајања процеса креће се од 1–4, часа у зависности од дебљине зида одливака.

Каљење се изводи хлађењем на мирном ваздуху, у струји ваздуха или потапањем у уље, у зависности од састава легуре, дебљине зида и геометријског облика одливака. Брзина хлађења мора да буде већа од критичне како би се обезбедило да се у структури

закаљеног одливка не појави перлит. На слици 5.18. приказан је КН дијаграм челика који садржи 1,96% С, 15,40% Сг и 2,20% Мо [64]. Са дијаграма се види да се при хлађењу на ваздуху потпуна мартензитна структура може остварити до пречника одливака од цца 400 мм. То значи да овај челик има одличну прокаљивост и да се мартензитна структура може добити практично у свим условима хлађења. Код ове фамилије легура често треба водити рачуна да се одливци не “прекале” сувише брзим хлађењем чиме се стварају јака унутрашња напрезања и микропукотине. Посебно треба бити опрезан када се каљење врши у уљу.

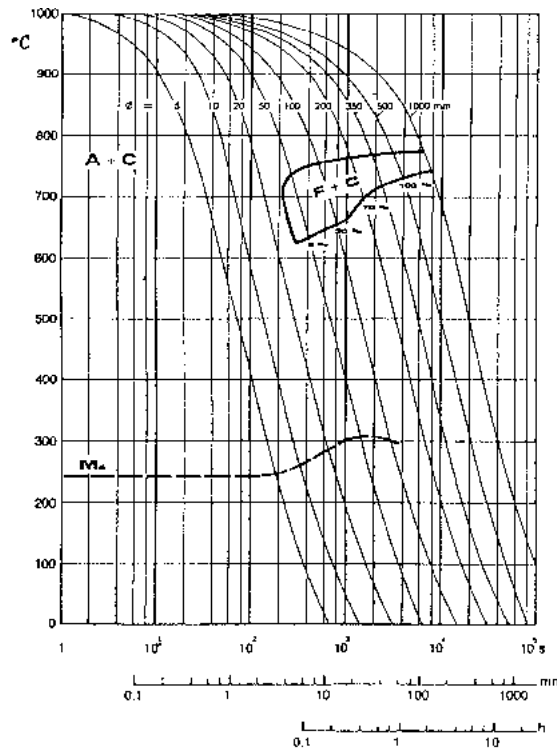
О утицају молибдена на прокаљивост већ је било речи у поглављу 4.4.3. Ради упоређења на слици 5.19. дат је дијаграм континуираног хлађења за челик састава 2,08% С, 15,85% Сг, али без молибдена [64].



**Слика 5.19. КН дијаграм челика са 1,96% С, 15,40% Сг и 2,20% Мо**  
(криве хлађења односе се на хлађење на мирном ваздуху)

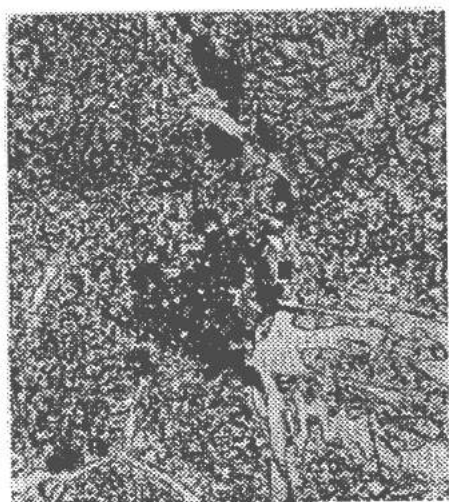
Са дијаграма се види да је гранична линија перлитног преображаја за више од реда величине померена улево према краћим временима.





**Слика 5.20. КН дијаграм челика са 2,08% С и 15,85% Сг**

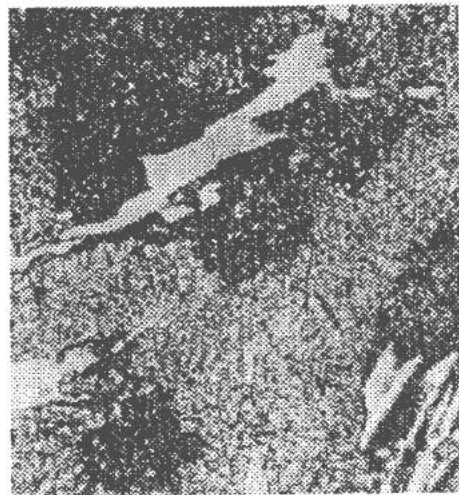
Потпуну мартензитну структуру могуће је, при хлађењу на ваздуху, добити до пречника одливака од цца 30мм. Већ код пречника одливака од 50мм у структури се појављује 5% перлита, а код 100мм овај микроконституент чини 30% металне основе, слика 5.21.



Ø50 mm

× 750

**а) комад Ø50 мм**



Ø100 mm

× 750

**б) комад Ø100 мм**

**Слика 5.21. Микроструктура челика са 2,08%С и 15,85% Сг**



---

У појединим случајевима, када се у одливцима појави већа количина заосталог аустенита (више од 10 мас.%) отпуштање се врши на 400°C са циљем да се аустенит дестабилизује и трансформише у мартензит током хлађења до собне температуре. Новоформирани мартензит образоваће се на нешто нижој температури, цца 200°C. Овај вид отпуштања назива се субкритична обрада [28].

Други начин уклањања заосталог аустенита, који се ретко примењује у пракси, је хлађење одливака на температури знатно испод нуле, како би се процес трансформације у мартензит одиграо до краја. Хлађење се обично врши потапањем одливака у течни азот и мора се изводити врло пажљиво.

---

## **II ЕКСПЕРИМЕНТАЛНИ ДЕО**

---

## 1. ЦИЉ ИСТРАЖИВАЊА

Већ у уводном делу рада речено је да је циљ ове докторске дисертације дефинисање утицаја ванадијума на механичка својства, отпорност на хабање и структуру високолегираног хром-молибденског челика са 1% угљеника. Утицај ванадијума на високоугљеничне, високолегиране хром-молибденске челике, који се користе за израду конструкционих делова који су изложени абразионом, корозионо-абразионом или ударно-заморном хабању, био је предмет бројних докторских дисертација и истраживачких радова аутора широм света. Ако занемаримо композите на бази “*цаст-ин*” карбида, који представљају нову генерацију материјала, која још увек нема широку комерцијалну примену, генерално најбоље особине, као антифрикциони, хабајући материјали показују високолегирани Cr-Mo челици. Отуда потиче и велики интерес истраживача у области науке о материјалима и инжењеринга материјала за ову фамилију легура. Поред тога, развој нових квалитета челика отпорних на хабање представљао стални задатак истраживачких лабораторија великих компанија *Thusen-Krupp* (Немачка), *Sandvik* (Шведска), *Armco* (Италија), *Magotteaux* (Белгија), *US Steel* (САД) и других и резултати ових истраживања указали су на могуће правце решавања колизије између тврдоће и жилавости, односно на нове технологије добијања хабајућих материјала са оптималним својствима. Треба нагласити да су се ова истраживања односила на високолегирана хром-молибденска ливена гвожђа са више од 2,0мас.% угљеника, да се релативно мали број истраживача бавио утицајем ванадијума на високолегиране Cr-Mo ливене челике и да се скоро нико није бавио утицајем ванадијума на високолегиране Cr-Mo челике који могу да се поред ливења, обрађују пластичном деформацијом, односно да се кују. У том смислу овај рад представља значајан допринос и у истраживачком смислу и у погледу могућности да испитивани челици нађу своју практичну примену.

Једна од важних карактеристика ове групе челика по којој се они разликују од осталих високоугљеничних, високолегираних хром-молибденских челика је, да они не

---

садрже изразито крти еутектички микроконституент у микроструктури, односно они не припадају фамилији тзв. ледебуритних челика.

То омогућава да се под одређеним, условима могу обрађивати пластичном деформацијом, ваљањем или ковањем, па ће финални производ имати боља механичка својства од одливака, пре свега, већу ударну жилавост и знатно бољи однос жилавости и тврдоће. Висока тврдоћа и добра ударна жилавост су основни услови да материјали буду отпорни на хабање. Да би се дошло до оптималног резултата у раду су разматране све фазе технолошког поступка израде узорака, од ливења до завршне термичке обраде финалног производа. Технолошки поступак који се користио у изради пробних узорака састојао се од следећих фаза:

- Израда одливака у облику шипки за слободно ковање израђених од високо-легираног хром-молибденског челика са 1% угљеника.
- Слободно ковање одливених шипки у температурном опсегу 1050°- 850°,
- Термичка обрада (каљење и нискотемпературно отпуштање на 250° и 450°С),

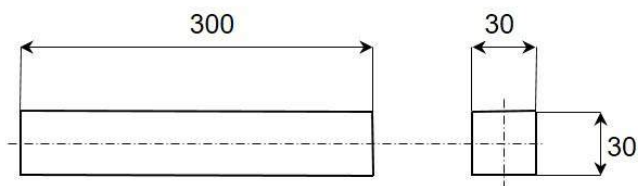
Поред дефинисања утицаја ванадијума, циљ овог рада био је дефинисање технолошких параметара производње новог квалитета кованог челика отпорног на хабање који би по неким механичким и технолошким својствима, а посебно по отпорности на хабање имао боља својства од до сада коришћених високоугљеничних, високолегираних хром-молибденских челика. Добијени резултати представљају, не само нови научни допринос већ и реалну стручну основу за даљу практичну реализацију ове идеје.

---

## 2. ИЗРАДА ПРОБНИХ УЗОРАКА

### 2.1 ЛИВЕЊЕ УЗОРАКА

За реализацију планираних истраживања израђена је серија одливака од ливеног челика квалитета X96CrMoV12-1, који ће се потом користити као уложак за топло ковање. Узорци су призматичног облика, са димензијама: 30x30x300mm слика2.1.



Слика 2.1. Уложак за топло ковање

Ливење узорака вршено је у пешчаним калупима који се уобичајно користе за израду челичних одливака. За израду калупа коришћени су дрвени модели. Модели су у потпуности одговарали облику и димензијама призматичних узорака уз корекцију димензија за скупљање челика при очвршћавању и хлађењу.

Израда пробних узорака обављена је у *Ливници Љиг А.Д.* Топљење челика је вршено у лончаној средњефреквентној индукционој пећи *ASEA Brown Boveri – ABB*, тип *ITMK-500* капацитета 500 kg челика по шаржи. Изглед пећи приказан је на слици 2.2.



Слика 2.2. Индукциона пећ АBB типа ITMK-500

---

Процес топљења у овом типу пећи заснива се на принципу електроиндукције. Пећ ради као трансформатор са секундаром у кратком споју у коме секундарни намотај представља метал који се топи. У примарни намотај доводи се наизменична струја која у металу, као секундару, индукује вртложне струје које загревају и топе метал. Оксидациони и рафинациони процеси добијања челика захтевају да шљака буде загрејана на температуру шарже, а пошто се у шљаци не индукује струја она ће бити „хладна“, и онемогућити да се ови процеси одвијају задовољавајућом брзином. Због тога се оксидација угљеника, дезоксидација лива и други поступци не могу изводити у индукционој пећи. Међутим, претапање старог гвожђа, подешавање хемијског састава додавањем угљеника, силицијума, мангана и других легирајућих елемената и подешавање температуре ливења изводи се веома једноставно па је стога индукциона пећ погодан и популаран агрегат за производњу челичног лива.

Процес топљења започиње уношењем у пећ металног дела шарже, заједно са феролегурама и укључивањем пећи на пуну снагу. Када се заврши топљење, врши се контрола и подешавање хемијског састава и температуре лива, а потом се челик испушта у ливни лонац чија је облога загрејана на 1000 – 1100°C и шаље на ливење.

Пре изливања челика у ливни лонац вршена је провера и корекција хемијског састава. За проверу хемијског састава коришћени су пробни узорци који су ливени у металне калупе и који су одмах по очвршћавању слати у лабораторију на анализу. Одређивање хемијског састава легура вршено је на оптичком емисионом спектрометру, *ARL – 3460 Metals Analyzer*. Ова инструментална аналитичка метода заснива се на претварању топлотне енергије у светлосну, усмеравањем електричног лука на претходно припремљену површину пробног узорка. Електрични лук локално топи легуру која постаје извор светлосног зрачења различитих таласних дужина. Раздвајањем светлосног зрака уређајем за дисперзију (стаклена призма) добија се спектар зрачења тј. низ линија од којих свака припада зрачењу одређене таласне дужине појединог хемиског елемента у овом случају сваког елемента који је присутан у челику.

За ливење су коришћени лонци са сифонским изливом, а испуштање метала вршено је ручно, нагињањем лонца. Калупи су израђени по CO<sub>2</sub> поступку, од високочистог кварцног песка (мин 98,5% SiO<sub>2</sub>), гранулометријског састава 55 до 85 AFS и уз примену танког слоја цирконског моделног песка. Цирконски песак има вишу температуру

---

синтеровања (2400°C) од кварцног песка(1700°C) па је на тај начин осигурана димензиона тачност и квалитет површине челичног одливка. Као везиво за калупну мешевину коришћење натријумсиликат (воденостакло) у количини од 4,0 мас.%, Очвршћавање мешавине остварено је продувавањем калупа са угљендиоксидом при чему се ствара гел натријум силиката по реакцији:



Натријум силикат, који је коришћен као везиво за CO<sub>2</sub> процес, садржао је 20% натријум оксида и имао је однос SiO<sub>2</sub>/Na<sub>2</sub>O 1,2 : 2,0 % . Ради олакшања истресања и чишћења одливака од пешчане мешавине калупној мешавини је додато средство за истресање у количини од 1,0 мас.%. Припрема пешчане мешавине са натријум силикатом као везивом вршена је у брзом ротирајућем мешачу, *Speedmiller* мешалици запремине 250 литара.

За израду калупа коришћен је систем кош кутија, а поступак израде калупа састојао се у ручном набијању мешавине у простор кош-кутије, око дрвеног модела, продувавања са CO<sub>2</sub> гасом, вађења модела и склапања доње и горње половине калупа. У сваком калупу, налазило се по четири одливка. Ливење је вршено у шест калупа, тако да је за сваки хемијски састав челика добијено по 4 узорка, за испитивања. На слици 2.3. приказани су одливци призматичних облика.



**Слика 2.3. Изглед одливака**

---

Предвиђени хемијски састав узорака челика био је:

- Серија 1: садржај угљеника 1,0%, хрома 12%; молибдена 1,0% ванадијума 1,0%, концентрација осталих елемената испод границе легирања.
- Серија 2: садржај угљеника 1,0%, хрома 12%; молибдена 1,0% ванадијума 2,0%, концентрација осталих елемената испод границе легирања.
- Серија 3: садржај угљеника 1,0%, хрома 12%; молибдена 1,0% ванадијума 3,0%, концентрација осталих елемената испод границе легирања.
- Серија 4: садржај угљеника 1,0%, хрома 12%; молибдена 1,0% ванадијума 4,0%, концентрација осталих елемената испод границе легирања.
- Серија 5: садржај угљеника 1,0%, хрома 12%; молибдена 1,0% ванадијума 5,0%, концентрација осталих елемената испод границе легирања.

Непосредно пре ливења вршена је контрола хемијског састава лива на уређају *ARL-3100 - Metals Analyzer*, слика 2.4. У случајевима када хемијски састав није одговарао жељеном саставу, у шаржу су се додавали елементи за које је анализа показала да су у дефициту. Затим се поново лила проба и када је састав челика коректно подешен приступало се ливењу.



**Слика 2.4. Изглед уређаја за инструменталну хемијску анализу челика ARL-3100**



---

За ливење су коришћени лонци са сифонским изливом, а уливање метала вршено је ручно. После очвршћавања и хлађења одливени узорци су чишћени пескарењем са челичном сачмом на уређају *Gostol G-150*, а очишћени одливци су се дорађивали брушењем.

На свим групама одливених узорака, односно на репрезентантима сваког појединачног садржаја ванадијума, вршена је финална контрола хемијског састава како би се проверило да ли састав одговара задатом.

Сваки појединачни узорак испитан је три пута и рачуната је средња вредност појединачних анализа. Изглед узорака за испитивање приказан је на слици 2.5. а средњи хемијски састав узорака челика за свих пет серија приказан је у табели II.1. Табела се односи и на анализу основне легуре, која не садржи ванадијум и на легуре са 1,0, затим 2,0; 3,0; 4,0; и 5,0 мас.% ванадијума. Из табеле се може видети да се садржај хрома и молибдена креће у оквиру стандарда за овај квалитет челика, док је садржај осталих присутних метала, мангана, никла, кобалта, волфрама, титана, ниобијума и магнезијума испод границе легирања.



**Слика 2.5. Изглед узорака после хемијске анализе спектрометром**

Табела 2.1. Хемијски састав узорака за испитивање

Узорак	Садржај елемента (мас.%)														
	C	Si	S	P	Mn	Ni	Cr	Mo	V	W	Ti	Co	Nb	Mg	Fe
Серија 0*	1.03	0.49	0.006	0.012	0.54	0.101	11.82	0.96	0.012	0.013	0.0013	0.024	0.007	0.014	85.60
Серија 1	1.05	0.49	0.006	0.016	0.54	0.103	11.93	0.96	0.98	0.012	0.0013	0.024	0.007	0.015	84.58
Серија 2	1.09	0.47	0.008	0.012	0.53	0.105	12.01	0.99	1.97	0.013	0.0012	0.023	0.007	0.013	83.44
Серија 3	1.06	0.47	0.009	0.013	0.52	0.104	12.04	0.97	3.01	0.023	0.0012	0.023	0.008	0.015	82.60
Серија 4	1.01	0.48	0.009	0.013	0.51	0.104	11.84	1.00	3.93	0.018	0.0012	0.025	0.007	0.015	81.64
Серија 5	0.98	0.48	0.007	0.012	0.53	0.102	11.90	1.03	4.98	0.016	0.0013	0.024	0.007	0.014	80.56

\*Нулта серија односи се на основну легуру која не садржи ванадијум.

---

## 2.2. КОВАЊЕ ОДЛИВЕНИХ УЗОРАКА

Већ је речено да смо се у избору технолошког поступка израде определили за слободно коване легуре, које имају боља својства од одливака. Поступак ковања и примењени термички третман треба да омогуће да се добије повољна структура металне основе која је тврда, а у исто време довољно жилава и веома отпорна на хабање. Слободним ковањем називамо поступак код кога се облик отковка формира без коришћења посебног алата или уз примену једноставних помоћних алата. Материјал у току деформације тече слободно односно управно на правац деловања силе ковања. Отковци израђени слободним ковањем сматрају се високо квалитетним полупроизводима, а у неким случајевима, то су и готови производи. Од њих се израђују високо оптерећени делови машина. Карактеристично за ову врсту отковака је да на узорцима загрејаним на 1000°C при ковању услед деловања сила притиска долази до затварања присутних прелина.

Слободно ковање одливених узорака урађено је у Лола - Фабрика отковака д.о.о у Лешку, на ковачкој батерији коју чине: чекић *МК 2-1*, слика 2.6. електро коморна пећ *ЕКР-90* произвођач *Цер А.Д.* - Чачак и електро индукциона пећ *IP-100* произвођач *Eling* - Лозница. Сви уређаји имали су важећи сертификат о баждарењу мерно-контролних инструмената чиме је обезбеђено да сетехнолошки параметри процеса могу задати и контролисати.



Слика 2.6. Чекић МК 2-1 који је коришћен за ковање узорака

---

Узорци за ковање су визуелно контролисани и видљиво обележени у шест група. Ковање узорака на предформе епрувета за даљу обраду, а потом и испитивања у складу је са стандардом SRPS EN 10 002-1. и SRPS EN 10 045-1, а урађено је по унапред припремљеном технолошком поступку.

Предгревање и загревање узорака за ковање изведено је у пећима са малим потхлађењем које је последица преноса из једне у другу пећ, а пошто је оно било краткотрајно није имало негативан утицај на даљи ток процеса.

Загревање шарже пре ковања одвијало се у два степена, односно у две пећи. Припрема узорака, шаржирање и степенасто предгревање извршено је у коморној пећи *EKP-90*, која је могла да прихватити целу шаржу. Узорци су сложени на поду пећи, по групама од прве до шесте, са значајним међупростором између група и довољним растојањем између позиција у групи. Ово растојање је увек било нешто веће од ширине узорка. Овакав начин припреме је омогућио брже и равномерније загревање, лакшу манипулацију узорака приликом преноса у другу пећ и једноставно одлагање отковака после ковања.

Загревање је почело са собне температуре, а температура је континуално расла до 250°C. На овој температури обављено је прво прогревање у трајању од 30 минута. Загревање је потом продужено до 450°C, а прогревање је трајало 60 минута због потребе да се потпуно елиминишу унутрашња напрезања. У следећој фази узорци су загрејани до температуре 600°C са прогревањем од 30 минута, а загревање у овој пећи завршено је на 800°C. Температура пећи је одржавана на 800°C до краја процеса ковања, а током трајања процеса она се, због учесталог отварања врата, незнатно мењала, без утицаја на квалитет ковања и својства отковака.

Зависно од брзине ковања узорци су преношени у електроиндукциону пећ *Eling IP-100* на загревање до температуре почетка ковања. Индукционо грејање подразумева загревање електропроводних радних предмета услед протицања вртложних струја, које настају дејством промењивог електромагнетног поља на радни предмет, односно на узорке Cr-Mo челика. Интензитет загревања узорака зависи од амплитуде електричне струје која протиче кроз њега, електричног отпора челичних узорака, дубине продирања вртложних струја и времена загревања. Овакав начин загревања има низ предности. Код класичних метода грејања, течним горивима, гасом или електроотпорним грејачима, пренос топлоте се врши посредно са пламена, односно са површине грејача, на радни

---

предмет. Индукционим загревањем топлота се развија директно у узорку, одмах по његовом уношењу у променљиво електромагнетно поље, слика 2.7.



**Слика 2.7. Загревање узорака у пећи *Eling IP-100***

Велика концентрација енергије у челичном узорку резултује његовим веома брзим загревањем и скраћењем трајања циклуса. То омогућује интеграцију постројења за индукционо грејање директно у производну линију.

Температура почетка ковања на који су узорци загревани износила је 1150°C. Коришћењем индукционе пећи скраћено је време загревања, а самим тим убрзан је процес ковања узорака . Из предострожности, а знајући да се ради о прекивању одливака из групе надеутектоидних челика са високим садржајем угљеника, 1,0мас.% и високим садржајем хрома, 12,0мас,% као и осталим присутним карбидотворним легирајућим елементима, подешена је температура наковња чекића и ударача, који су били загрејани на око 100°C. Ово је учињено да би се избегле нежељене последице које могу да се појаве при ковању овог квалитета челика на хладном наковњу . Ковање је започето лаганим ударцима по површини узорка уз окретање истог чиме је извршено припремно ковање комада како у уздужном тако и попречном правцу . Потом је ковање настављено са појачаним ударцима и већом брзином ковања све до коначне форме отковка, а процес се одвијао у дозвољеном темературном интервалу од 1150° до 880°C.

Радна дужина узорака је била таква да је омогућавала повремено сабијање узорака са поновним издужењем, па је на тај начин постигнут степен пластичне прераде од 3 до 3,2. Отковани узорци одлагани су у пећ која је служила за предгревање, а на крају

---

процеса ковања целе шарже температура пећи је подигнута на 870°C у трајању од 30 минута чиме је извршена хомогенизација микроструктуре узорака. Потом су узорци извађени из пећи и охлађени на мирном ваздуху до собне температуре. Тако је паралелно са процесом ковања обављено и нормализационо жарење узорака. Сви узорци су после ковања очишћени пескарењем.

## 2.3 ТЕРМИЧКА ОБРАДА УЗОРАКА

Да би се добила максимална тврдоћа и отпорност на хабање сви узорци од високолегираних Cr-Mo челика подвргавали су се термичкој обради - побољшањем. Технолошки поступак термичке обраде који је примењен на узорцима састојао се од каљења и нискотемпературног отпуштања на 250°C, односно од каљења и средње температурног отпуштања на 450°C. Поступак се састојао у загревању отковака до температуре каљења, прогревању до потпуне хомогенизације аустенитне фазе, каљењу у струји ваздуха и отпуштању. При томе вођено је рачуна да не дође растварања секундарних карбида у аустениту.

Циљ термичке обраде био је оптимизација структуре, односно добијање металне основе која се састоји од кубног мартензита и беинита, са малом количиним заосталог аустенита и одговарајућим садржајем и распоредом карбида. Метална основа мора да буде у чврстој вези са карбидном фазом како би се спречило да у процесу хабања, зрна тврдих абразива одвоје и одстране карбиде са контактне површине. Пожељно је и да кубни мартензит, који чини металну основу, буде отврднут дисперговањем секундарних карбида око и унутар мартензитног зрна. На тај начин мартензит ће чинити чврсту и круту потпору карбида, тако да они преузму на себе терет како абразивног тако и ударно-заморног хабања.

Прва фаза процеса термичке обраде била је загревање узорака на температури 950°C и прогревање челика до потпуне аустенитизације перлита и хомогенизације аустенитне микроструктуре. Време загревања узорака мора бити довољно дуго да обезбеди прогревање по целом попречном пресеку комада, и завршетак свих потребних фазних трансформација, као што су делимично растварање присутних карбида и хомогенизација насталог аустенита. При томе, оно не сме бити ни сувише дуго јер може изазвати пораст аустенитног зрна, значајно растварање карбида и разугљеничење површинског слоја узорака.

---

Укупно време загревања, односно време држања узорака у пећи састоји се из збира два времена, времена загревања до температуре каљења и времена држања на тој температури. Време загревања зависи од: температуре загревања, хемијског састава челика, величине и облика челичних делова, начина смештања делова у пећи, врсте пећи и других фактора. Веће брзине загревања треба избегавати због појаве великих унутрашњих напона који могу проузроковати деформације и прслине.

Пре уношења у пећ узорци су постављени на носач који је омогућавао да се сви узорци загревају под истим термичким условима. Пошто су узорци кроз процес ковања били подвргнути нормализацији, која је обезбедила добијање хомогене и ситнозрнасте микроструктуре, без значајнијих унутрашњих напрезања, брзина загревања до температуре каљења од 950°C, износила је 100°C/h.

Температура каљења одабрана је према стандардима за ове квалитете алатних челика. Као и велика већина надеутектоидних челика и високолегирани Cr-Mo челици, кале се из двофазне области. У овом случају, на температури каљења, микро-структура се састоји од аустенита и секундарних карбида који су већим делом распоређени као карбидна мрежа око аустенитног зрна, а мањим делом као честице карбида унутар зрна. Нема потребе да се карбидне честице потпуно растворе у металној основи јер оне остају у структури после каљења, па додатно повећавају тврдоћу и отпорност челика на хабање. Нормализационо жарење, које је претходило каљењу, имало је позитивне ефекте јер су се честице карбида уситниле.

У супротном би нерастворене ламеле и плочице карбида на границама зрна довеле до пораста кртости после каљења. Поред тога евентуално каљење надеутектоидних челика са виших температура, односно из монофазне аустенитне области довело би до већих термичких и структурних напрезања и појаве веће количине заосталог аустенита после каљења.

Загревање и жарење обављено је у коморној електроотпорној пећи произвођача *Degussa-Durferit*, тип: *VKUQ-60/60/98*, снаге 120KW, која је изузетно погодна за термичку обраду високолегираних челика, слика 2.8.





**Слика 2.8. Коморна пећ Degussa – Durferrit, тип: VKUQ-60/60/98,**

Пећ има могућност загревања у вакууму, као и у атмосфери азота или инертних гасова. Основне предности овог агрегата су: равномерно загревање, равномеран распоред температуре у комори, равномерно каљење, поуздано и прецизно репродуковање процеса и чисте површине обрађених комада.

Узорци су загревани у вакуму, а по достизању температуре каљења држани су у пећи 20 минута, што је било довољно да се заврше све фазне трансформације и да се постигне потпуна релаксација унутрашњих напрезања. Време држања било је одабрано тако да не дође до пораста аустенитног зрна, али довољно дуго да се наведени процеси у потпуности заврше.

Узорци се нису вадили из пећи, већ је по завршетку прогревања искључен вакуум, а каљење је обављено у струји азота загрејаног на 80°C. Струју азота стварао је посебан уређај и процес каљења обављен је аутоматски, по задатом програму.

Окаљени узорци били су подвргнути процесу отпуштања. Као што је већ речено, отпуштање представља вид термичке обраде којим се повећава ударна жилавост челика, деформабилност и граница течења и смањују унутрашња напрезања услед каљења. Температура отпуштања челика се креће у распону од 100 до 700°C. Отпуштање узорака вршено је на две различите температуре:

- нискотемпературно отпуштање на 250°C и
- средњетемпературно отпуштање на 450°C.



---

Код нискотемпературног отпуштања високолегираних Cr-Мо челика постижу се најмање промене тврдоће и чврстоће каљеног челика. При загревању мартензита од 150 до 250 °C настаје померање атома угљеника унутар решетке мартензита и смањење степена тетрагоналности, при чему долази до малог смањење тврдоће, чврстоће и унутрашњих напона, али се повећава ударна жилавост и жилавост лома. Мартензит отпуштања (кубни мартензит) задржава игличасти изглед, а код високо-легираних Cr-Мо челика може да буде праћен малом количином игличастог беинита у металној основи челика. Отпуштање узорак на 250°C имало је за циљ да се задржи висока тврдоћа, а да се у исто време повећа жилавост, како би се погодном комбинацијом ових особина побољшала отпорност на хабање.

Средњетемпературно отпуштање које генерално доводи до значајнијих промена механичких карактеристика у смислу смањења тврдоће и повећања жилавости код високолегираних Cr-Мо челика изазива нешто другачије промене. Смањење тврдоће не мора да буде тако велико као код угљеничних и ниско легираних челика. Код високолегираних Cr-Мо челика често се после каљења у структури појављује значајна количина (више од 10 мас.%) заосталог аустенита. У том случају отпуштањем на 450°C дестабилизује се заостали аустенит тако што се у процесу хлађења до собне температуре ова фаза трансформише у мартензит. Новоформирани мартензит образоваће се на нешто нижој температури, цца 200°C и овај вид отпуштања назива се субкритична обрада. Формирањем мартензитне фазе у микроструктури челика смањиће се пад тврдоће јер је тврдоћа мартензита око 60 HRC.

Отпуштање је вршено у истој пећи у којој је обављено каљење али су узорци подељени у две групе. У обе групе су се налазили узорци из свих пет серија са садржајем ванадијума од 1,0 до 5,0 мас.%, као и узорак основног челика, X96CrMo12-1, који није садржао ванадијум. Прва група узорак отпуштена је на 250°C, а друга на 450°C. Обе групе узорак загрејане су на температури отпуштања у вакуму и држане на задатој температури 30 минута.

## **2.4. МАШИНСКА ОБРАДА УЗОРАКА**

Површина узорак која је после ковања била очишћена пескарењем помоћу челичне сачме није се много променила током процеса термичке обраде. Наиме, термичка обрада је вршена у вакуму или у заштитној атмосфери азота тако да није дошло до оксидације

---

површинских слојева челика. Међутим, после термичке обраде примећена је блага извитопереност комада, губитак осне симетричности и промена димензија узорака, што је последица већег броја фактора о чему је било речи у претходном поглављу. Како је на узорцима била извршена предвиђена термичка обрада побољшањем (каљење и отпуштање), било је неопходно да се завршна машинска обрада узорака обави уз интензивно хлађење, како би се спречила промена структуре металне основе челика. Стога је машинска обрада (стругање и брушење) обављена уз примену биоразградивих синтетичких уља и емулзија за хлађење и подмазивање, тако да је радна температура била блиска собној.

Узорци који су коришћени за израду епрувете за испитивање затезањем, односно испитивање ударне жилавости и тврдоће били су обрађени стругањем, глодањем и брушењем.

Израда епрувета за испитивање затезањем обављена је на универзалном стругу *Потисје* тип: *ADA US-51*, уз константно хлађење и смањену брзину резања због велике тврдоће материјала.

За обраду резањем коришћене су керамичке плочице израђене од синтерованог силицијум нитрида и алуминијум оксида (SiAlON Based Ceramics), произвођача *Functional Materials Manufacturing, Inc.* Канада, које су предвиђене за обраду материјала тврдоће до 65 HRC. Обрада епрувета до стандардних димензија извршена је у више пролаза.

Да би избегли да приликом затезања епрувета дође до концентрације напона који су изазвани грубом обрадом на стругу, све епрувете су додатно обрешене на финалне димензије, слика 2.9.



**Слика 2.9. Брушење епрувета**

---

На слици 2.10. приказане су епрувете за испитивање затезањем после машинске обраде стругањем и брушењем.



**Слика 2.11. Епрувете за испитивање затезањем**

Узорци правоугаоног попречног пресека намењени изради епрувета за испитивање ударне жилавости и тврдоће обрађени су прво глодањем, а потом брушењем. Обрада глодањем обављена је на глодалици *Првомајска -UG1* Хрватска. Обрада епрувета за испитивање жилавости приказана је на слици 2.12.



**Слика 2.12. Обрада глодањем епрувете за испитивање ударне жилавости**

На слици 2.13. приказан је изглед епрувета за испитивање ударне жилавости после обраде глодањем.



**Слика 2.13. Епрувете за испитивање ударне жилавости после фазе глодања**

Брушење епрувета на финалне димензије обављено је на хоризонталној брусилици са стезним магнетним столом ЛЖТК Кикинда тип: PRB 500/800. На магнетном стезном столу брусилице постављено је заједно по 10 узорака, а брушење је извршено брусном плочом за брушење каљеног челика са зрном 58А и гранулацијом 80 *mesh*-а. Брушењем



---

су уклоњене неравнине и нечистоће, уз константно хлађење емулзијом за одвођење топлоте. Скидање завршног слоја обављено је са минималном захватном дужином у више пролаза са сваке стране све док се попречни пресек није свео на на меру 10x10 mm. С обзиром на претходну обраду глодањем дубина брушења није била већа од 0,3 mm.

На слици 2.14. приказана је брусилница, а на слици 2.15. изглед брушених епрувета за испитивање жилавости.



**Слика 2.14. Брусилница LŽTK Кикинда тип: PRB 500/800**



**Слика 2.15. Изглед брушених епрувета за испитивање жилавости**

---

За испитивања тврдоће користиле су се епрувете за жилавост, а за испитивање отпорности на хабање епрувете су израђене од покиданих епрувета на којима је испитивана затезна чврстоћа и остала својства отпорности. Обрада је вршена на универзалном стругу, а додатно брушење није било потребно.

На слици 2.16. приказан је изглед епрувете за тестирање отпорности на хабање.



**Слика 2.16. Изглед епрувета за испитивање отпорности на хабање**

## **3. РЕЗУЛТАТИ ИСПИТИВАЊА**

### **3.1 ПЛАН ИСПИТИВАЊА**

План испитивања обухватио је испитивање механичких својстава (затезне чврстоће, ударне жилавости, тврдоће и отпорности на хабање), испитивање микроструктуре путем светлосне и електронске микроскопије и испитивање отпорности на хабање. За планирана испитивања затезењем, испитивања ударне жилавости и испитивање отпорности на хабање израђене су стандардне епрувете према напред описаном поступку.

За испитивање тврдоће и испитивање микроструктуре (светлосну и SEM металграфију) коришћени су преломљени узорци након испитивања ударне жилавости. Они су посебно припремљени, финим брушењем и полирањем, како би били погодни за

---

анализе. План испитивања предвиђао је да се прво изврши испитивање тврдоће, затим испитивање жилавости, а потом испитивања микроструктуре.

Овакав план и редослед испитивања омогућио је да се сва испитивања обаве на узорцима добијеним ливењем из исте шарже челика и са само две шарже термичке обраде (побољшање на 250 и 450°C). Циљ је био да се добију резултати са што мање грешака због промене уређаја и опреме, промене технолошких параметара и субјективних грешака које су неизбежне и у погонским и у лабораторијским условима рада.

## 3.2 ИСПИТИВАЊЕ ТВРДОЋЕ

Тврдоћа представља отпор којим се неко тело супротставља продирању другог тела у његову површину. Упркос томе што тврдоћа не представља егзактно дефинисано механичко својство, мерење тврдоће је један од најраширенијих поступака у домену испитивања механичких особинаа. Разлог томе је са једне стране то што је тврдоћа у корелацији са неким другим механичким особинама (нпр. затезном чврстоћом код челика), а са друге стране мерење тврдоће је једноставно и не изазива разарања материјала као код неких других испитивања. За мерење тврдоће нису потребни посебно израђени узорци већ се испитивање може обавити на полупроизводима или чак на готовим деловима. Фактори који утичу на вредности спитивања тврдоће су: време трајања испитивања, хетерогеност материјала и начин мерења.

Време трајања испитивања није узето у обзир код горе наведене дефиниције.

Хетерогеност материјала представља такође једну од потешкоћа при мерењу тврдоће материјала, пошто се испитивања врше местимично по површинама. Овај утицај је нарочито приметан, код испитивања твдоће једног истог материјала на више места при чему су добијени различити резултати и ако је просечна тврдоћа испитиваног материјала свуда једнака. Из тог разлога мерење тврдоће се врши на више места на узорку, а као меродавна узима се средња вредност. Обично се у истраживањима користи Викерсова метода за одређивање тврдоће, али би она у нашем случају показала велико расипање резултата, због малих димензија пенетратора и због великог броја врло хетерогених фаза и микроконституената у структури. Поред тога, имајући у виду да се у нашем случају очекују релативно високе тврдоће испитиваног материјала изабран је Роквел С(HRC) као

---

меродавна метода у испитивањима. Добијене вредности тврдоће су биле изнад 50 HRC. Као утискивач код Роквел С методе користи се дијамантски конус чији је изглед дат на слици 3.1. Испитивање је рађено по стандарду SRPS ISO 6508:1994.



**Слика 3.1. Изглед утискивача код Rockvel С методе**

Мерење тврдоће обављено је у лабораторији компаније *Atenic Commerce d.o.o.* на уређају *OTTO Wolpert GmbH*, тип: *Dia Tester 2Rc-S*, слика 3.2. Мерење је вршено у три тачке и средња вредност тврдоће узета као меродавна. Изглед отисака приказан је на слици 3.3.



**Слика 3.2. Уређај за мерење тврдоће OTTO Wolpert GmbH**





Слика3.3. Изглед отиска мерења тврдоће

Резултати мерења тврдоће приказани су у табели 3.1.

Табела 3.1. Резултати мерења тврдоће

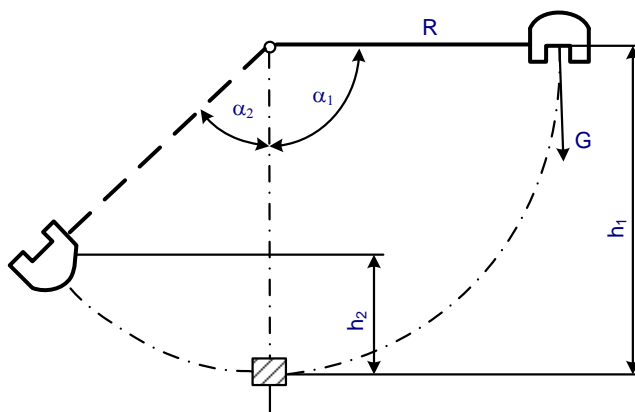
Серија	Ознака узорка		Тврдоћа узорка (HRC)		Средња вредност тврдоће (HRC)		Хемијски састав	
	T=250° C	T=450° C	T=250°C	T=450°C	T=250°C	T=450°C	C (%)	V (%)
0	101	201	58,4	56,0	58,4	57,0	1,0	0,0
	102	202	58,5	57,0				
	103	203	58,3	58,0				
1	111	211	55,6	55,0	56,0	55,7	1,0	1,0
	112	212	55,7	55,0				
	113	213	56,7	57,0				
2	121	221	54,0	52,0	53,5	53,0	1,0	2,0
	122	222	53,1	52,0				
	123	223	53,4	55,0				
3	131	231	53,7	51,4	54,1	52,5	1,0	3,0
	132	232	54,7	53,4				
	133	233	53,9	52,7				
4	141	241	53,0	52,5	53,6	52,0	1,0	4,0
	142	242	53,8	52,0				
	141	243	54,0	51,5				
5	151	251	52,5	51,0	52,9	51,9	1,0	5,0
	152	252	53,2	52,0				
	153	253	53,0	52,7				

Узорци су означени са три броја (нпр: 152). Број на првом месту означава температуру отпуштања (ако је  $t=250^{\circ}\text{C}$  стоји број 1. а ако је  $t=450^{\circ}\text{C}$  стоји број 2.). Број на другом месту означава садржај ванадијума у процентима (број 5. значи да је садржај ванадијума у узорку 5 мас.%). Број на трећем месту означава редни број испитиваног узорка (1, 2 или 3.). Ако је ознака узорка 152, то значи да је температура отпуштања узорка била  $250^{\circ}\text{C}$  (прва цифра је 1.). Садржај ванадијума је био 5,0 мас.% (друга цифра је 5.), а ради се о другом узорку у серији од три пробна комада (трећа цифра је 2.). На овај начин означили смо све узорке, за сваку температуру отпуштања и за сваки појединачни садржај ванадијума.

### 3.3. ИСПИТИВАЊЕ УДАРНЕ ЖИЛАВОСТИ

Већ у уводном делу рада истакнут је значај жилавости када се ради о овој класи високолегираних челика отпорних на хабање. Ударна жилавост се дефинише као отпор метала при динамичком ударном оптерећењу на савијање. Жилавост се може дефинисати као енергија (рад) коју је потребно утрошити да би се изазвало разарање структуре материјала, односно да би се остварио лом. Што је тај енергетски износ мањи, материјал је кртији, а ако је већи, материјал има већу жилавост. По правилу пластични материјали су уједно и жилави, али се ти појмови не смеју поистоветити. Пластичност представља могућност деформације, а многе деформабилне легуре имају малу жилавост.

Ударна жилавост се најчешће одређује тестом по Шарпију према стандардима SRPS EN 10045-1 и SRPS EN 10045-2. Приказ рада Шарпијевог клатна дат је на слици 3.4. Уређај има облик физичког клатна код кога се енергија кретања тега троши на разарање (лом) епрувете фиксиране на ослонцима.



Слика 3.4. Шема Шарпијевог клатна

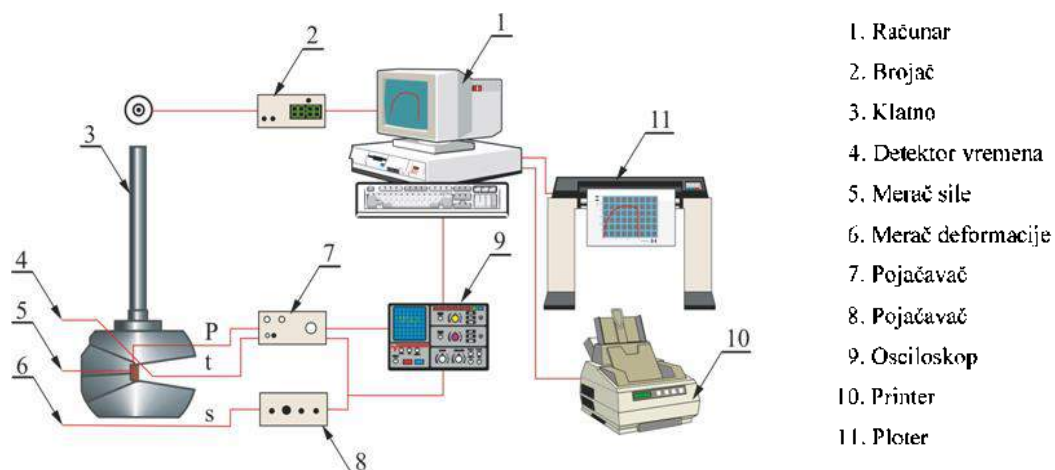
Испитивање жилавости обавља се клатном које производи рад од 294,3 J, а маса клатна је 20 kg. Епрувета се постави на ослонац, тако да рез је на супротној страни од места удара клатна. Клатно масе  $G$  пада са висине  $h_1$ , одређене почетним положајем  $\alpha_1$ . По обављеном прелому епрувете, клатно наставља пут до висине  $h_2$ , тако да заклапа са вертикалом угао  $\alpha_2$ , слика 3.4. Рад утрошен на прелом епрувете,  $A$  износи:

$$A = G r (\cos \alpha_2 - \cos \alpha_1) \quad (3.1.)$$

Вредност жилавости,  $\rho$  испитиваног материјала израчунава се свођењем утрошеног рада, на преламању епрувете, на површину пресека,  $P$  епрувете:

$$\rho = \frac{A}{P} \quad (3.2.)$$

При испитивању са својним ударним оптерећењем енергија лома одређује се као интегрална величина. Тако одређена енергија лома не даје могућност раздвајања отпорности материјала према стварању, односно ширењу прслине. Да би се то постигло ударна сила и време треба да буду континуално записивана током испитивања, што је могуће извести инструментирањем клатна [51]. Шема савременог компјутеризованог Шарпијевог клатна је дата на слици 3.5 [52].



Слика 3.5. Шема компјутеризованог Шарпијевог клатна

Са слике се види да инструментирање клатна обухвата повезивање мерача интензитета силе, који је постављен у чекић клатна, детектора времена лома и мерача деформације преко појачивача са осцилоскопом. Лом епрувете изазван ударом чекића је краткотрајна појава (0,5-8 ms ), па је улога осцилоскопа да регистроване сигнале учини

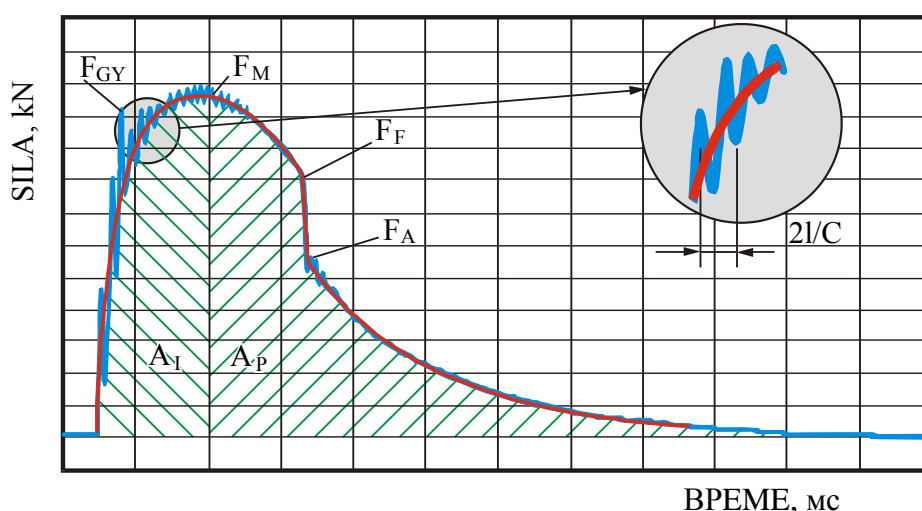
видљивим. Осцилоскоп се затим повезује са рачунаром ради обраде добијених сигнала при мерењу. Изглед компјутеризованог Шарпи клатна *Schenck-Trebel 150/300 J*, на коме су обављена испитивања ударне жилавости приказан је на слици 3.6.



**Слика 3.6. Изглед инструментираниог и компјутеризованог Шарпи клатна**

Праћење промене силе са временом омогућава да се сазна нешто више о томе да ли је утрошени рад за лом узорка последица деловања ниске вредности силе на дуже време, или краткотрајног деловања високе вредности силе, што је битно за оцену понашања материјала.

Испитивањем епрувете на компјутеризованом клатну омогућено је праћење промене силе у функцији времена [51]. Тако добијена функционална зависност сила-време, слика 3.7.



**Слика 3.7. Зависност сила-време за изражено пластично понашање материјала**

---

График зависности силе од времена омогућава одређивање следећих података:

$F_{GY}$  - динамичка сила напона течења; одређује се на месту закривљења дијаграма, тј. на прелазној тачки од линеарне ка нелинеарној зависности сила-време;

$F_M$  - максимална сила на кривој сила-време;

$F_F$  - сила почетка нестабилног раста прслине; одређује се као сила на пресеку глатке криве и стрмо падајућег дела криве сила-време;

$F_A$  - сила при којој се зауставља брзи раст прслине.

Када се стрми пад силе подудари са максималном силом, онда је  $F_M = F_F$ . Сила  $F_A$  се одређује као пресек стрмог пада криве сила-време и глатке криве која осцилује. Дефинисане силе на слици 3.6. одговарају деформацијама које носе исте индексе као ове силе, додатно се дефинише деформација  $S_T$  на крају криве сила-деформација.

$S_{GY}$  - деформација на почетку пластичног лома лигамента;

$S_M$  - деформација при максималној сили;

$S_F$  - деформација при иницијацији нестабилног раста прслине;

$S_A$  - деформација на крају нестабилног раста прслине;

$S_T$  - деформација на крају криве сила-деформација

За целовиту оцену понашања материјала при ударном оптерећењу потребно је знати који се део енергије троши за стварање прслине, а који део за ширење, пропагацију прслине. Постоји више метода којима се може раздвојити укупна енергија удара,  $A_{uk}$ , на енергију за стварање прслине,  $A_i$ , и енергију за ширење прслине,  $A_p$ . Већина њих се заснива на томе да енергија за стварање прслине не зависи од радијуса зареза, већ да радијус утиче на енергију за ширење прслине.

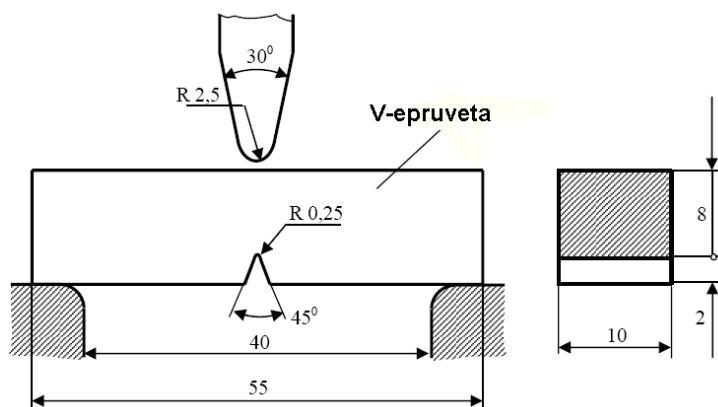
Најприхватљивији поступак за одређивање енергије ширења прслине је преко "заморне прслине" [51]. Суштина овог поступка је да се епрувета ломи на Шарпи клатну, а енергија која се при том утроши за лом је практично енергија ширења прслине,  $A_p$ . Уколико је позната вредност укупне енергије удара испитиваног материјала онда се лако може израчунати део енергије потребне за стварање прслине,  $A_i$ :

$$A_i = A_{uk} - A_p \quad (2)$$

Одређивање енергије стварања и енергије ширења прслине по овој методи обавља се на једном узорку што даје већу тачност. На дијаграму сила-време, слика 3.6, обележене су површине  $A_i$  и  $A_p$  које су пропорционалне енергијама стварања и ширења прслине. Треба напоменути да се из дијаграма сила-време могу одредити и сила на граници

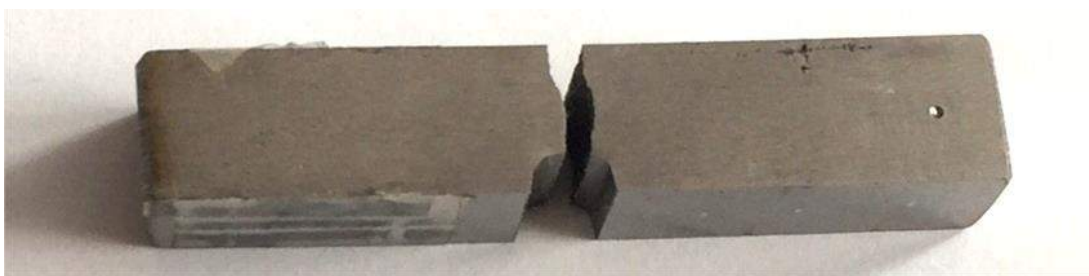
течења, максимална сила и сила кртог лома. Међутим, треба узети у обзир да се у испитивању не исказују увек све ове силе.

Епрувета за испитивање ударне жилавости има облик квадратне призме, слика 3.8. По средини епрувете се увек налази жљеб – зарез, који присиљава да се лом догоди баш на том месту. Постоје епрувете са V зарезом и са U зарезом. V епрувета има оштрији зарез и користи се за жилаве материјале нпр. за нискоугљеничне челике.



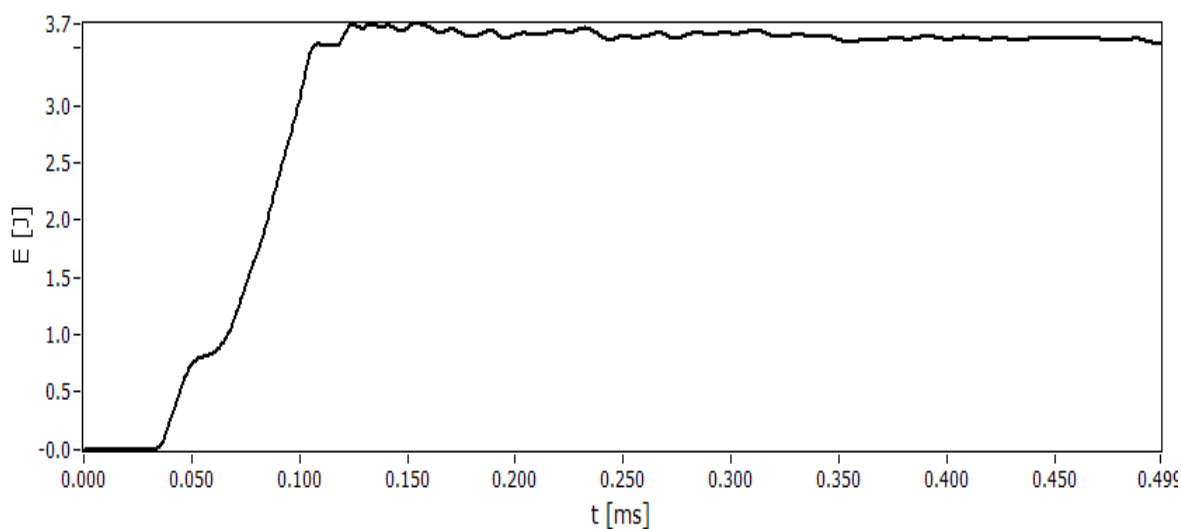
Слика 3.8. Епрувета са V зарезом

Код кртих материјала, високоугљенични и високолегирани Ст-Мо челици имају склоност ка кртом лому, уобичајен је U зарез или се користе епрувете без промене попречног пресека, односно без зареза. У раду смо користили епрувету са U зарезом, а изглед епрувете после кидања, приказан је на слици 3.9.

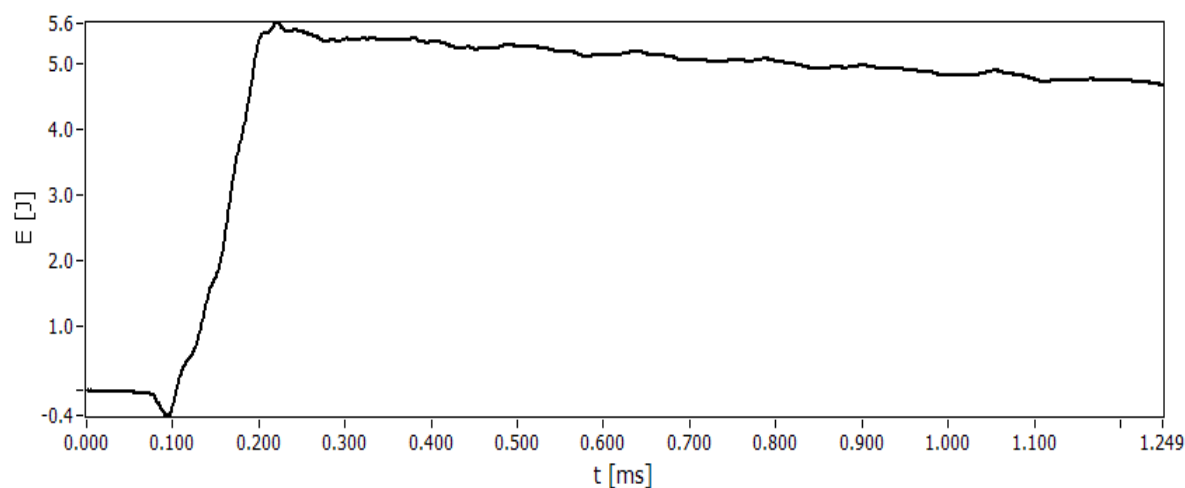


Слика 3.9. Изглед епрувете после кидања

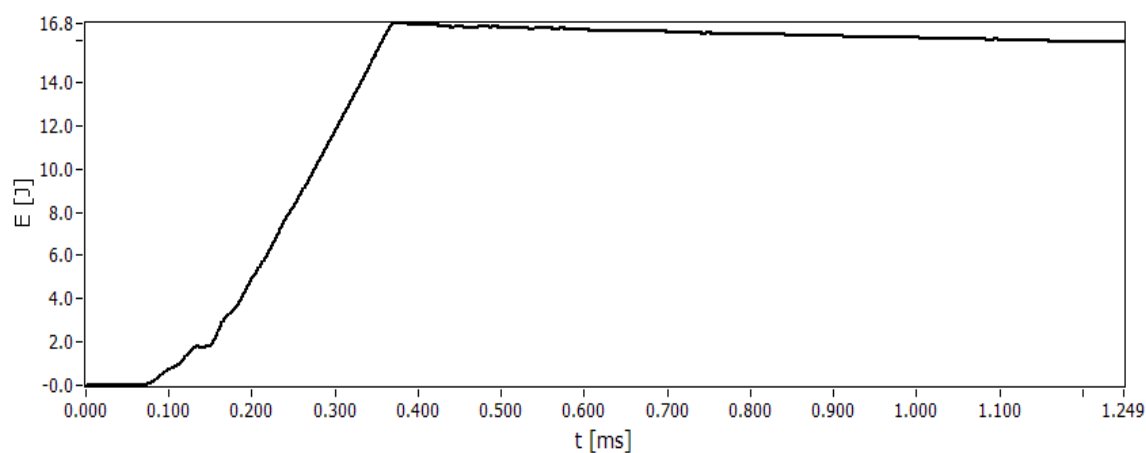
Већ је речено да компјутеризовано Шарпи клатно *Schenck-Trebel 150/300 J* омогућава праћење промене силе у функцији времена и одређивање укупне енергије односно енергије стварања и енергије ширења прслине на узорку, до лома. Крива промене енергије удара у функцији времена за неколико карактеристичних узорака приказан је на сликама 3.10.а. 3.10.б. 3.10.ц.



**Слика 3.10.а. Промене енергије у функцији времена за узорак 121**

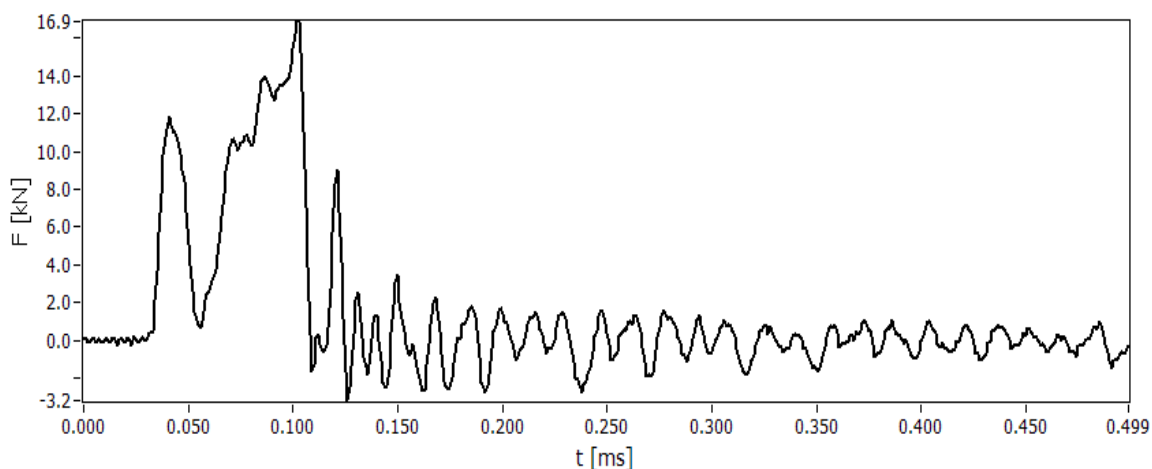


**Слика 3.10.б. Промене енергије удара у функцији времена за узорак 222**

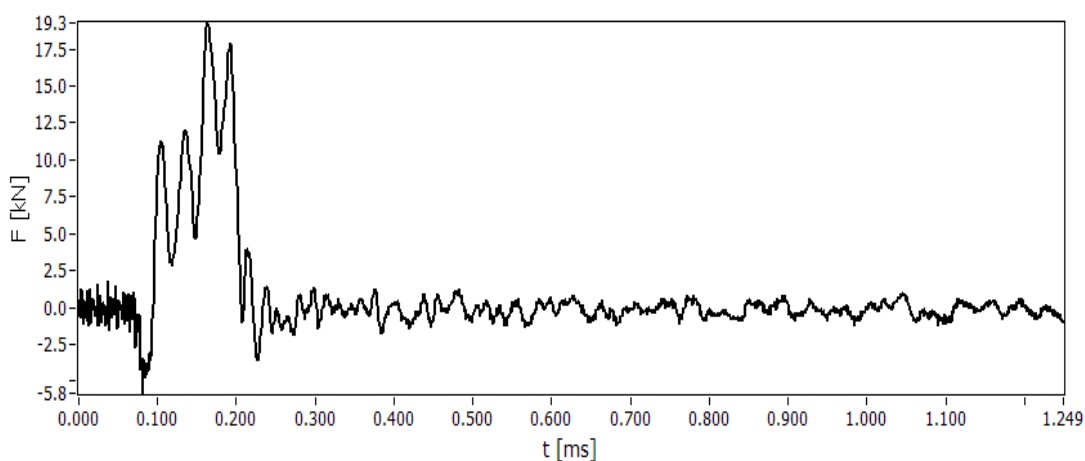


**Слика 3.10.ц. Промене енергије удара у функцији времена за узорак 252**

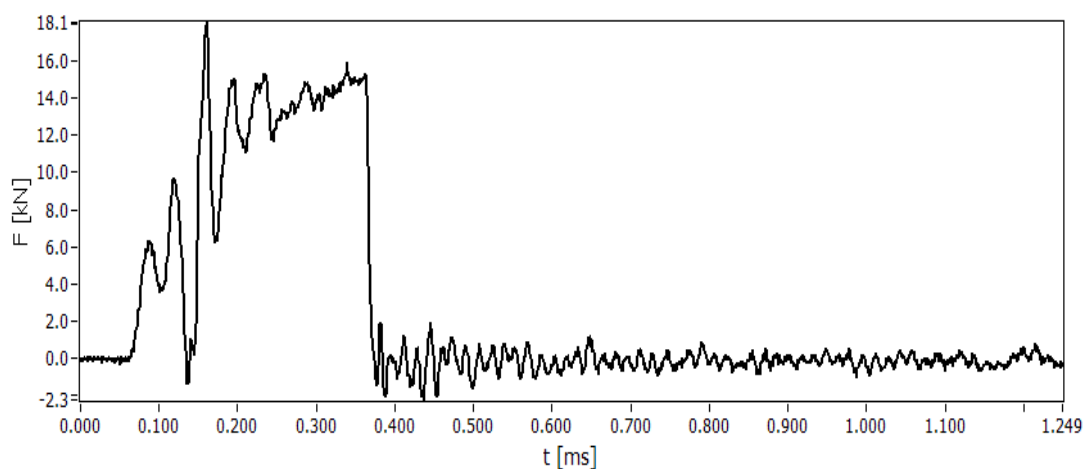
Изглед промене силе у функцији времена за исте узорке приказан је на слици 3.11.а., 3.11.б. и 3.11.ц.



Слика 3.11.а. Промене силе у функцији времена за узорак 121



Слика 3.11.б. Промене силе у функцији времена за узорак 222



Слика 3.11.ц. Промене силе у функцији времена за узорак 252



Резултати мерења ударне жилавости приказани су у табели 3.2.

**Табела 3.2. Резултати мерења ударне жилавости**

Серија	Ознака узорака		Ударна жилавост узорака (J/cm <sup>2</sup> )		Средња вредност ударне жилавости (J/cm <sup>2</sup> )		Хемијски састав	
							С	V
	T=250° С	T=450° С	T=250°С	T=450°С	T=250° С	T=450° С	С (%)	V (%)
0	101	201	2,35	3,53	2,24	3,52	1,0	0,0
	102	202	2,11	3,20				
	103	203	2,26	3,85				
1	111	211	3,60	4,78	3,58	4,62	1,0	1,0
	112	212	3,34	5,01				
	113	213	3,80	4,07				
2	121	221	4,42	6,10	4,25	5,85	1,0	2,0
	122	222	4,32	5,84				
	123	223	4,02	5,62				
3	131	231	8,52	11,67	8,32	11,62	1,0	3,0
	132	232	7,98	11,34				
	133	233	8,46	11,85				
4	141	241	12,01	15,12	11,63	14,60	1,0	4,0
	142	242	10,90	13,98				
	143	243	12,60	14,70				
5	151	251	13,91	19,86	13,83	19,43	1,0	5, 0
	152	252	13,95	18,70				
	153	253	13,63	19,73				

Резултати мерења енергије удара приказани су у табели 3.3.

**Табела 3.3. Резултати мерења енергије удара**

Серија	Ознака узорака		Енергија удара (J)		Средња вредност енергије удара (J)		Хемијски састав	
	T=250°C	T=450°C	T=250°C	T=450°C	T=250°C	T=450°C	C (%)	V (%)
0	101	201	2,12	2,40	2,24	2,87	1,0	0,0
	102	202	2,31	3,11				
	103	203	2,29	3,10				
1	111	211	3,33	3,31	3,23	3,58	1,0	1,0
	112	212	3,42	4,01				
	113	213	2,94	3,42				
2	121	221	3,53	4,80	4,25	4,75	1,0	2,0
	122	222	5,05	4,67				
	123	223	4,17	4,78				
3	131	231	5,65	5,98	5,78	5,81	1,0	3,0
	132	232	6,12	6,01				
	133	233	5,57	5,44				
4	141	241	6,56	8,11	6,96	8,30	1,0	4,0
	142	242	7,22	8,70				
	143	243	7,10	8,09				
5	151	251	6,96	15,89	8,44	13,27	1,0	5,0
	152	252	9,45	12,03				
	153	253	8,90	11,89				

Примери извештаја испитивања жилавости на компјутеризованом Шарпи клатну за узорак 252. приказан је на слици 3.12

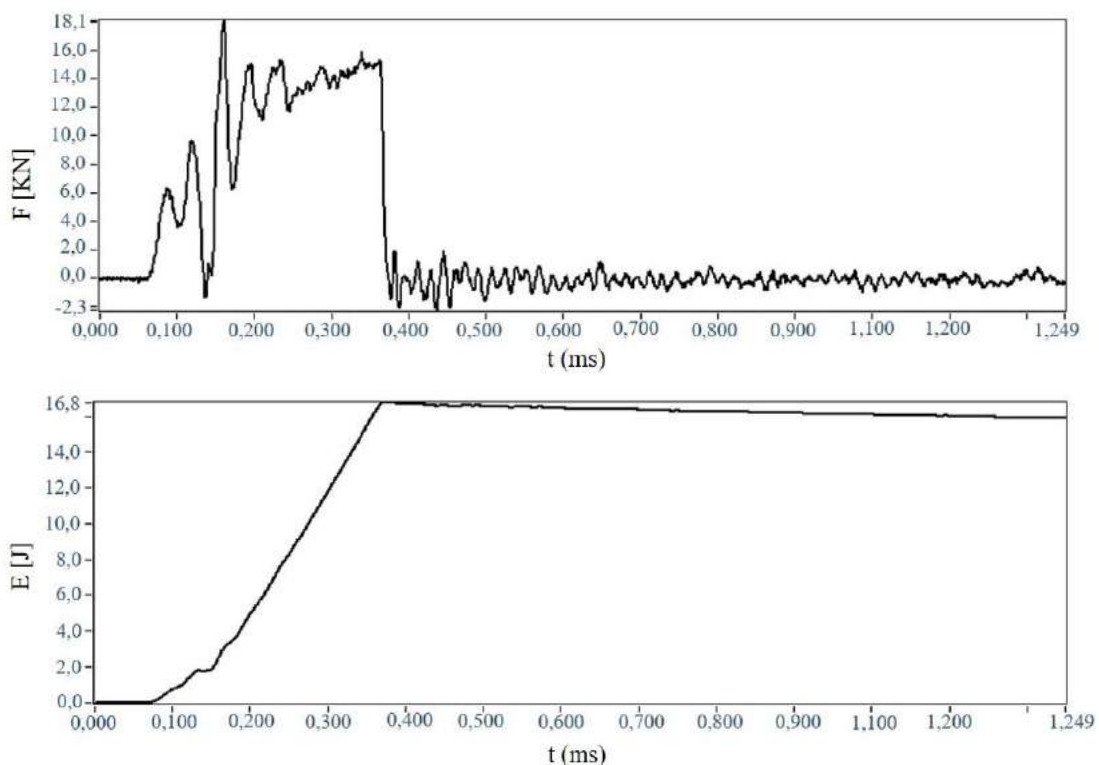


**ВОЈНОТЕХНИЧКИ ИНСТИТУТ**  
**Одељење за металне материјале**  
 Ратка Ресановића 1, 11000 Београд, СРБИЈА  
 тел. +381 11 2051 709, факс. +381 11 2508 474

Подаци о испитивању		Подаци о епрувети	
Ознака епрувете:	1	Дужина епрувете [mm]	55.00
Температура испитивања:	20	Ширина епрувете [mm]	10.00
Тип епрувете:	ISO-U (55x10x10 (8))	Висина епрувете [mm]	10.00
Сензор:	ISO	Висина носећег пресека [mm]	8.00
Датум испитивања:	8.12.2016	Површина носећег пресека [mm <sup>2</sup> ]	
Време испитивања:	9:33:30	U-зарез [mm]	2

Подаци о материјалу		Подаци о месту испитивања		Подаци о наручиоцу	
Материјал:	Челик	Испитивач:	ВТИ	Наручилац:	Вукоје Вукојевић
Стање материјала:	Побољшано	Место испитивања	Београд	Предузеће:	Докторат
Правац ваљања:	–	Адреса:	Ратка Ресановића 1	Адреса:	Лепосавић
Положај зареза:	–	Пошта:	11000 Београд	Пошта:	

Резултати						Оцена површине		
Енергија удара:	15.89	J	Тип дијаграма	Д		Тамна површина:	–	%
Ударна жилавост:	19.86	J/cm <sup>2</sup>	<b>Остали подаци:</b>			Дуктилни лом:	–	%
Ei:	14.61	J	Re:	137.66	Мра	Интеркристални лом:	–	%
Er:	1.28	J	Rm:	198.87	Мра	Транскристални лом:	–	%
Коефицијент f:	-282507.17		% жилавог лома:	9.91	%			



**Слика 3.12** Пример извештаја испитивања жилавости на компјутеризованом Шарпи клатну за узорак 252.

### 3.4. ИСПИТИВАЊЕ ЗАТЕЗНЕ ЧВРСТОЋЕ

Ова врста испитивања се најчешће примењује, јер се по резултатима ових испитивања упоређују различити метали и легуре и тумаче њихове особине. Испитивање се састоји у оптерећивању епрувете затезном силом, до прекида у циљу одређивања својства отпорности и својства деформације материјала. Најважније својство отпорности је затезна чврстоћа материјала,  $R_m$  тј. напрезање изазвано максималном силом затезања обрачунато по јединици површине првобитног попречног пресека епрувете, и израчунава се по обрасцу:

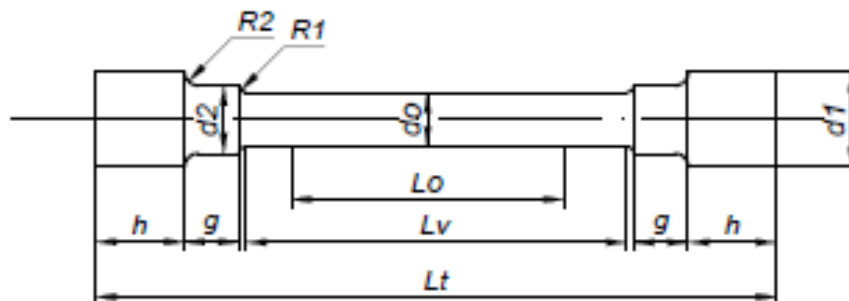
$$R_m = \frac{F_m}{A_0} \text{ [N/mm}^2\text{]} \quad (3.3)$$

где је:

$F_m$  – максимална сила затезања, тј. максимална сила коју испитивани материјал може да издржи.

$A_0$  – првобитна површина попречног пресека епрувете ( $\text{mm}^2$ ).

Епрувете за испитивања израђене су према стандарду SRPS EN 10 002-1 за ову врсту испитивања. Изглед епрувете за испитивање на затезање приказан је на слици 3.13.



Слика 3.13. Изглед епрувете за испитивање затезањем

Површина пробних узорка треба да буде глатка и равна без рисева и бразди како би се избегла концентрација напрезања. Зато су све епрувете обрађене брушењем, а прелаз између дела за хватање пробног узорка и мерног дела епрувете, сагласно стандарду, изведен је преко два радијуса, слика 3.14.



Слика 3.14. Изглед епрувета за испитивање

---

За испитивање затезањем коришћена је универзална хидраулична кидалица *SHIMADZU* тип: UH-FX максималне силе затезања 300 кN. Изглед ове кидалице приказана је на слици 3.15. Изабрана хидраулична кидалица поседује аутоматску регулацију стезања епрувете што олакшава рад и онемогућава проклизавање узорка током затезања. Контролни параметри се аутоматски подешавају у реалном времену, на основу вредности актуелне силе затезања измерене током тестирања. Ово елиминише потребу за прелиминарним тестирањем и олакшава извођење веома прецизних експеримената. На следећој слици приказана је хидраулична кидалица.



**Слика 3.15.** Хидраулична кидалица *SHIMADZU UH-FX*

На слици 3.16. приказана је преломљена епрувета на којој се запажа потпуно одсуство било каквих деформација, што сведочи о кртом лому испитиваног челика.



**Слика 3.16.** Епрувета после лома

Имајући у виду да затезна чврстоћа узорака није битан фактор од утицаја на отпорност на хабање и друга технолошка и експлоатациона својства број узорака за испитивање је смањен. За сваку серију испитан је по један узорак истог хемијског састава

и исте термичке обраде. У табели 3.4. приказани су и резултати испитивања затезне чврстоће.

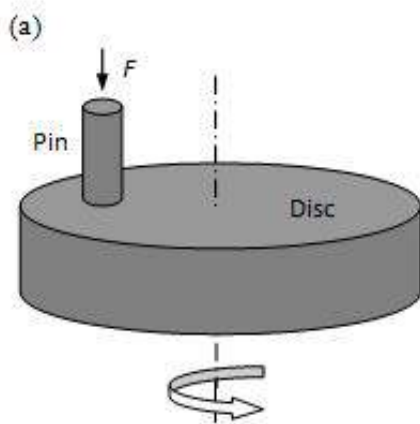
**Табела 3.4. Резултати мерења затезне чврстоће**

Серија	Ознака узорака		Затезна чврстоћа (МПа)		Хемијски састав	
	T=250° С	T=450° С	T=250°С	T=450°С	С (%)	V (%)
	0	101	201	776,0	875,0	1,0
1	111	211	768,0	850,5	1,0	1,0
2	121	221	745,5	821,5	1,0	2,0
3	131	231	718,0	783,5	1,0	3,0
4	141	241	678,0	742,0	1,0	4,0
5	151	251	652,5	702,0	1,0	5,0

### 3.5. ИСПИТИВАЊЕ ХАБАЊА

Проблематиком хабања и феноменом отпорности на хабање бави се трибологија. Назив *трибологија* долази од грчке речи  $\tau\rho\iota\beta\omicron\varsigma$  што значи трење, трошење и слично. Дефиниција овог појма каже да је трибологија наука која проучава површине у додиру и релативном кретању и о пратећим активностима. Ово је превод службене дефиниције, први пут објављене 1966. године у извештају радне групе Министарства просвете и науке Уједињеног краљевства Велике Британије, којом је председавао инж. Петер Јост, један од пионира ове науке. Једноставније и разумљивије речено трибологија научно-стручна дисциплина која се свеобухватно бави проблемима трења и хабања.

Испитивање отпорности на хабање високолегираних Сг-Мо челика обухватило је триболошка испитивања, односно испитивања понашања челичних узорака у контакту са ротирајућим абразивним папиром. Испитивања су изведена на трибометру типа "епрувета на диску", слика 3.17. Детаљи уређаја приказани су на слици 3.18.

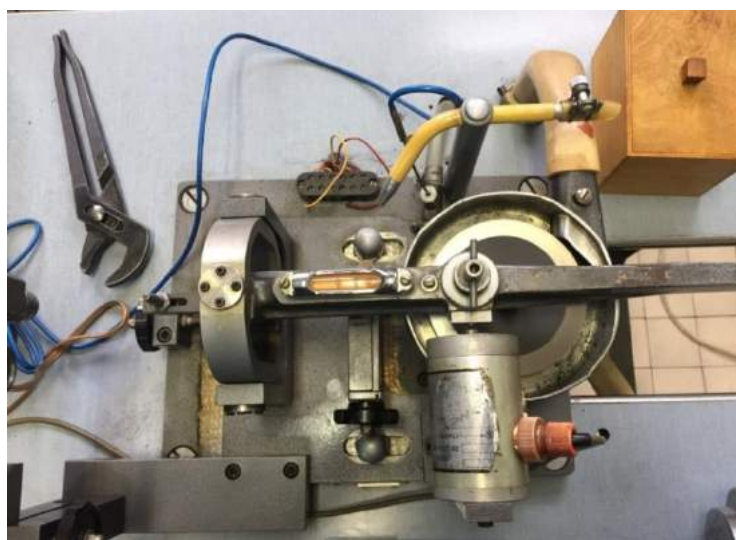


(a) шематски дијаграм



(б) фотографија уређаја

Слика 3.17. Трибометар Т62



Слика 3.18. Елементи трибометра Т62

Испитивања су изведена у условима сувог клизања, са брзином клизања од 0,5 m/s, пређеном путу клизања 30 м, нормалном оптерећењу 10 N, тј. специфичном оптерећењу 0,5 МПа. Коришћен је абразивни папир на бази SiC гранулације P180 (просечна величина зрна абразива 82  $\mu\text{m}$ ). Изглед епрувета за испитивање приказан је на слици 3.19.

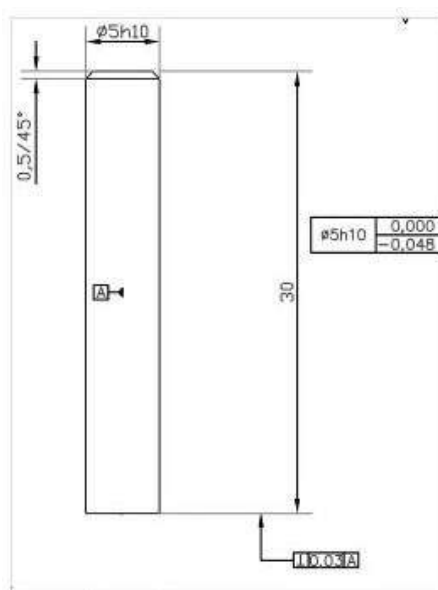




**Слика 3.19. Изглед епрувета за испитивање хабања**

На слици 3.20. приказан је цртеж епрувете - пина за испитивање отпорности на хабање.

Поступак се заснива на абразионом хабању епрувете, пина у контакту са ротирајућим диском на који је постављен абразивни папир наведене гранулације. Пин притиска диск силом од 10 N и остаје у контакту са диском 60 секунди. За то време диск пређе пут дужине 30 метара. Ради репродуктивности резултата, после сваког појединачног експеримента улаже се нови абразиони папир на диск, а епрувета пере бензином. Мерило отпорности на абразионо хабање је смањење масе епрувете и што је губитак масе мањи, отпорност на хабање челика је већа. Резултати испитивања приказани су у табелама 3.5. и 3.6.



**Слика 3.20. Цртеж епрувете (пина) за испитивање хабања**



Табела 3.5 Резултати испитивања абразионог хабања узорака отпуштених на 250°C

Редни број мерења	Параметар	Серија 0 0,0 мас.% V	Серија 1 1,0 мас.% V	Серија 2 2,0 мас.% V	Серија 3 3,0 мас.% V	Серија 4 4,0 мас.% V	Серија 5 5,0 мас.% V
1.	$\Delta m$ (mg)	5.16	5.45	5,54	5.70	5,90	6.10
	$I_h$ ( $\times 10^{-1}$ mg/m)	1,72	1,82	1,85	1,90	1,97	2.03
2.	$\Delta m$ (mg)	5.20	5,38	5,60	5,73	5,95	6.15
	$I_h$ ( $\times 10^{-1}$ mg/m)	1,73	1,79	1,86	1.91	1,98	2,05
3.	$\Delta m$ (mg)	5,24	5,43	5,60	5,67	5,97	6.11
	$I_h$ ( $\times 10^{-1}$ mg/m)	1,74	1,81	1,86	1,89	1,99	2.03
<b>Средња вредност <math>\Delta m</math> (mg)</b>		<b>5,20</b>	<b>5,42</b>	<b>5,58</b>	<b>5.70</b>	<b>5,94</b>	<b>6.12</b>
Стандардна девијација (mg)		0,03	0,03	0,03	0.03	0,03	0,02
Стандардна девијација (%)		1	1	1	1	1	1
<b>Средња вредност <math>I_h</math> (<math>\times 10^{-1}</math> mg/m)</b>		<b>1,73</b>	<b>1.81</b>	<b>1,86</b>	<b>1,90</b>	<b>1,98</b>	<b>2,09</b>
Стандардна девијација ( $\times 10^{-1}$ mg/m)		0,03	0,02	0,01	0,02	0,02	0,05
Стандардна девијација (%)		1	1	1	1	1	2

**Легенда:**

$\Delta m$  – похабана маса епрувете (пина) мерена аналитичком вагом;

$s$  – пређени пут (износио је 30m)

$\mu$  – осредњена вредност коефицијента трења;

$I_{hm}$  – израчуната вредност масеног интензитета хабања на основу похабане масе и пређеног пута.

Табела 3.6. Резултати испитивања абразионог хабања узорака отпуштених на 450°C

Редни број мерења	Параметар	Серија 0 0,0 мас.% V	Серија 1 1,0 мас.% V	Серија 2 2,0 мас.% V	Серија 3 3,0 мас.% V	Серија 4 4,0 мас.% V	Серија 5 5,0 мас.% V
1.	$\Delta m$ (mg)	5.20	5.70	5.70	6.00	6,10	6.40
	$I_h$ ( $\times 10^{-1}$ mg/m)	1.73	1.90	1.90	2.00	2,03	2.13
2.	$\Delta m$ (mg)	5.40	5.50	5,80	5.80	6,00	6.20
	$I_h$ ( $\times 10^{-1}$ mg/m)	1.80	1.83	1,93	1.93	2,00	2.07
3.	$\Delta m$ (mg)	5.30	5.50	5,60	6.00	6,10	6.20
	$I_h$ ( $\times 10^{-1}$ mg/m)	1.77	1.83	1,86	2.00	2,03	2.07
<b>Средња вредност <math>\Delta m</math> (mg)</b>		<b>5.30</b>	<b>5.57</b>	<b>5.70</b>	<b>5.93</b>	<b>6,08</b>	<b>6.26</b>
Стандардна девијација (mg)		0.08	0.08	0.08	0,08	0.05	0,09
Стандардна девијација (%)		2	2	2	2	1	2
<b>Средња вредност <math>I_h</math> (<math>\times 10^{-1}</math> mg/m)</b>		<b>1.76</b>	<b>1,85</b>	<b>1,89</b>	<b>1,97</b>	<b>2.02</b>	<b>2,09</b>
Стандардна девијација ( $\times 10^{-1}$ mg/m)		0,10	0,1	0,1	0,1	0,1	0,1
Стандардна девијација (%)		1	1	1	1	1	1

**Легенда:**

$\Delta m$  – похабана маса епрувете (пина) мерена аналитичком вагом;

s – пређени пут (износио је 30м)

$\mu$  – осредњена вредност коефицијента трења;

$I_{hm}$  – израчуната вредност масеног интензитета хабања на основу похабане масе и пређеног пута.

---

### 3.6. ИСПИТИВАЊЕ МИКРОСТРУКТУРЕ

Физика чврстог стања каже да од врсте, величине и расподеле кристала као микроструктурних компонената зависе сва технички важна својства материјала. За дефинисање микроструктурних карактеристика испитиваних челика применили смо металографска испитивања. Циљ металографских испитивања био је испитивање микроструктуре, квалитативно и квантитативно одређивање присутних фаза и микроконституената, као и утицаја микроструктуре на својства испитиваних узорака.

За потребе ових испитивања коришћена је светлосна микроскопија (SM), скенирајућа електронска микроскопија (SEM) и EDS анализа (Energy Dispersive X-Ray Spectroscopy) Металографске технике, SM и SEM, примењене су за испитивање микроструктурних карактеристика, а EDS анализа, која је у тесној вези са скенирајућом електронском микроскопијом за хемијску микроанализу присутних фаза, посебно карбида.

Металографска испитивања обухватају припрему узорака. Припрема се изводи брушењем, полирањем и нагризањем површине комада. Брушење површине узорка обављено је брусним папиром различите финоће, уз додатак воде, при чему је брушење вршено у једном смеру. Када су све бразде (рисеви) на брушеној површини постале истосмерне, узорак се окретао за 90° и брушење је настављено. Поступак се понављао 4-5 пута, по завршетку брушења сви узорци су опрани млазом воде како би се спречило да дебриси брушења буду пренесени у следећу фазу припреме. За брушење је коришћен брусни папир финоће P1000, P1500, P2000, P2500, P3000, P3500 и на крају P4000.

После брушења узорци полирани до високог сјаја. Полирање је вршено на ротационом диску који је био пресвучен филцом. Као абразив за полирање коришћен је раствор Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, глиница, којим је квашен ротирајући диск. Исполирани узорци су прво испирани дестилованом водом а потом 96% етил алкохолом, а потом су осушени. Овако припремљени узорци стављани су у еквикатор како би се заштитили од контакта са другим узорцима и влаге.

Да би микроструктура челика постала видљива под светлосним микроскопом вршено је нагризање ниталом – 10% раствором азотне киселине у етил алкохолу. Нагризање је вршено потапањем у раствор полиране површине у трајању од 10 секунди, након чега су се узорци вадиле и одмах испирали водом и алкохолом. Испирањем и сушењем се

---

спречава даље нагрizaње и пренагрizaње површине узорка. Припремљен узорак се суши и поново ставља у ексихатор ради заштите од влаге.

За металографску анализу коришћен је светлосни микроскоп *OLYMPUS* тип *GX41*, који је приказан на слици 3.21. Микроскоп је опремљен дигиталном камером која је повезана са рачунаром. На рачунару је инсталиран софтвер за обраду слике и то:

- A-MOD-GS-PL за фазну анализу и мерење дебљине слоја у пресеку,
- A-MOD-GS-PL за одређивање величине зрна и
- A-MOD-I-ASTM за анализу секундарних фаза, укључака и инклузија, према стандарду ASTM E1245.

Скенирајући електронски микроскоп (*Scanning Electron Microscope - SEM*), је врста електронског микроскопа који производи слике узорка тако што скенира површину фокусираним снопом електрона. Електрони комуницирају са атомима у узорку, производећи различите сигнале који садрже информације о површинском изгледу, топографији и саставу узорка SEM анализа урађена је на свим узорцима уз поновљену припрему која се састојала од полирања.

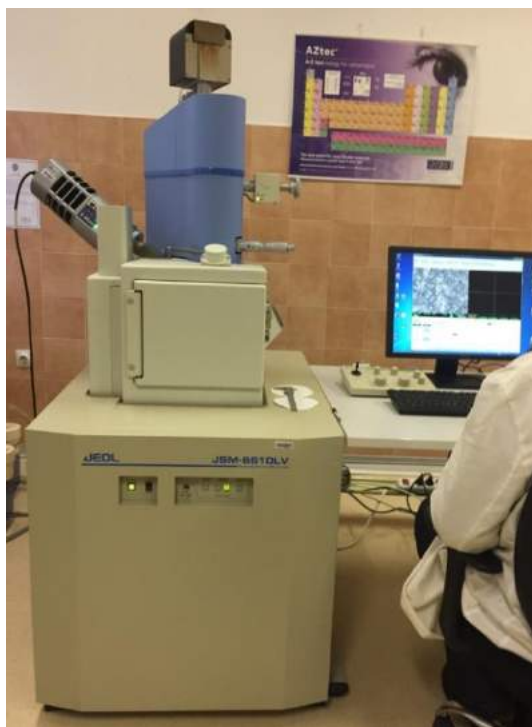
Наиме, овај начин посматрања површине не захтева нагрizaње површине узорка већ идеално глатку и одмашћену површину. Одмашћивање је вршено потапањем узорка појединачно у стаклену посуду са бензолом и стављањем истих у ултразвучну кадицу.



**Слика 3.21. Металографски микроскоп *OLYMPUS* тип *GX41***

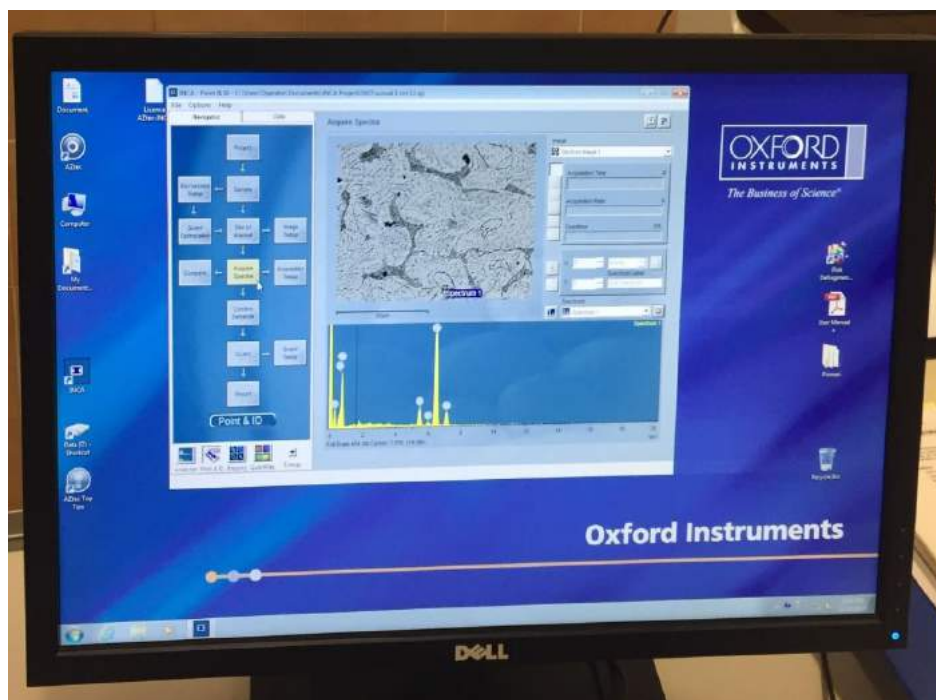
---

За испитивање је коришћен скенирајући електронски микроскоп *JEOL* тип *JSM-6610LV* који је приказан на слици 3.22.



**Слика 3.22. SEM микроскоп JEOL тип JSM-6610LV**

Изглед микрофотографије добијене уз коришћење софтвера за управљање уређајем и обраду фотографија приказан је на слици 3.23.



**Слика 3.23. Приказ SEM микрофотографије на екрану монитора**

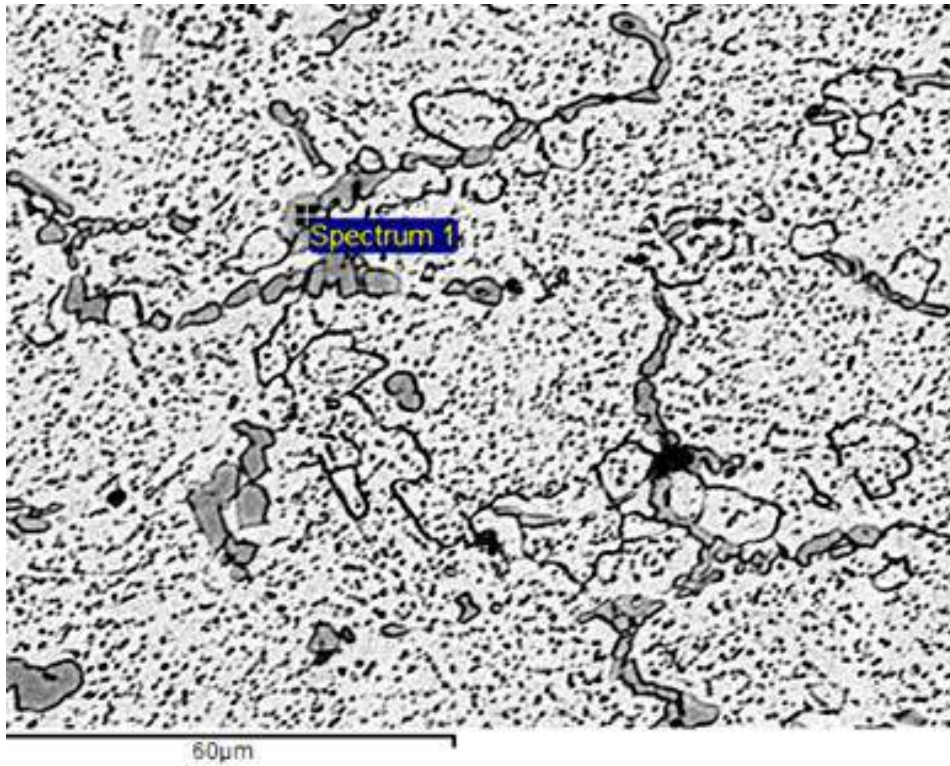
---

Уместо видљиве светлости и оптичких сочива, електронски микроскоп користи зрак електрона, коју усмерава фокусирајући електромагнетско поље. Пошто је таласна дужина електрона знатно краћа од таласне дужине фотона видљиве светлости, граница резолуције електронског микроскопа је много мања од граница резолуције светлосног микроскопа. Код електронског микроскопа она износи 0,1 - 0,2 nm, а код светлосног микроскопа око 200 - 350 nm. Зато SEM микроскопија омогућава чак и до 50.000 пута већа увећања од светлосне.

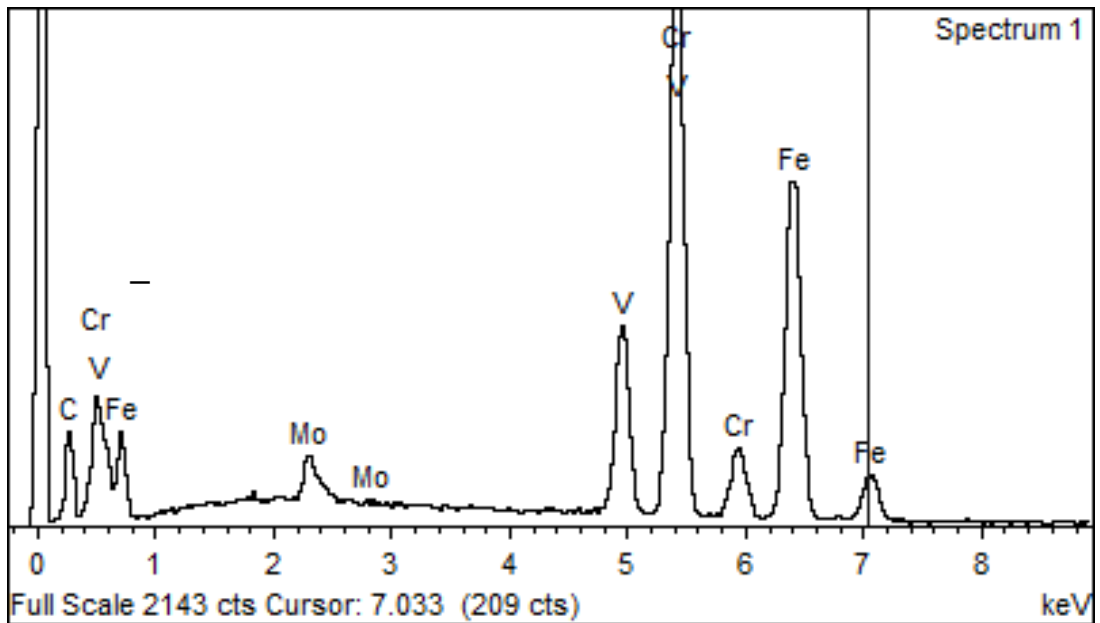
Скенирајући електронски микроскопи су опремљени EDS уређајима који омогућавају одређивање хемијског састава присутних фаза у тачки на површини узорка који се посматра. Анализом уз помоћ EDS уређаја одређује се присуство свих хемијских елемената који се налазе у посматраној тачки, односно на веома малој површини. Такође, могуће је направити мапу расподеле утицајних хемијских елемената што је од огромног значаја за разумевање и детекцију присутних фаза на испитиваном узорку. Присуство хемијских елемената је дато у масеним и атомски процентима. И поред великих могућности увеличања, посматрање и испитивање узорака је углавном рађено са увећањем од 2500 пута. Са већим увећањем губи се квалитет фотографије, а и прецизност хемијске анализе. Сноп EDS уређаја има пречник 5  $\mu\text{m}$ . Када би смо радили са екстремним увећањима сноп би хватао гранична или суседна поља односно фазе, што би могло да нас наведе на погрешне закључке.

На слици 3.24. дат је пример SEM микрофотографије структуре Cr-Mo-V челика, а на слици 3.25. пример хемијске анализе посматране тачке урађене EDS методом.





Слика 3.24. SEM микрофотографија са означеном анализираним тачком



Слика 3.25. EDS спектар у тачки Spectrum 1.

---

## 4. ДИСКУСИЈА РЕЗУЛТАТА ИСПИТИВАЊА

### 4.1. ИСПИТИВАЊЕ МЕХАНИЧКИХ СВОЈСТАВА

Узорци високолегираних Сг-Мо челика са различитим садржајем ванадијума су били подвргнути испитивању механичких својстава и то: испитивању тврдоће, ударне жилавости, затезне чврстоће и отпорности на хабање. С обзиром да су сви узорци били одливени из малог броја шаржи и да се у поступку даље обраде водило рачуна о свим релевантним технолошким параметрима, расипање и одступање резултата је било врло мало. Услови под којима је вршено загревање пре ковања температура ковања, а посебно режими каљења и отпуштања контролисани су у релативно уским границама, онолико колико је то расположива опрема омогућавала. Израда узорака, ливење и ковање, обављено је у погонским условима, где није било могуће прецизно контролисати све технолошке параметре односно идентичан хемијски састав, прецизне температуре ливења и ковања, и слично. Ипак, сви параметри одржавани су у уским границама тако да значајнијег расипања резултата није било, а анализом резултата запажа се јасно изражена функционална зависност својстава узорака од промене вредности параметра чији се утицај на материјал испитује.

У претходном поглављу приказани су резултати мерења за све израђене и испитане узорке. У анализи резултата користићемо израчунате средње вредности. Такође, у табели 2.1. наведен је средњи хемијски састав узорака за испитивање који је добијен на основу већег броја појединачних инструменталних хемијских анализа узорака из свих пет серија и основног материјала који није садржао ванадијум. Све финалне хемијске анализе одливених узорака урађене су на једном уређају, *ARL-3100 Optical Emission Spectrometer*, што је знатно смањило могућност појаве грешака и одступања резултата мерења.

#### 4.1.1. Анализа зависности тврдоће од садржаја ванадијума

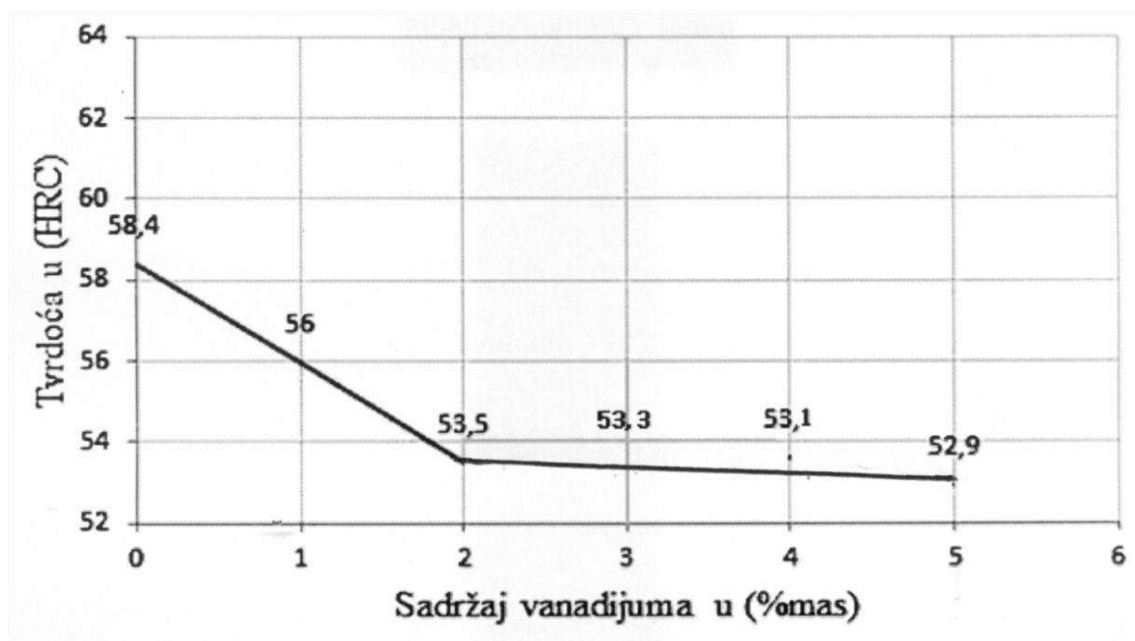
На основу табеле 3.1. у полављу 3.2. урађена је табела 4.1. из које се види зависност средњих вредности тврдоће у функцији промене садржаја ванадијума у узорцима.



**Табела 4.1. Зависност средње вредности тврдоће од садржаја ванадијума**

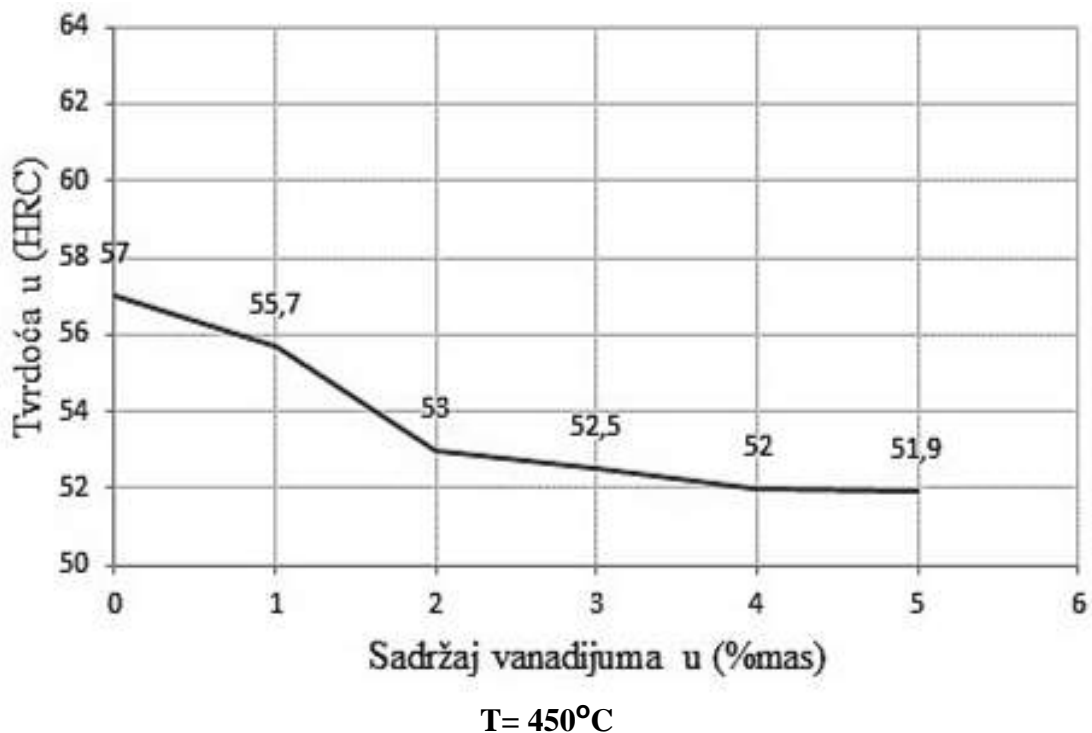
Серија	Средња вредност тврдоће (HRC)		Хемијски састав	
	T=250°C	T=450°C	Садржај угљеника (мас.%)	Садржај ванадијума (мас.%)
0	58,4	57,0	1,0	0,0
1	56,0	55,7	1,0	1,0
2	53,5	53,0	1,0	2,0
3	53,3	52,5	1,0	3,0
4	53,1	52,0	1,0	4,0
5	52,9	51,9	1,0	5,0

На основу података из табеле 4.1. израђени су дијаграми који приказују зависност тврдоће узорака од садржаја ванадијума у челику. Сlike 4.1.а. и 4.1.б. приказују зависност тврдоће узорака од садржаја ванадијума код узорака отпуштених на 250°C и узорака отпуштених на 450°C



**T=250°C**

**Слика 4.1.а. Приказ зависности тврдоће од садржаја ванадијума**



**Слика 4.1.б. Приказ зависности тврдоће од садржаја ванадијума**

Из табеле се види да на тврдоћу има утицаја и садржај ванадијума, али и температура отпуштања челика. Размотрићемо прво промену тврдоће код узорака који су отпуштени на температури 250°C. Највећа тврдоћа измерена је на узорку основног челика, који не садржи ванадијум и износи 58,4 HRC, а код челика са 1% ванадијума износи 56,0 HRC. Са порастом садржаја ванадијума тврдоћа континуално опада и узорак са 5,0% ванадијума има тврдоћу 52,9 HRC. Ова зависност јасно се види и на дијаграму, слика 4.1.а.

Разлика између најмање и највеће тврдоће измерене на свим узорцима износи 5,5 HRC што представља релативно малу разлику. Ово може бити веома битно за експлоатационе могућности ових челика, јер је висока тврдоћа неопходан услов за високу отпорност на хабање било ког материјала.

Код узорака који су отпуштени на 450°C, може се запазити сличан феномен промене тврдоће. Највећа тврдоћа измерена је такође на узорку основног челика, који не садржи ванадијум и износи 57,0 HRC, а код челика са 1% ванадијума износи 55,7 HRC. Са порастом садржаја ванадијума тврдоћа континуално опада и узорак са 5,0% ванадијума има тврдоћу 51,9 HRC. Ова зависност јасно се види и на дијаграму, слика 4.1.б. Разлика

---

између најмање и највеће тврдоће измерене на свим узорцима такође је врло мала и износи 5,1 HRC.

Смањење тврдоће високолегираних Cr-Mo челика са повећањем садржаја ванадијума може се објаснити тиме да ванадијум смањује количину карбида који се издвајају у облику карбидне мреже око зрна металне основе, а стимулише формирање ситно диспергованих карбида унутар металних зрна. Ова промена структуре има утицаја на снижење тврдоће када садржај ванадијума у легури расте.

Из табеле 4.1. и дијаграма на сликама 4.1.а. и 4.1.б. може се запазити да на смањење тврдоће утиче и температура отпуштања челика. Узорци отпуштени на 450°C имали су нешто нижу тврдоћу од коресподентних узорака који су отпуштени на 250°C. Овај пад тврдоће је последица промена микроструктуре у процесу отпуштања. Током отпуштања на 250°C, мартензитна металана основа, добијена каљењем узорака, делимично се трансформише у мартензит отпуштања (кубни мартензит), док се при отпуштању на 450°C у микроструктури појављује беинит. Појава беинита, који настаје разлагањем мартензита снижава тврдоћу, што се види на дијаграмима. Међутим, отпуштањем на 450°C заостали аустенит се једним делом трансформише у мартензит што подиже тврдоћу металне основе. Резултат одвијања ова два процеса, који имају супротан утицај на тврдоћу, је релативно мало смањење тврдоће које износи око 1,0 HRC у просеку.

#### **4.1.2. Анализа утицаја ванадијума на промену ударне жилавости**

Ударна жилавост испитиваних челика је врло важно механичко и експлоатационо својство ових легура. Жилавост је, уз тврдоћу, најважнија особина коју мора да поседује сваки материјал отпоран на ударно-заморно и абразионо хабање. Постављени циљ овог рада био је освајање новог квалитета кованог челика који би по неким механичким и технолошким својствима, а посебно по отпорности на хабање имао боља својства од до сада коришћених високоугљеничних, високолегираних хром-молибденских челика. Стога смо посебну пажњу посветили утицају ванадијума на побољшање ударне жилавости високолегираних Cr-Mo челика. Ако се подигне ударна жилавост као механичко својство материјала, побољшаће се и отпорност на хабање као експлоатационо својство и прошириће се домен примене ове фамилије легура.

Поред утицаја ванадијума, досадашња сазнања показују да температура отпуштања, такође битно утиче на вредност ударне жилавости. У том смислу одабране температуре отпуштања, једна у области нискотемпературног, а друга у области средњетемпературног отпуштања, требале су да покажу у којој мери термичка обрада може да допринесе побољшању жилавости и других експлоатационих својстава материјала. Испитивања су вршена на две групе узорака, једна група отпуштана је на 250°C, а друга на 450°C. Резултати испитивања ударне жилавости и енергије удара приказани су у табелама 4.2. и 4.3. У табелу 4.2. су унете средње вредности ударне жилавости свих испитиваних узорака отпуштених на 250°C и на 450°C. Број серије од 0 до 5 означава садржај ванадијума у мас.% у узорцима.

**Табела 4.2. Зависност ударне жилавости од садржаја ванадијума**

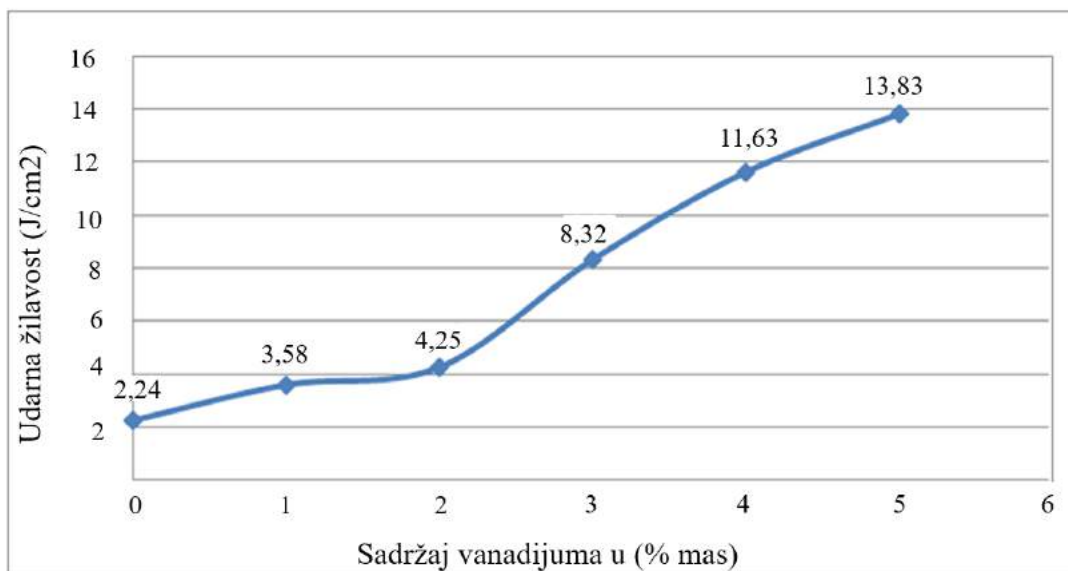
Серија	Средња вредност ударне жилавости (J/cm <sup>2</sup> )		Хемијски састав	
	T=250°C	T=450°C	Угљеник	Ванадијум
			(мас.%)	(мас.%)
0	2,24	3,52	1,0	0,0
1	3,58	4,62	1,0	1,0
2	4,25	5,85	1,0	2,0
3	8,32	11,62	1,0	3,0
4	11,63	14,60	1,0	4,0
5	13,83	19,43	1,0	5,0

Зависност енергије удара од садржаја ванадијума приказана је у табели 4.3. Обухваћени су такође узорци отпуштени на 250°C и 450°C.

**Табела 4.3. Зависност енергије удара од садржаја ванадијума**

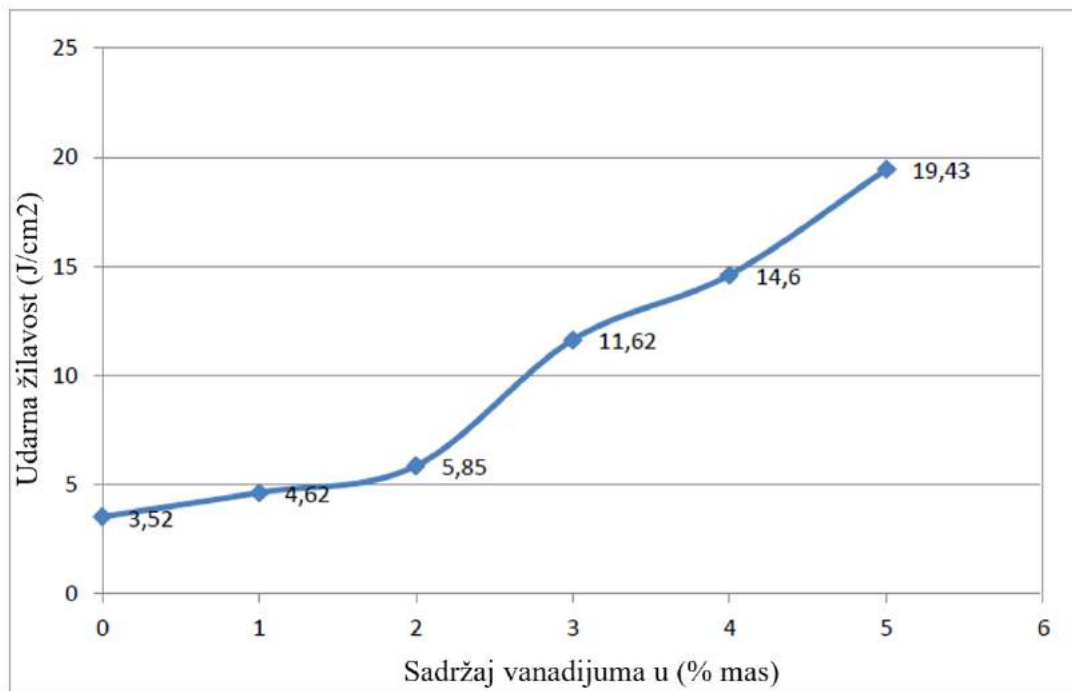
Серија	Средња вредност енергије удара (J)		Хемијски састав	
	T=250°C	T=450°C	Угљеник (мас.%)	Ванадијум (мас.%)
			1,0	1,0
0	2,24	2,87	1,0	0,0
1	3,23	3,58	1,0	1,0
2	4,25	4,75	1,0	2,0
3	5,78	5,81	1,0	3,0
4	6,96	8,30	1,0	4,0
5	8,44	13,27	1,0	5,0

На основу података из табеле 4.2. израђени су дијаграми који приказују зависност ударне жилавости узорака од садржаја ванадијума у челику. Слика 4.2. приказује зависност ударне жилавости Cr-Mo челика од садржаја ванадијума код узорака отпуштених на 250°C, а слика 4.3. код узорака отпуштених на 450°C.



**T=250°C**

**Слика 4.2. Зависност ударне жилавости узорака од садржаја ванадијума**



**T=450°C**

**Слика 4.3. Зависност ударне жилавости узорака од садржаја ванадијума**

Са слика се јасно види да ванадијум подиже ударну жилавост високолегираних хром-молибденских челика. Код мањих садржаја ванадијума, до 2,0%, пораст жилавости није велики, али са порастом садржаја ванадијума изнад 2,0%, жилавост нагло расте. Код узорака отпуштених на 250°C жилавост основног челика, без ванадијума износи 2,24 J/cm<sup>2</sup>. Када додамо 1,0 % ванадијума, жилавост износи 3,58 J/cm<sup>2</sup>, а са 2,0% ванадијума жилавост достиже 4,25J/cm<sup>2</sup>. Са даљим порастом садржаја ванадијума крива на дијаграму постаје стрмија тако да код узорка са 5,0% ванадијума жилавост износи 13,83 J/cm<sup>2</sup>.

Сличан, али још изразитији пораст ударне жилавости запажа се код узорака челика који су отпуштени на 450°C. Основни челик, без ванадијума, има средњу вредност ударне жилавости 3,52 J/cm<sup>2</sup>. При садржају ванадијума од 1,0% жилавост износи 4,62 J/cm<sup>2</sup>, а при садржају од 2%, 5,85 J/cm<sup>2</sup>. Може се слободно рећи да је промена ударне жилавости при малим садржајима ванадијума (до 2,0 мас.%) релативно мала. Даљим повећањем садржаја ванадијума, преко 2%, нагло се повећава жилавост и при садржају од 5,0% достиже 19,43 J/cm<sup>2</sup>.

---

За ову фамилију легура, високоугљеничне, високолегиране Cr-Mo челике, ово је изузетно висока вредност жилавости, поготову стога јер је праћена високом тврдоћом. Комбинација високе жилавости и високе тврдоће омогућава примену ових легура за израду хабајућих делова који су у експлоатацији изложени и абразионом и ударно-заморном хабању. Примера таквих комбинованих услова хабања има пуно у пракси, млинске кугле, зуби за багере, млински чекићи, итд.

Снажан пораст жилавости високолегираних Cr-Mo при додавању ванадијума може се објаснити анализом физико-металуршких параметара који утичу на микроструктуру легуре.

Познато је да челици легирани ванадијумом већ при очвршћавању формирају ситнозрнасту микроструктуру [28, 55]. Ванадијум утиче на смањење нехомогености структуре изазване дендритном сегрегацијом. Наиме, ванадијум сужава температурно подручје између ликвидуса и солидуса, смањује време кристализације легуре и отежава дендритну сегрегацију која је карактеристична за легуре код којих се двофазно подручје, примарни кристали – растоп, простире у широком опсегу температура.

Поред тога, присуство ванадијума има позитивно дејство на високолегиране хромне челике јер се, у току издавајања примарног аустенита из растопа, формирају кристали  $V_6C_5$  карбида, који блокирају даљи раст аустенитних дендрита и на тај начин помажу добијање ситнозрне структуре. Сваки вид смањења величине зрна металне основе доприноси повећању жилавости.

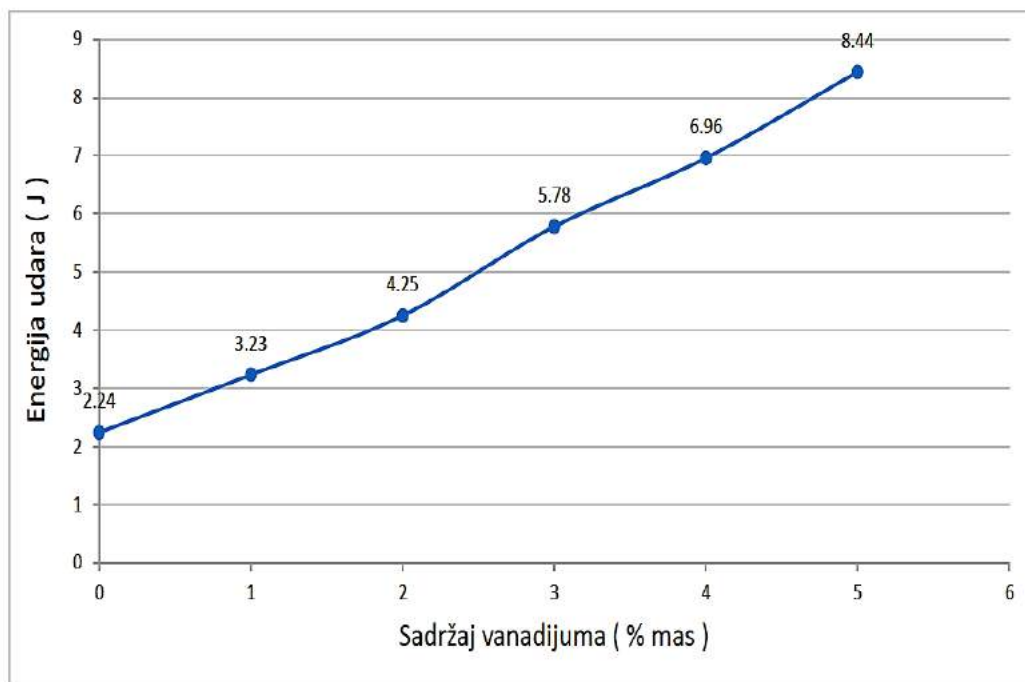
У високохромним челицима (12.мас.% Cr) када је садржај ванадијума изнад 2,5%, формира се и ванадијум карбид типа VC, са кубном кристалном решетком. Овај карбид је глобуларног облика и често је кохерентно повезан са  $(Cr, Fe)_7C_3$  карбидом. Ова два карбида радијално расту из нуклеуса формирајући сферичне ћелије унутар аустенитних зрна, што смањује карбидну мрежу око зрна металне основе и тако подиже жилавост.

Поред испитивања ударне жилавости анализирани су енергија лома и други параметри који су интересантни са аспекта понашања и могуће примене испитиваног материјала.

На сликама 4.4. и 4.5. приказани су дијаграми промена енергије удара у функцији времена. Слика 4.4. односи се на узорке који су отпуштени на 250°C, а слика 4.5. на узорке који су отпуштени на 450°C.

---

Са слика се види да са порастом садржаја ванадијума расте и средња вредност енергије лома. Пораст жилавости је равномеран, а код узорака отпуштених на 250°C постоји скоро линеарна зависност средње вредности енергије удара од садржаја ванадијума. Код ових узорака енергија лома основног челика износи 2,24J. Када додамо 1,0 % ванадијума, енергија удара износи 3,23J, са 2,0% достиже 4,25J, потом континуирано расте и при максималном садржају, 5,0% ванадијума достиже 8,44J.

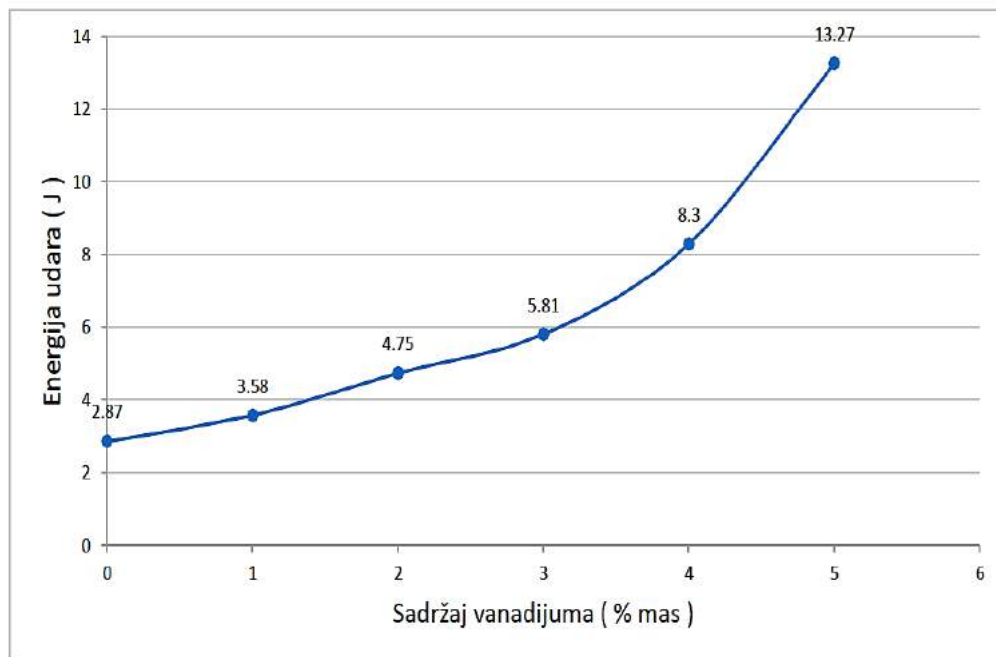


T =250°C

**Слика 4.4. Зависност енергије удара од садржаја ванадијума**

Нешто изразитији пораст ударне жилавости запажа се код узорака челика који су отпуштени на 450°C. Основни челик има средњу енергију удара 2,87J, при садржају ванадијума од 1,0% енергија удара износи 3,58J, а при садржају од 2%, 4,75J. Даљим повећањем садржаја ванадијума, енергија удара нешто брже расте и при садржају од 5,0% достиже 13,27J.



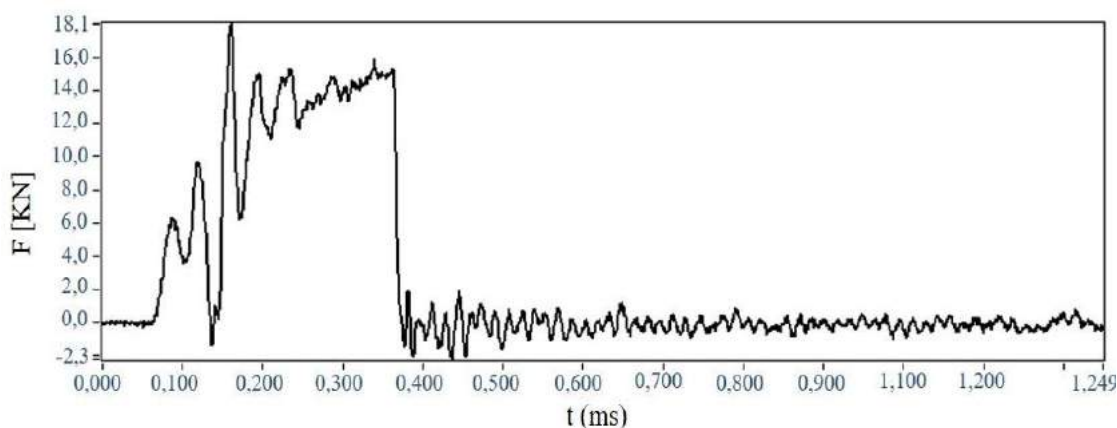


**T =450°C**

**Слика 4.5. Зависност енергије удара од садржаја ванадијума**

При испитивању ударом, поред ударне жилавости и енергије удара анализирани су и други параметри који су интересантни са аспекта понашања и могуће примене испитиваних челика. Инструментирано Шарпи клатно *SCHENCK-TREBEL 150/300J*, на коме су вршена испитивања, омогућава потпуно праћење и разумевање механизма лома, како кртих тако и врло дуктилних материјала. На сликама 4.6. и 4.7. приказани су карактеристични дијаграми промена силе и ударне енергије у функцији времена, који су добијени електронским мерењима на Шарпијевом клатну *SCHENCK-TREBEL 150/300J*.

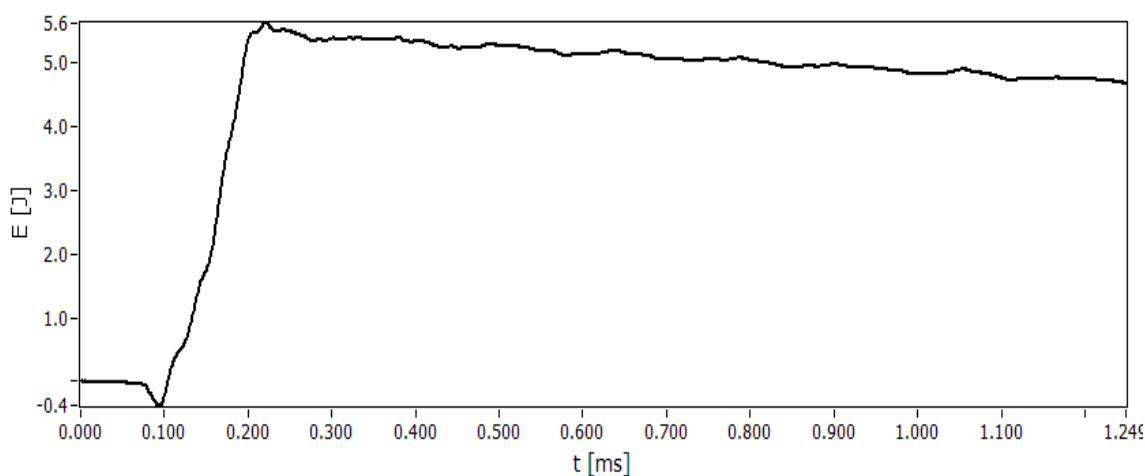
На слици 4.6. приказан је дијаграм сила-времеца узорак са ознаком 252. Поменути узорак садржи је 5,0% ванадијума, температура отпуштања узорака је 450°C, тврдоћа износи 51,0 HRC, затезна чврстоћа 702,00 МПа, а из табеле на слици 3.12. види се да ударна жилавост износи 19,86 J/cm<sup>2</sup>.



**Слика 4.6. Дијаграм сила-време за узорак 252**

Са слике се види да сила после првог контакта клатна са испитиваном епруветом у врло кратком времену (0,08ms) почиње нагло да расте до максималне вредности од 18,1 KN.

На слици 4.7. приказан је дијаграм енергија – време за узорак 252. Из табеле на слици 3.12. види се да енергија стварања иницијалне прслине  $E_i$  износи 14,61KN и знатно је већа од енергије ширења прслине  $E_r$  која износи 1,28KN.



**Слика 4.7. Дијаграм енергија - време за узорак 252**

С обзиром на овакав однос енергије стварања прслине  $E_i$  и енергије за потребне за њену пропацију  $E_r$ , може се очекивати да овај узорак поседује велику жилавост (19.86 J/cm<sup>2</sup>). Висока жилавост, уз задржану релативно високу тврдоћу (51,0 HRC), чини да челик буде веома је погодан за израду делова који су изложени променљивом динамичком оптерећењу. Поред тога, може се користити и за делове изложене различитим типовима хабања, укључујући и ударно-заморно хабање.

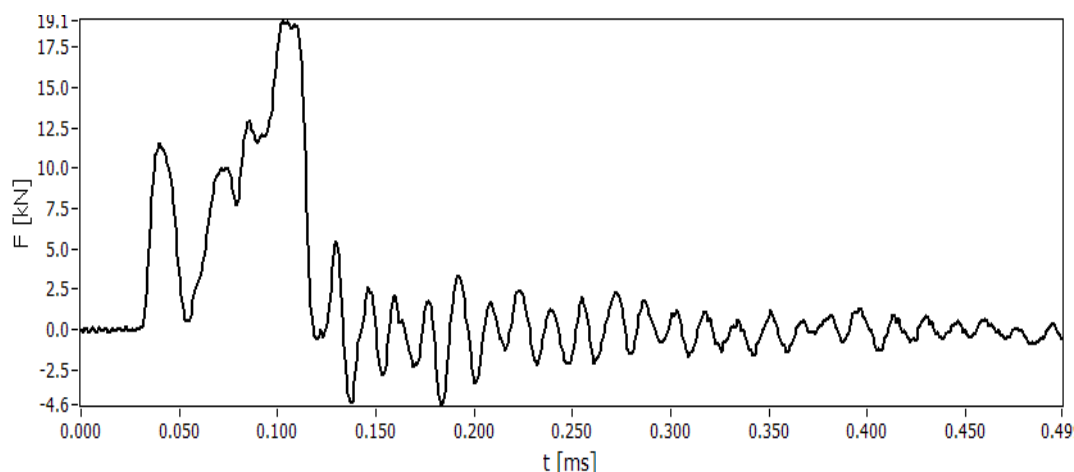
Посматрањем прелома разматраног узорка 252 (5% V, T=450°C), слика 4.26.а. и 4.26.б. може се закључити да је структура прелома у већем проценту јамичаста. То повећава прекидну чврстоћу па је самим тим и жилавост већа. Јамичасти ломови потичу од ситнијег кристалног зрна, па ово потврђује и оправданост легирања ове врсте челика са ванадијумом. При повећању садржаја ванадијума од 1,0% до 5,0%, учешће дендрита у микроструктури опада, а ударна жилавост расте. То је и очекивано јер ванадијум сужава температурни интервал очвршћавања, скраћење време трајања процеса кристализације и уситњава све фазе и микроконституенте присутне у структури челика.

Важно је приметити да јамице у структури почињу да се формирају у време када се одиграва брза деформација изазвана енергијом удара. Лом настаје пластичном деформацијом у овим случајевима на собној температури. Код кртих материјала време трајања удара је краће а код жилавих дуже.

Размотримо сада обрнути случај. На слици 4.8. приказани су подаци о жилавости и дијаграм сила–време за узорак са ознаком 121. Поменути узорак садржи је 2,0% ванадијума, температура отпуштања узорка је 250°C, тврдоћа износи 54,0 HRC, затезна чврстоћа 821,5 МПа, а ударна жилавост 5,23J/cm<sup>2</sup>.

Са слике се види да сила расте до вредности од 11 KN да би брзо опала на вредност 1 KN, –затим поново расте до вредности 9 KN, и поново пада на 7 KN, да би затим, уз мале осцилације наставила да расте до максималне вредности од 19,1 KN, коју достиже после 0,1 ms. Са дијаграма сила-време може се очитати и динамичка сила напона течења (сила на месту преласка криве од линеарног облика у нелинеарни, закривљени облик), која износи око 10,0 KN.

Резултати						Оцена површине		
Енергија удара:	4.18	J	Тип дијаграма	C		Тамна површина:	–	%
Ударна жилавост:	5.23	J/cm <sup>2</sup>	Остали подаци:			Дуктилни лом:	–	%
Ei:	3.21	J	Re:	161.35	МПа	Интеркристални лом:	–	%
Er:	0.97	J	Rm:	239.21	МПа	Транскристални лом:	–	%
Коефицијент f:	-279436.00		% жилавог лома:	7.06	%			

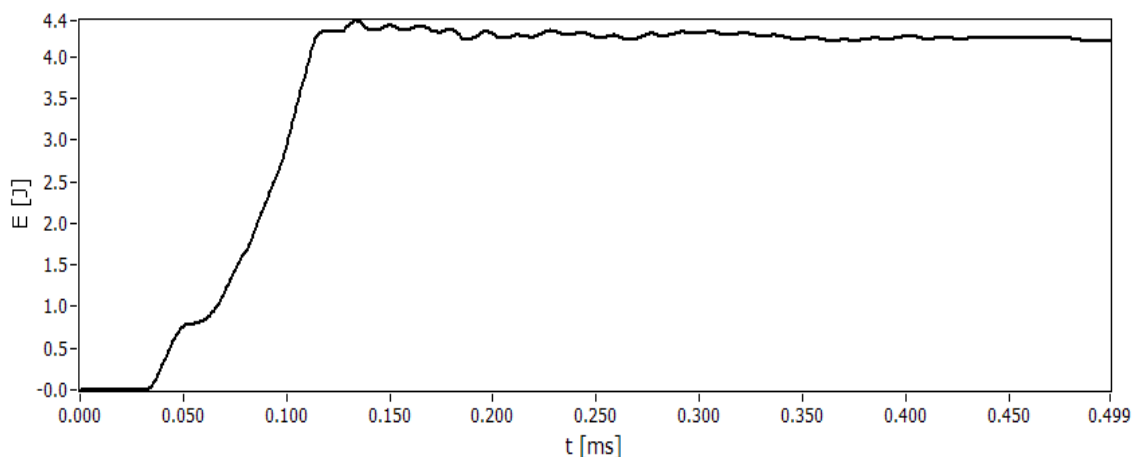


**Слика 4.8. Подаци о жилавости и дијаграм сила-време за узорак 121.**

На слици 4.9. приказани су табеларни подаци лома епрувете и дијаграм енергија - време за узорак 121.

Енергија стварања прслине је приближна једнака енергији ширења прслине. С обзиром на овакав однос енергије за стварање прслине и енергије за ширење прслине може се констатовати да овај узорак има ниску жилавост, односно да се ради о кртом челику. Иако поседује високу тврдоћу (61,1 HRC), због ниске жилавости није погодан за израду делова који су изложени променљивом динамичком оптерећењу, али се може користити за делове оптерећење на хабање мирним статичким оптерећењем, што је члучај код атхезионог и абразионог хабања.

Из табеле, слика 4.8. се види да енергија стварања иницијалне прслине  $E_i$  износи 3.21 KN и није много већа од енергије ширења прслине  $E_r$  која износи 0.97 KN. С обзиром на овакав однос енергије стварања прслине и енергије за потребне за њену пропацију може се очекивати и ниска жилавост, што је овде и био случај.



**Слика 4.9. Дијаграм енергија-време за узорак 121.**

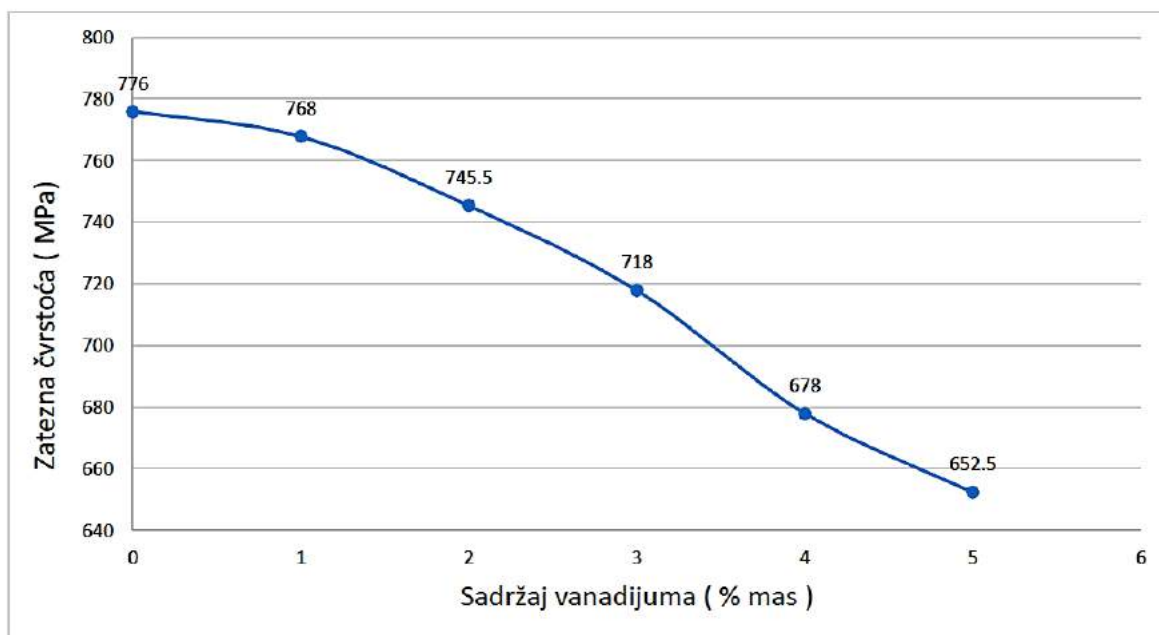
---

### 4.1.3. Анализа утицаја ванадијума на промену затезне чврстоће

Начелно, затезна чврстоћа, као основно својство отпорности материјала, је једна од најважнијих карактеристика челика, али код легура које су предмет испитивања, није од пресудног значаја. Наиме, ови челици се користе као материјал отпоран на хабање, а за отпорност на хабање потребна је висока тврдоћа у комбинацији са добром ударном жилавошћу, погодном микроструктуром и добром корозионом отпорношћу. Ипак у реализацији овог докторског рада претпоставка је била да затезну чврстоћу, иако није најбитнија карактеристика, треба испитати и утврдити њен опсег вредности и њену зависност у функцији садржаја ванадијума. Испитивања затезне чврстоће вршена су на репрезентативним узорцима тако што је уз сваке серије узорака, са садржајем ванадијума од 1,0 до 5,0 мас.% одабран и испитан по један комад. Односно, за сваку серију испитан је по један узорак истог хемијског састава и исте термичке обраде. Поред тога, утврђена је и затезна чврстоћа основног челика који није садржао ванадијум као легирајући елемент.

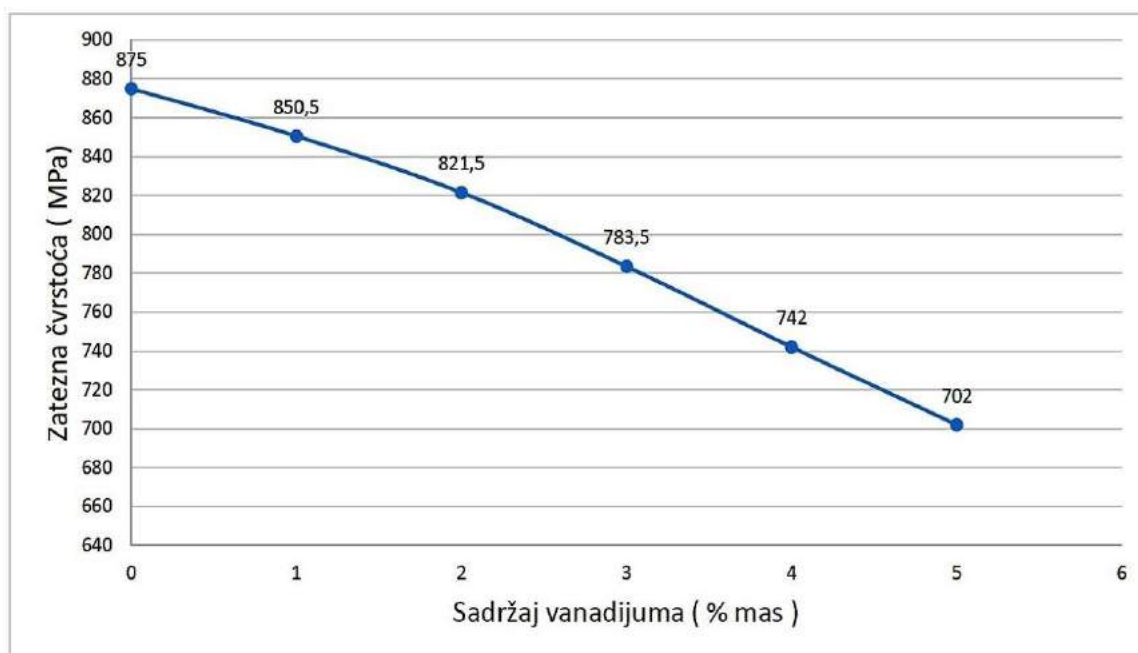
На основу података из табеле 3.4. израђени су дијаграми који приказују зависност затезне чврстоће узорака од садржаја ванадијума у челику. Слика 4.10. приказује зависност затезне чврстоће Cr-Mo челика од садржаја ванадијума код узорака отпуштених на 250°C, а слика 4.11. код узорака отпуштених на 450°C.

Из дијаграма, слика 4.10. који се односи на узорке отпуштене на 250°C, види се да са порастом садржаја ванадијума затезна чврстоћа релативно благо опада, од 776 МПа код узорка без ванадијума до 652 МПа код узорка са 5,0% ванадијума. Слично је и код узорака који су отпуштени на 450°C, слика 4.11. Са порастом садржаја ванадијума, затезна чврстоћа узорака опада од 880 МПа, код узорка без ванадијума до 702 МПа код узорка са 5% ванадијума.



**T = 250°C**

**Слика 4.10.** Вредност затезне чврстоће у зависности од садржаја ванадијума



**T = 450°C**

**Слика 4.11.** Вредност затезне чврстоће у зависности од садржаја ванадијума

#### 4.1.4. Анализа утицаја ванадијума на хабање

Резултати испитивања на хабање узорака од Ст-Мо челика приказани су у табелалма 4.4. и 4.5. као и на сликама 4.12. и 4.13. Резултати представљају средњу вредност три мерења за сваки појединачни узорак, односно за све серије (садржај ванадијума од 0,0 до 5,0 мас.%) и за температуре отпуштања 250°C и 450°C. Табела 4.4. односи се на узорке отпуштене на 250°C, а табела 4.5. на узорке отпуштене на 450°C.

Табела 4.4. Утицај ванадијума на хабање узорака отпуштених на 250°C

Параметар	Серија 0 0,0 % V	Серија 1 1,0 % V	Серија 2 2,0 % V	Серија 3 3,0.% V	Серија 4 4,0 % V	Серија 5 5,0 % V
Средња вредност $\Delta m$ (mg)	5,20	5,42	5,58	5.70	5,94	6.12
Стандардна девијација (mg)	0,03	0,03	0,03	0.03	0,03	0,02
Стандардна девијација (%)	1	1	1	1	1	1
Средња вредност $I_h$ ( $\times 10^{-1}$ mg/m)	1,73	1.81	1,86	1,90	1,98	2,09
Стандардна девијација ( $\times 10^{-1}$ mg/m)	0,03	0,02	0,01	0,02	0,02	0,05
Стандардна девијација (%)	1	1	1	1	1	2

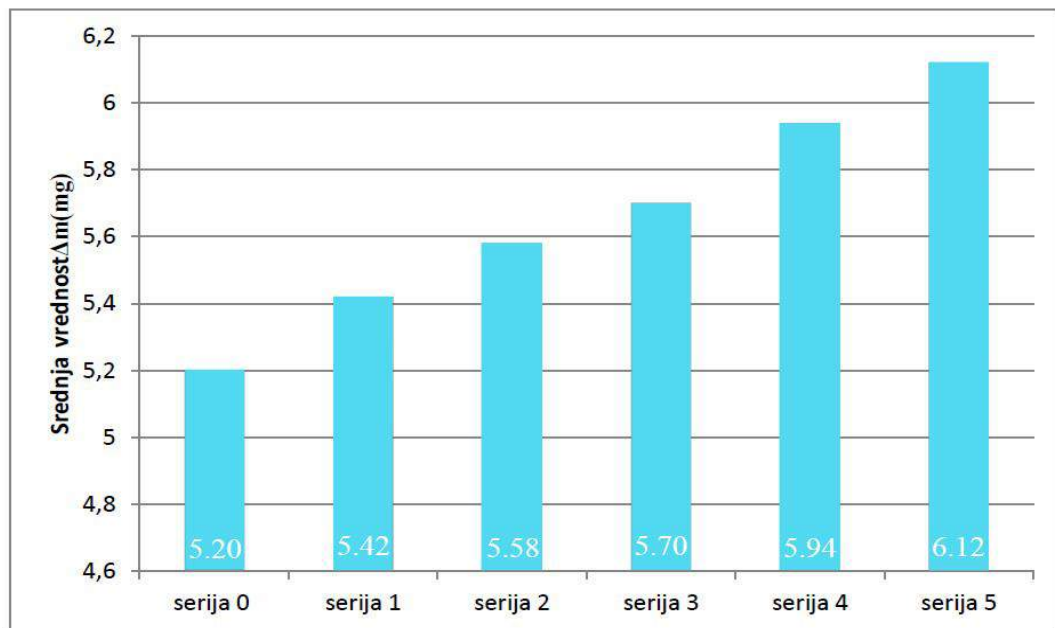
Табела 4.5. Утицај ванадијума на хабање узорака отпуштених на 450°C

Параметар	Серија 0 0,0 % V	Серија 1 1,0 % V	Серија 2 2,0 % V	Серија 3 3,0 % V	Серија 4 4,0 % V	Серија 5 5,0 % V
<b>Средња вредност <math>\Delta m</math> (mg)</b>	<b>5.30</b>	<b>5.57</b>	<b>5.70</b>	<b>5.93</b>	<b>6,08</b>	<b>6.26</b>
Стандардна девијација (mg)	0.08	0.08	0.08	0,08	0.05	0,09
Стандардна девијација (%)	2	2	2	2	1	2
<b>Средња вредност <math>I_h</math> (<math>\times 10^{-1}</math> mg/m)</b>	<b>1.76</b>	<b>1,85</b>	<b>1,89</b>	<b>1,97</b>	<b>2.02</b>	<b>2,09</b>
Стандардна девијација ( $\times 10^{-1}$ mg/m)	0,10	0,1	0,1	0,1	0,1	0,1
Стандардна девијација (%)	1	1	1	1	1	1

Из табела 4.4. и 4.5. види се да вредности абразионог хабања и интензитета хабања континуирано опадају са порастом садржаја ванадијума у челику.

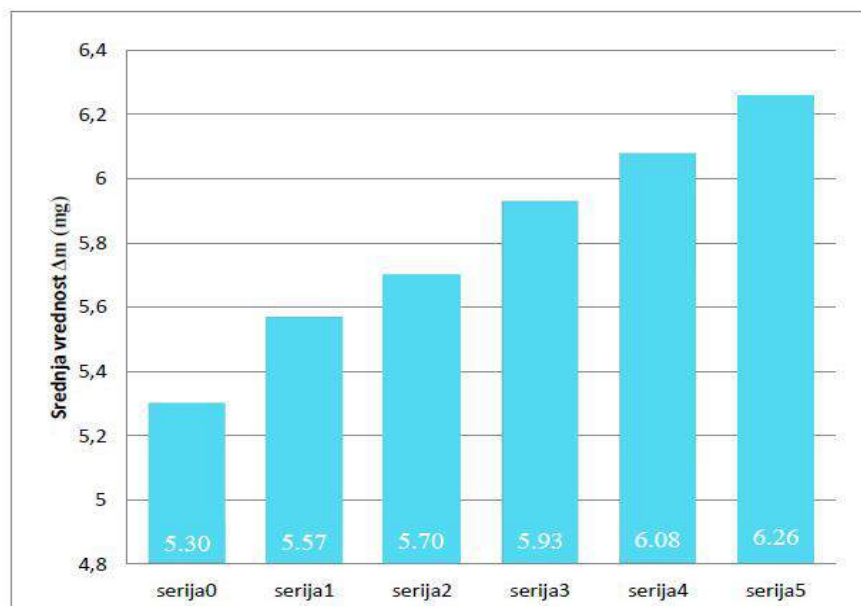
Исти ефекат запажа се и на дијаграмима, слика 4.12. и 4.13. На пример, код узорака отпуштених на 250°C средња вредност масе хабања код узорка основног челика износи 5,20 mg, код узорка са 1% ванадијума 5,42 mg, код узорка са 3% ванадијума 5,70 mg, а код код узорка са 5% ванадијума 6,12%. Укупни пораст масе хабања износи 15%, што у овом сличају није превише, јер и узорци са максималним садржајем ванадијума задржавају високу отпорност на хабање.





**T=250°C**

**Слика 4.12. Похабана маса епрувете (пина)**



**T=450°C**

**Слика 4.13. Похабана маса епрувете (пина)**

Слична ситуација је и код узорка који су отпуштени на 450°C. Средња вредност масе хабања код узорка основног челика износи 5,30 mg, код узорка са 1% ванадијума 5,57 mg, код узорка са 3% ванадијума 5,93 mg, а код код узорка са 5% ванадијума 6,26%. Укупни пораст масе хабања такође износи 15%.

---

Виша температура отпуштања, у веома малој мери, смањује отпорност на хабање. Ово смањење код свих коресподентних садржаја ванадијума у легури, износи мање од једног процента. Снижење отпорности на хабање подизањем температуре отпуштања може се објаснити променом микроструктуре металне основе узорака. Наиме, отпуштањем на 450°C у структури металне основе смањује се количина кубног мартензита, а појављује се нови микроконституент, беинит. Беинит има нижу тврдоћу од кубног мартензита, па вредност тврдоће легуре опада, а самим тим опада и отпорност на хабање.

Утицај ванадијума на отпорност на хабање је од изузетне важности за практичну примену ових челика као антифрикционог материјала, односно на могућност његове примене за израду хабајућих делова. Смањење отпорности високолегираних Cr-Mo челика на чисто абразионо хабање легирањем са ванадијумом се може објаснити падом тврдоће легуре. Пораст садржаја ванадијума изазива пад вредности тврдоће, а тврдоћа је основни параметар који одређује отпорност на хабање неког материјала. Треба рећи да је смањење хабања релативно мало, (до 15%) и да су узорци са 5% ванадијума још увек веома отпорни на абразионо хабање. Међутим, ако се легирањем челика са ванадијумом повећавају вредности абразионог хабања и интензитета хабања, односно смањује отпорност на хабање, поставља се питање целисходности примене ванадијума као легирајућег елемента код ове фамилије челика.

Ипак, код ове анализе треба узети у разматрање све параметре. Када је у питању чисто абразионо или атхезионо хабање као антифрикциони материјали обично се користе високолегирана ливена гвожђа чија тврдоћа достиже 65 HRC јединица, али чија жилавост ретко достиже 3,0 J/ cm<sup>2</sup>. Већа жилавост није неопходна јер ови делови у експлоатацији нису изложени ударима и вибрацијама. Међутим када су у питању хабајући делови као: зуби за багере и рото багере, млинске кугле, цилпепси и чекићи, гусенице тенкова и транспортера, радне греде скрепера и грејдера и слични делови висока жилавост је неопходна. Из табела II.9. и II.10 види се да се додавањем ванадијума ударна жилавост може повећати за 600 %, а да се притом задржи довољно висока тврдоћа, тако да отпорност на абразионо хабање остане висока, односно да опадне за највише 15%. Тако смо легирањем ове фамилије челика са ванадијумом добили квалитет челика који у исто време има високе вредности два најважнија параметра који одређују

---

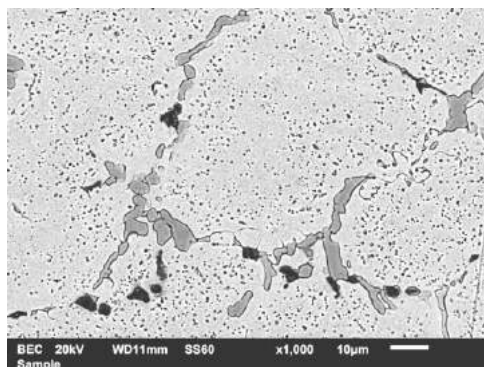
његова антифрикциона својства и његову отпорност на реалне услове хабања, тврдоћу и ударну жилавост.

## 4.2. УТИЦАЈ ВАНАДИЈУМА НА МИКРОСТРУКТУРУ ВИСОКОЛЕГИРАНОГ Cr-Mo ЧЕЛИКА

Ради разјашњења физичке суштине утицаја ванадијума на својства испитиваних узорака и упознавања микроструктуре испитиваних челика извршена је детаљна металографска анализа микроструктура узорака посматрана је на узорцима после термичке обраде побољшањем, која се састојала у загревању узорака на 950°C, каљењу у струји ваздуха контролисаном брзином већом од критичне и нискотемпературном отпуштању на 250°C, односно на 450°C. Металографска анализа вршена је светлосним и SEM микроскопом који је био опремљен уређајем за енерго-дисперзиону спектрометрију - EDS анализу.

### 4.2.1. Анализа узорака отпуштених на 250°C

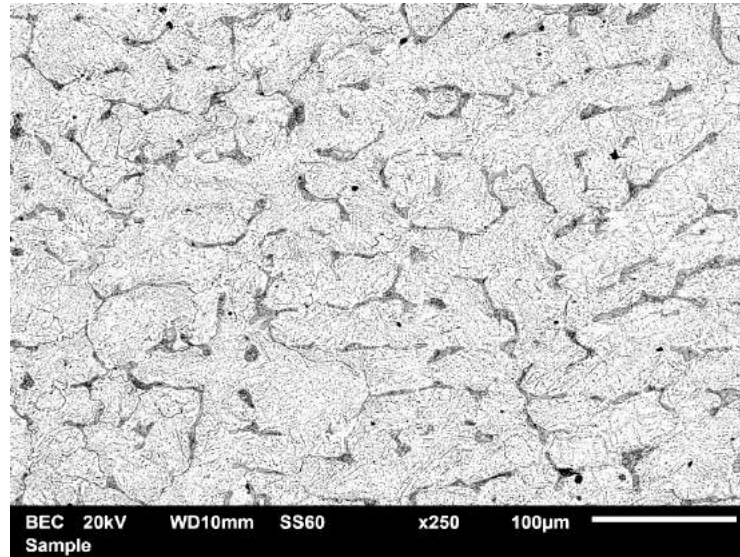
На слици 4.14. приказана је микроструктура узорака 111 чији је хемијски састав: 1,0% C, 12,0% Cr, 1% Mo и 1,0% V отпуштеног на 250°C. Метална основа се састоји од кубног мартензита у којој се налази мала количина заосталог аустенита. Око зрна мартензита уочава се изражена карбидна мрежа, а један део карбида налази се ситно диспергован у металној основи. Основни тип карбида који чини карбидну мрежу је  $M_7C_3$ , а он се лако препознаје по морфологији, распореду и боји кристалних зрна [11, 17, 18, 29]. Запажа се да је  $M_7C_3$  карбид излучен у облику шипки. Већи број шипки је најчешће груписан у снопове са истом просторном оријентацијом. У дводимензионалном простору снопови шипки имају изглед ламела и то је карактеристичан распоред карбида  $M_7C_3$ .



Слика 4.14. SEM узорка 111 (1% V, T=250°C) x1000

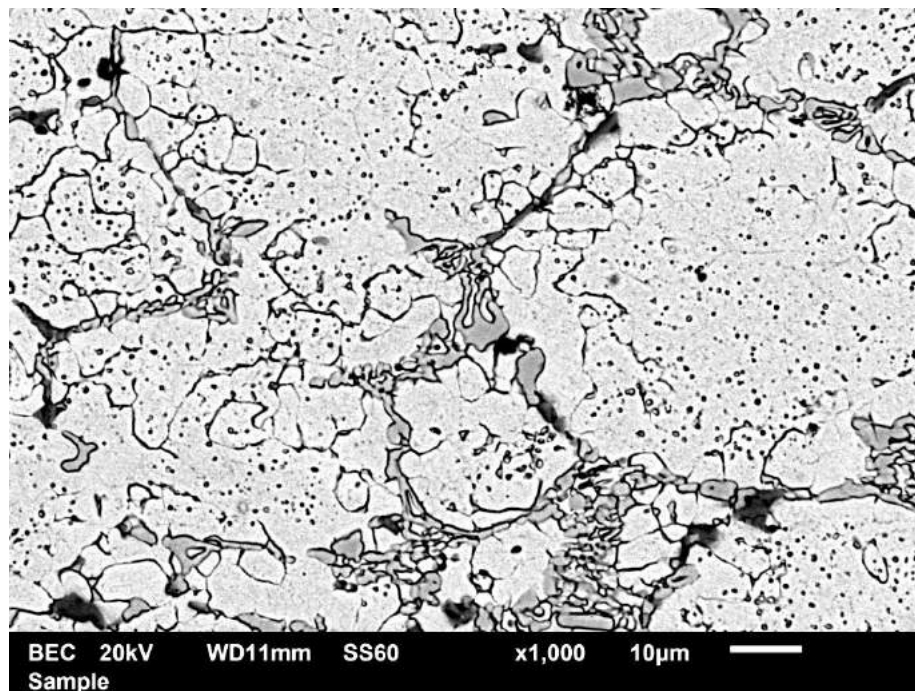
---

Карбидна мрежа се још јасније види при мањем увећању, слика 4.15.



**Слика 4.15. SEM узорка 111 (1% V, T=250°C) x250**

Микроструктура узорка 131 чији је хемиски састав: 1,0% С, 12,0% Сr, 1,0% Мо и 3,0% V, приказана је на слици 4.16. Структура металне основе, као и морфологија и распоред излучених карбида слични су претходном узорку. Међутим запажа се уситњавање како зрна мартензита и заосталог аустенита тако и присутних карбидних фаза.

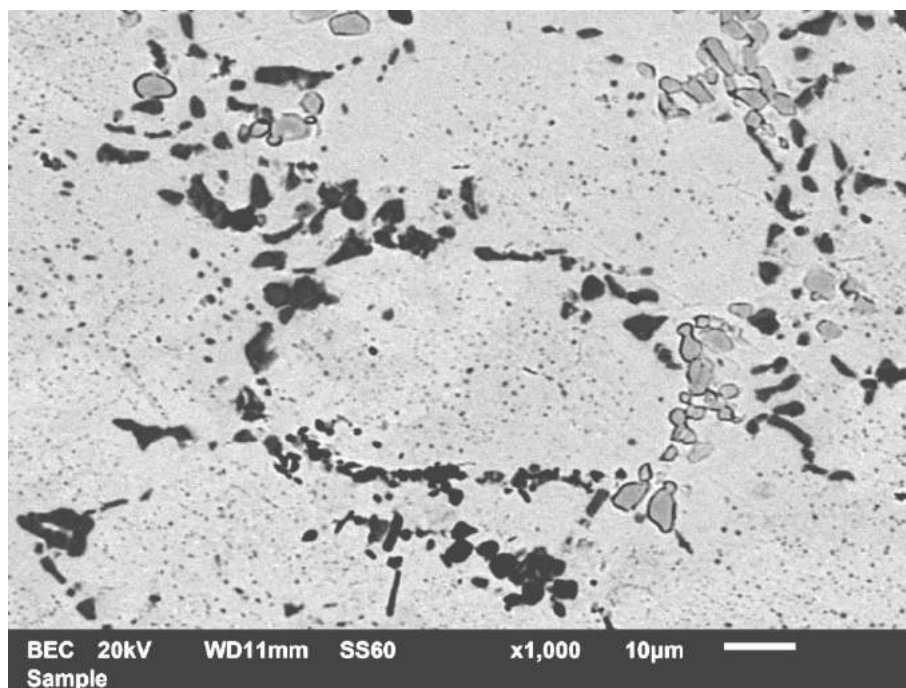


**Слика 4.16. SEM узорка 131 (3% V, T=250°C) x1000**



---

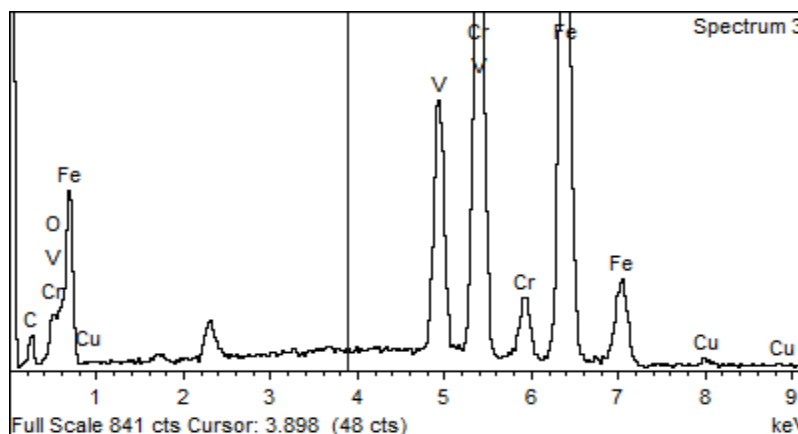
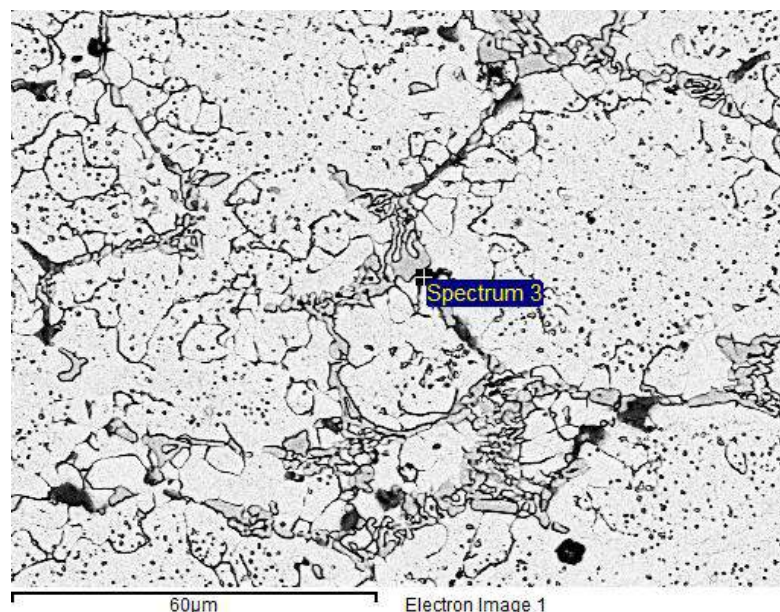
На слици 4.17. приказана је SEM микрографија узорка 151 чији је хемијски састав: 1,0% C, 12,0% Cr, 1,0% Mo и 5,0% V.



**Слика 4.17. SEM узорка 151 (3,0% V, T=250°C) x1000**

Повећан садржај ванадијума (5,0 мас.%) довео је до промена у металографској слици. Величина зрна металне основе још више се смањила, садржај заосталог аустенита такође се смањило, а промењена је и природа и морфологија карбида. Већ је речено да присуство ванадијума има позитивно дејство на високолегиране Cr-Mo челике јер се у процесу очвршћавања из растопа формирају кристали  $V_6C_5$  карбида, који блокирају даљи раст примарних аустенитних дендрита и на тај начин помажу добијање ситнозрне структуре. Ванадијум, као изразито карбидизирајући елемент, не само да формира зрна  $V_6C_5$  карбида, већ утиче и на морфологију  $M_7C_3$  карбида, смањује стабилност аустенита и генерално уситњава структуру металне основе. Због већег хемијског афинитета према угљенику од хрома, ванадијум замењује хром у решетки  $M_7C_3$  карбида [60, 61, 62, 63]. Хром се стога у већем степену распоређује у аустениту што генерално доводи до мањег повећања садржаја хрома у металној основи и до већег степена прокаљивости аустенита.

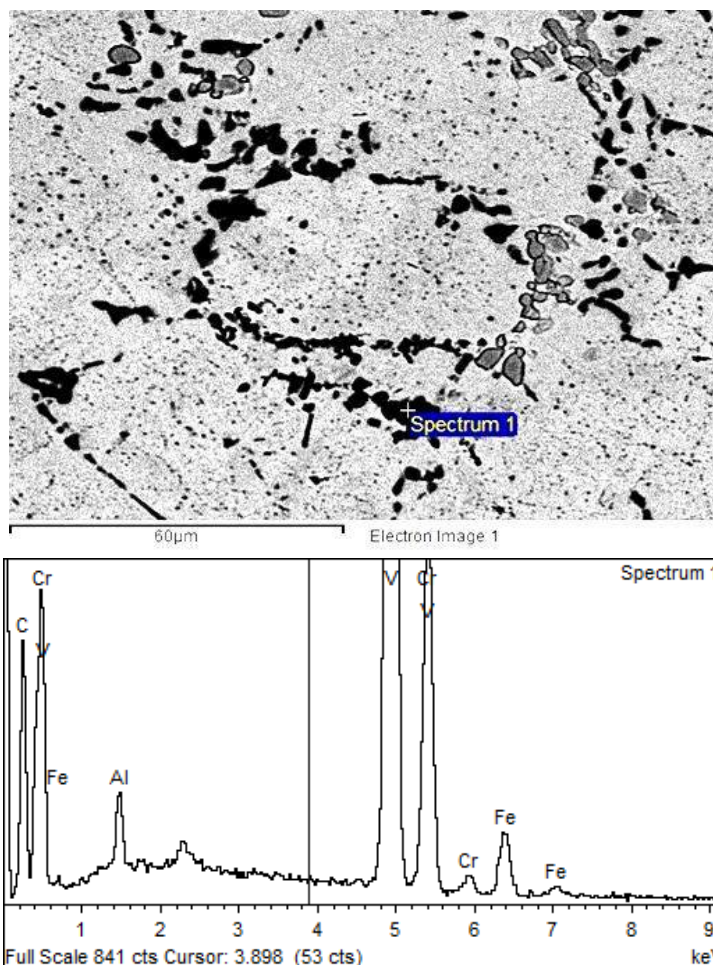
Анализа присутних карбида вршена је путем EDS анализе. На слици 4.18. приказан је EDS спектар узорка 131 у тачки Spectrum 3.



Елемент	С К	О К	V К	Cr К	Fe К	Cu К	УКУПНО
Маса (%)	5.43	2.87	12.12	25.67	52.90	1.01	100.00

**Слика 4.18. EDS спектар узорка 131 у тачки Spectrum 3. (3,0% V, T=250°C)**

Тачка Spectrum 3. лоцирана је на карбидној мрежи и њен пречник је око 5  $\mu\text{m}$ . На основу масеног садржаја присутних елемената може се закључити да мрежу чини карбид типа  $\text{M}_7\text{C}_3$ , који поред хрома садржи гвожђе и ванадијум. Штавише, због високог садржаја ванадијума у легури, садржај ванадијума у карбидној мрежи је веома висок, а садржај гвожђа веома низак.



Елемент	C K	Al K	V K	Cr K	Fe K	Укупно
Маса (%)	22.68	1.37	65.15	6.44	4.35	100.00

**Слика 4.19. EDS спектар узорка 151 у тачки Spectrum 1. (5,0% V, T=250°C)**

На слици 4.19. приказан је EDS спектар узорка 151 у тачки Spectrum 1. EDS анализа показује да је садржај ванадијума у посматраној тачки веома висок па се може закључити да су се у структури формирале плочице  $V_6C_5$  карбида које су блокирале даљи раст примарних аустенитних дендрита и на тај начин омогућили добијање ситнозрне структуре. Иако је садржај ванадијума релативно висок није дошло до формирања влакнастог  $M_{23}C_6$  карбида који се обично издваја разлагањем заосталог мартензита у току процеса отпуштања. Наиме, за разлагање аустенита користи се субкритична термичка обрада која се састоји у отпуштању челика на температурама 470°-550°C, што је знатно више од примењеног режима отпуштања. Такође, може се закључити да мрежу око зрна металне основе чини и карбид типа  $M_7C_3$ , који поред хрома садржи и малу количину гвожђа.

---

## 4.2.2. Анализа узорака отпуштених на 450°C

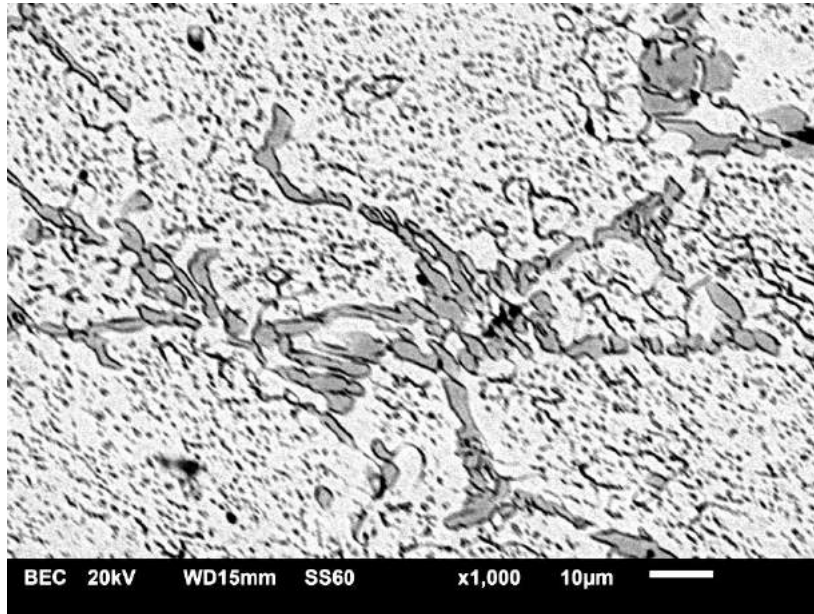
Као што је већ речено у теоријском делу отпуштање ове врсте челика обично се врши на температури 220-250°C. При томе долази до промене степена тетрагоналности мартензита и стварања кубног мартензита. Ово је последица издвајања угљеника из чврстог раствора у виду врло дисперзних субмикроскопских честица карбида састава  $M_xC$  који задржава кохерентну везу са решетком мартензита. Продукт ове трансформације се, због кристалне решетке блиске кубној, назива кубни мартензит, или понекад мартензит отпуштања. Ово нискотемпературно отпуштање побољшава жилавост и дуктилност челика у односу на закаљено стање, али се задржава висока чврстоћа и тврдоћа што се тражи од материјала отпорних на хабање.

Међутим, када се у отковцима појави већа количина заосталог аустенита (више од 10%) отпуштање се понекад врши на 450°C са циљем да се аустенит дестабилизује и трансформише у процесу хлађења на собну температуру. Новоформирани мартензит образоваће се на нешто нижој температури, цца 220°C. Овај вид отпуштања назива се субкритична обрада. Стога смо се определили да отпуштање вршимо на ове две карактеристичне температуре, 250 и 450°C. Промене у структури одвијају се у правцу трансформације мартензита у беинит, смешу ферита и карбида, при чему се овај преображај, са порастом температуре отпуштања, одвија све потпуније и све брже. Поред структурних промена при отпуштању се уклањају микронапрезања која су настала у процесу аустенитно-мартензитне трансформације и макронапрезања изазвана променом густине металне основе, односно запремине која настаје трансформацијом аустенита у мартензит.

Отпуштање на температури 450°C доводи до формирања беинитне структуре металне основе, а самим тим и до повећања ударне жилавости челика. Поред тога, наставља се процес дестабилизације и разлагања заосталог аустенита по механизму субкритичне термичке обраде.

На слици 4.20. приказана је микроструктура узорака 211 чији је хемиски састав: 1,0% C, 12,0% Cr, 1,0% Mo и 1,0% V отпуштеног на 450°C.

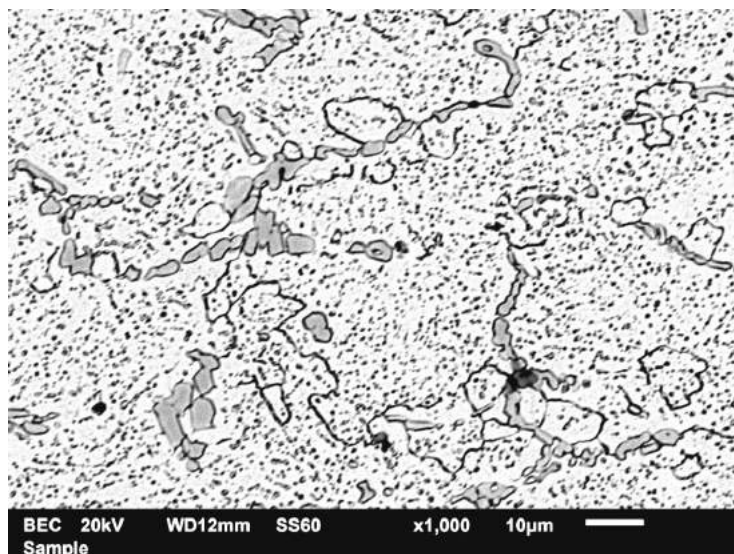




**Слика 4.20. SEM узорка 211. (1,0% V, T=450°C) x1000**

Метална основа се састоји од беинита, са врло малом количином заосталог аустенита. Као и у предходним примерима (T=450°C) око зрна беинита уочава се карбидна мрежа, у којој је основни тип карбида је  $M_7C_3$ . Запажа се да је  $M_7C_3$  карбид излучен у облику шипки и ламела. Поред карбида који чине границу зрна, запажа се мала количина крупних кристала карбида  $V_6C_5$ , а део карбида налази се ситно диспергован у металној основи. Присуство плочица карбида  $V_6C_5$  објашњено је раније уз слику 4.19.

На слици 4.21. приказана је микроструктура узорка 231 чији је хемиски састав: 1,0% C, 12,0% Cr, 1,0% Мо и 3,0% V отпуштеног на 450°C.



**Слика 4.21. SEM узорка 231 (3,0% V, T=450°C) x1000**

---

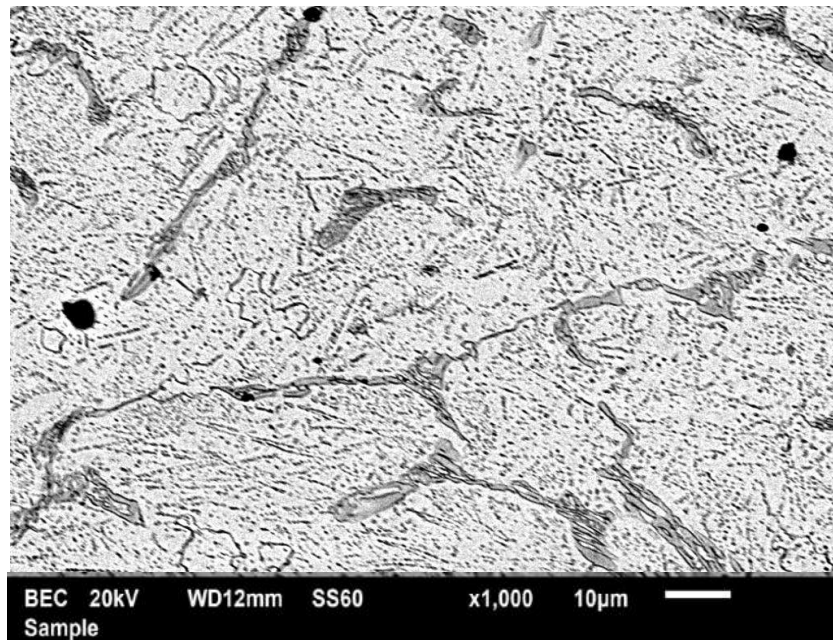
Микроструктура металне основе састоји се од беинита са врло малом количином заосталог аустенита. Карбидна мрежа око зрна делимично беинита је разбијена, а значајан део карбида налази се ситно диспергован у металној основи. Основни тип карбида је  $M_7C_3$ , а прати га мала количина  $V_6C_5$  карбид који је излучен у облику крупних тамних кристала.

Са повећањем садржаја ванадијума на 5,0 мас.% металографска слика се унеколико мења. На сликама 4.22. и 4.23. приказана је микроструктура узорака 251 чији је хемиски састав: 1,0% C, 12,0% Cr, 1,0% Mo и 5,0% V, отпуштеног на 450°C под различитим увећањима.

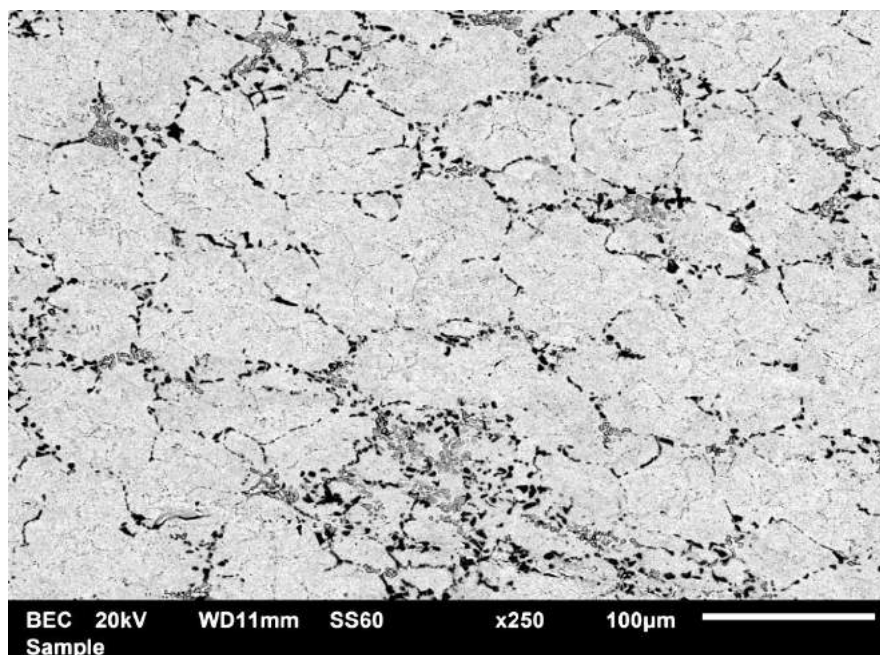
Са слике 4.22. види се да микроструктура се уситњава. Карбиди су излучени у облику финијих агрегата, плочица и ламела. У металној основи, коју чини беинит могу се видети иглице мартензита настале разлагањем заосталог аустенита по механизму субкритичне термичке обраде.

Као последица уситњавања микроструктуре расте ударна жилавост, што значи да је последица повећањем садржаја ванадијума велики пораст ударне жилавости. Ударна жилавост се, у малој мери, може повећати и одговарајућом термичком обрадом и добијени резултати показују да ударна жилавост са порастом температуре отпуштања расте. Са даљим порастом температуре, тренд раста жилавости би се вероватно наставио због трансформације беинита у структуре перлитног типа (трустит, сорбит), али ово повећање ударне жилавости пратило би значајно смањење тврдоће.

Смањење тврдоће на рачун ударне жилавости оправдано је само до одређене границе. Температурна граница при отпуштању до које има смисла повећати ударну жилавост, а смањити тврдоћу је од 450°C.



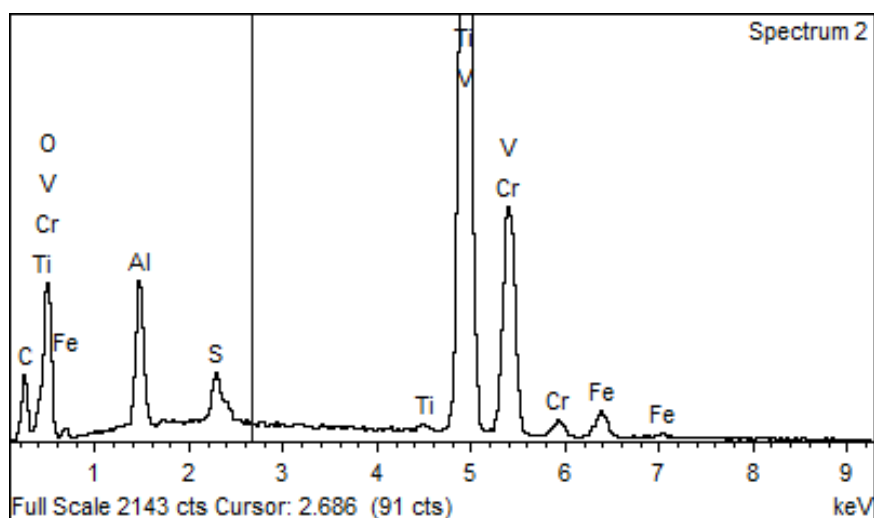
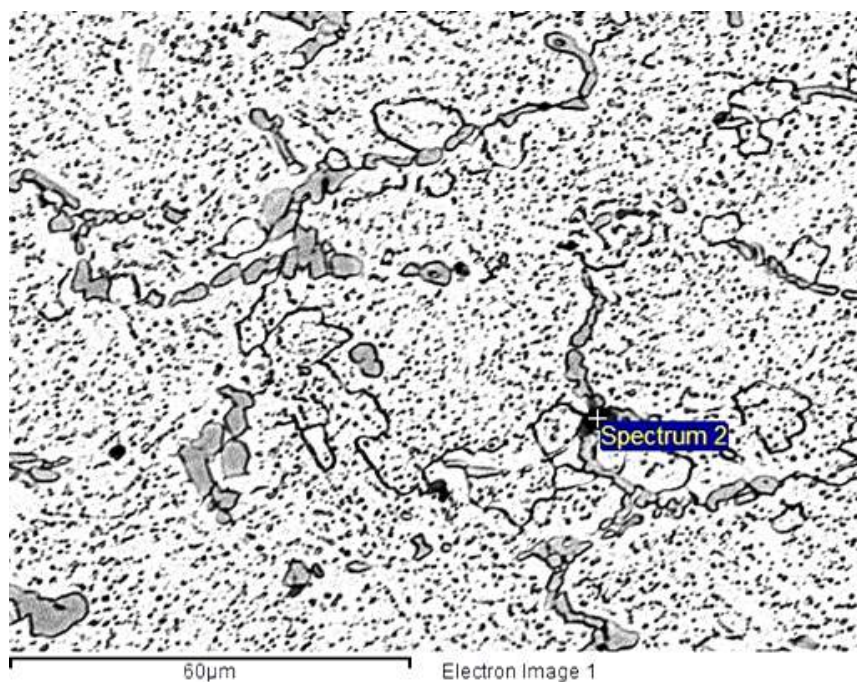
**Слика 4.22. SEM узорка 251 (5% V, T=450°C) x1000**



**Слика 4.23. SEM узорка 251 (5,0% V, T=450°C) x250**

Анализа присутних карбида вршена је путем EDS анализе. На слици 4.24. приказан је EDS спектар узорка 231 (3% V, T=450°C) у тачки Spectrum 2.





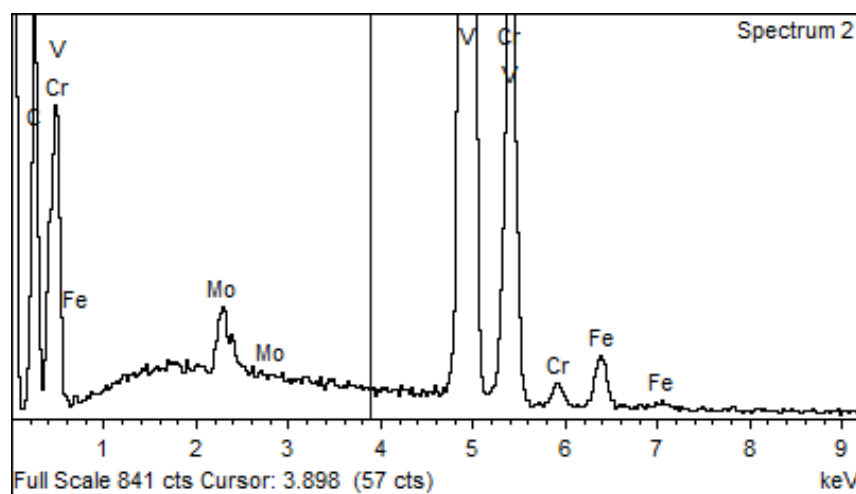
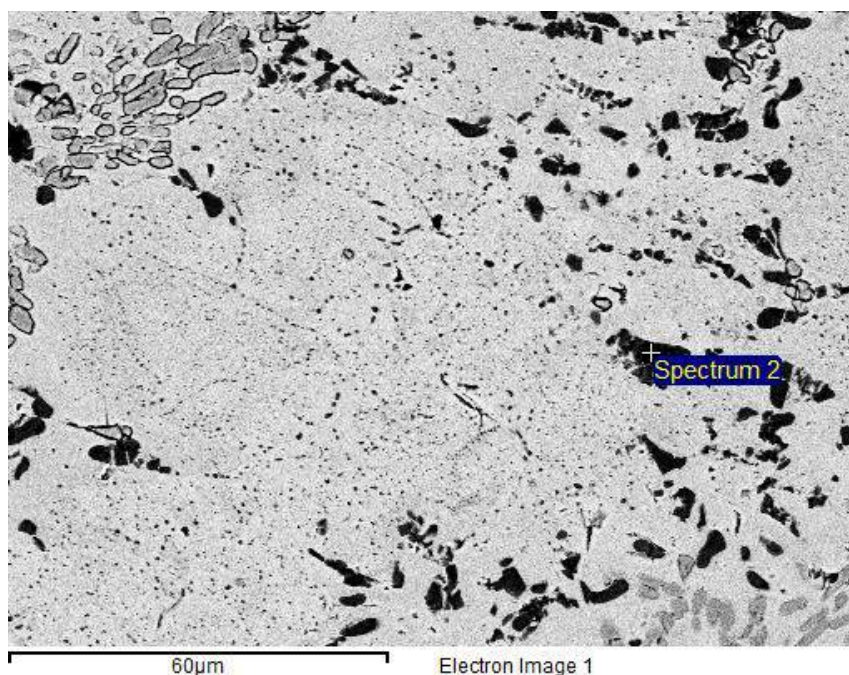
Елемент	C K	O K	S K	Al K	V K	Cr K	Fe K	Укупно
Маса (%)	9,79	28,85	0,84	3,72	45,64	8,56	2,31	100,00

**Слика 4.24. EDS спектар узорка 231 у тачки Spectrum 2 (3 % V, T=450°C)**

EDS анализа показује да је садржај ванадијума у посматраној тачки веома висок, 45,64%, па се може закључити да су се у структури формирале плочице  $V_6C_5$  карбида.

Интересантна је SEM слика узорка 252, (5% V,  $T_0=450^\circ\text{C}$ ) која је дата на слици 4.25. Са слике се види да је дошло до раздвајања карбида типа  $M_7C_3$  и карбида типа  $V_6C_5$ . Карбидна мрежа се великим делом изгубила а карбиди су или груписани као ламеле и плочице или су исталожени као фино дисперговани кристали у беинитној металној основи. На EDS спектру (тачка Spectrum 2) запажа се присуство карбида молибдена

Mo<sub>2</sub>C. Иако је садржај молибдена мали, 1,00%, пошто је он изразити карбидотворац, овај карбид је присутан у микроструктури.



Елемент	С К	Мо К	В К	Cr К	Fe К	Укупно
Маса (%)	27,70	1,99	61,94	5,78	2,60	100,00

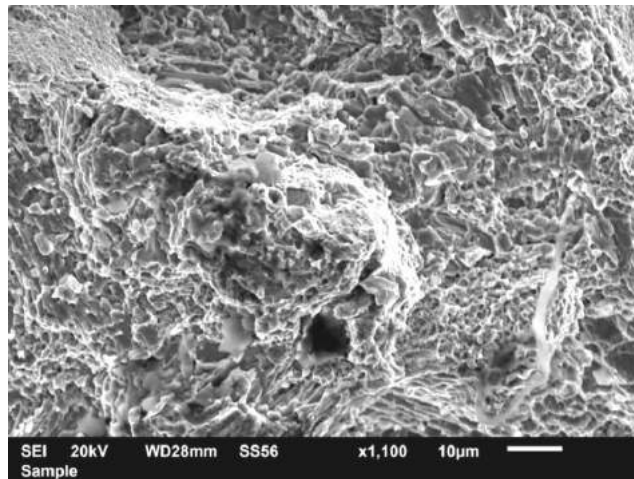
**Слика 4.25. EDS спектар узорка 252 у тачки Spectrum 2. (5% V, T=450°C)**

У намери да детаљније испитамо тип лома епрувета после испитивања жилавости урадили смо металографску анализу микроструктуре прелома. Лом на клатну одвија се великом брзином, а познато је да са порастом брзине напрезања расту својства отпорности, граница еластичности и затезна чврстоћа, опадају својства деформације,

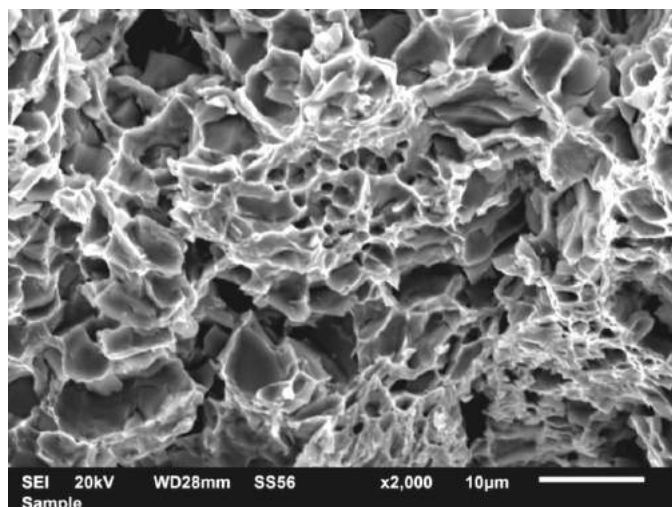
---

релативно издужење и контракција пресека. Већа брзина деформације оставља мање времена дислокацијама да заобиђу препреке и лом постаје кртији.

Код челика као материјала с кристалном структуром, лом може бити транскристални и интеркристални, односно може бити жилав и крт. Интеркристални лом напредује уздуж граница зрна и то је увек крти лом. Код транскристалног, жилавог лома у близини места прелома унутар кристала присутна је пластична деформација, док код кртог лома она изостаје. По изгледу интертранскристални лом је сличан транскристалном лому, јер се преломна површина састоји од глатких микроплочица, које су у овом случају границе кристалних зрна. На слици 4.26.а. и 4.26.б. приказана је микроструктура лома узорка 122 (2,0% V, T=250°C).



**Слика 4.26.а** Микроструктура лома узорка 122 (2,0% V, T=250°C)x1100



**Слика 4.26.б** Микроструктура лома узорка 122 (2,0% V, T=250°C)x2000

---

Са слика се види да се ради о јамичастом лому и да су у структури присутни карбиди. Јамице су око крупних карбида и ово је случај ниско енергетског лома. Ако је структура узорка који се испитује, у већем проценту јамичаста, то повећава прекидну чврстоћу па је самим тим и жилавост већа. Односно, што је однос величине карбида и укључака већи то је потребна већа енергија да би дошло до прекида епрувете. Јамичасти ломови потичу од ситнијег кристалног зрна, па ово потврђује и оправданост легирања ове врсте челика са ванадијумом. Наиме, са порастом процента ванадијума од 1 до 5 процената садржај дендрита опада, тако да је жилавост узорака са 5,0 мас.% знатно већа од узорка са 1,0 мас.% ванадијума и достиже износ од 19,86 J/cm<sup>2</sup>.

Важно је нагласити да јамице у структури почињу да се формирају када почне деформација енергијом удара. Јер лом настаје пластичном деформацијом у овим случајевима на собној температури. Код кртих материјала време трајања удара је краће, а код жилавих дуже. Битно је и то, да што је структура хомогенија то је жилавост већа јер су и јамице хомогене.



---

## 5. ЗАКЉУЧАК

1. Циљ ове докторске дисертације као истраживачког пројекта био је дефинисање утицаја хемијског састава, пре свега ванадијума на механичка својства, отпорност на хабање и структуру високолегираног хром-молибденског челика са 1% угљеника. Утицај ванадијума на овај квалитет челика до сада није био предмет детаљних научних истраживања и у том смислу ова докторска дисертација представља нови научни допринос у области науке о материјалима, а посебно у домену инжењеринга материјала.

Поред дефинисања утицаја ванадијума, циљ овог рада био је освајање новог квалитета кованог челика отпорног на хабање који би по неким механичким и технолошким својствима, а посебно по отпорности на реалне услове хабање имао боља својства од до сада коришћених високоугљеничних, високолегираних хром-молибденских челика и гвожђа. Добијени резултати представљају, не само нови научни допринос већ и реалну стручну основу за даљу практичну реализацију ове идеје.

2. Повећање садржаја ванадијума позитивно утиче на пораст ударне жилавости челика. Код узорака који су отпуштени на 250°C вредност жилавости порасла је са 2,24 J/cm<sup>2</sup> на 13,83 J/cm<sup>2</sup>, односно за 617%. Сличан пораст ударне жилавости запажен је и код узорака који су отпуштени на 450°C. Вредност ударне жилавости порасла је са 3,52 J/cm<sup>2</sup> на 19,43 J/cm<sup>2</sup>, односно за 552%. При томе задржана је врло висока вредност тврдоће челика која се кретала од 51,9 до 58,4 HRC јединица.

Испитивања су показала да је легирањем испитиваног челика са ванадијумом, под одређеним условима, могуће истовремено добити и довољно тврду и довољно жилаву структуру, односно да је могуће остварити микроструктуру која може да обезбеди високу отпорност на хабање и дуг век трајања хабајућих делова. Такође, истраживања су показала, не само да ванадијум има значајан и пресудан утицај на побољшање ударне жилавости већ и да се оптимизацијом технолошких параметара: хемијског састава, односно садржаја ванадијума, температуре ковања и режима термичке обраде отковака могу добити производи са изузетно високом

---

отпорношћу на све типове хабања, посебно на абразионо, корозионо-абразионо и комбиновано хабање.

3. Температура отпуштања има утицаја на ударну жилавост и енергију удара па самим тим и на отпорност на хабање. Одабране температуре отпуштања, једна у области нискотемпературног, а друга у области средњетемпературног отпуштања, показале су у којој мери термичка обрада побољшањем може да допринесе побољшању жилавости и других експлоатационих својстава материјала.

Код узорака који су отпуштени на 250°C ударна жилавост била је мања за 23 до 29% од ударне жилавости узорака који су отпуштени на 450°C. При томе тврдоћа узорака веома се мало разликовала, а разлике су биле од 1,0 до 3,0%.

Ово показује да се легирањем овог челика са ванадијумом могу добити легуре са високом ударном жилавошћу, а да при томе тврдоћа остане довољно висока. Како је комбинација високе жилавости и високе тврдоће потребан услов да материјал буде отпоран на динамичка оптерећења и хабање код кога се у експлоатацији појављују удари, висок садржај ванадијума у легури је неопходан.

4. Испитивања су показала да са порастом садржаја ванадијума отпорност на чисто абразионо хабање опада. Наиме, пораст садржаја ванадијума изазива пад вредности тврдоће, а тврдоћа је основни параметар који одређује отпорност на абразионо и атхезионо хабање неког материјала. Треба рећи да је смањење хабања релативно мало (до 15%) и да су узорци са 5% ванадијума још увек веома отпорни на абразионо хабање. Међутим, ако се легирањем челика са ванадијумом повећавају вредности абразионог хабања и интензитета хабања, односно смањује отпорност на хабање, поставља се питање целисходности примене ванадијума као легирајућег елемента код ове фамилије челика.

Ипак, код ове анализе треба узети у разматрање све параметре. Када је у питању чисто абразионо или атхезионо хабање као антифрикциони материјали обично се користе високолегирана ливена гвожђа чија тврдоћа достиже 65 HRC јединица, али чија жилавост ретко достиже 3,0 J/cm<sup>2</sup>. Већа жилавост није неопходна јер ови делови у експлоатацији нису изложени ударима и вибрацијама. Међутим када су

---

у питању хабајући делови као: зуби за багере и рото багере, млинске кугле, плоће, цилпеси и чекићи, гусенице тенкова, грађевинских машина и транспортера, радне греде скрепера и грејдера и слични делови, висока жилавост је неопходна. Додавањем ванадијума ударна жилавост се може повећати за 600 %, а да се притом задржи довољно висока тврдоћа, тако да отпорност на абразионо хабање остане висока. Тако се легирањем ове фамилије челика са ванадијумом добија легура која у исто време има високе вредности два најважнија параметра који одређују његова антифрикциона својства и његову отпорност на реалне услове хабања; тврдоћа и ударна жилавост.

5. Затезна чврстоћа је једна од најважнијих карактеристика челика, али код легура које су биле предмет испитивања, није од пресудног значаја. Наиме, ови челици се користе као материјал отпоран на хабање, а за отпорност на хабање потребна је висока тврдоћа у комбинацији са добром ударном жилавошћу, погодном микроструктуром и добром корозионом отпорношћу. У реализацији овог докторског рада претпоставка је била да затезну чврстоћу, иако није најбитнија карактеристика, треба испитати и утврдити њен опсег вредности и њену зависност у функцији садржаја ванадијума.

Код узорака отпуштених на 250°C, са порастом садржаја ванадијума затезна чврстоћа релативно благо опада, од 776. МРа код узорка без ванадијума до 652 МРа код узорка са 5,0% ванадијума. Слично је и код узорака који су отпуштени на 450°C, где са порастом садржаја ванадијума, затезна чврстоћа узорака опада од 880 МРа, код узорка без ванадијума до 702 МРа код узорка са 5% ванадијума.

Ванадијум уситњава зрна металне основе и смањује ниво карбидне мреже по границама зрна, па би се могло очекивати да затезна чврстоћа расте. Међутим, са порастом садржаја ванадијума тврдоћа опада код свих испитиваних узорака, а познато је да код челика постоји корелативна зависност између чврстоће и тврдоће. Односно када чврстоћа расте, расте и тврдоћа и обрнуто. Објашњење овог феномена, захтева посебно истраживање, везано за количину, морфологију и распоред карбида и задире у домен физике чврстог стања. Имајући у виду да је затезна чврстоћа сваког узорка довољно висока, када је у питању отпорност на хабање разматрање узрока пада чврстоће није релевантно за овај докторски рад.

---

6. Металографска испитивања су показала да микроструктура зависи како од садржаја ванадијума тако и од температуре отпуштања. Пораст садржаја ванадијума води ка смањењу и разбијању карбидне мреже по границама зрна металне основе челика. Како расте садржај ванадијума у легури, расте и присуство ванадијум карбида у структури. То је последица не само повећаног садржаја ванадијума већ и његовог великог хемијског афинитета према угљенику. Гибсова слободна енергија стварања  $V_6C_5$  карбида износи око  $-170 \text{ KJ/mol}$ , а  $Cr_7C_3$  карбида  $-60 \text{ KJ/mol}$ , што значи да ће се са порастом садржаја ванадијума природа, расподела и морфологија излучених карбида значајно променити. Поред тога ванадијум карбид се не излучује у облику карбидне мреже, већ у облику финих кристала унутар зрна металне основе. Поред тога запажа се да су карбиди типа  $M_7C_3$  врло нехомогени. Разлог овоме је присуство ванадијума који супституцијски замењује атоме хрома у решетки  $M_7C_3$ -карбида, а при већем садржају замењује и атоме гвожђа.

7. SEM микрографије показују да се ванадијум карбид у облику плочица једним делом распоређује између фаза присутних у челику: карбида  $M_7C_3$  и аустенита. Поред тога, ванадијум карбид се се, као fino диспергована фаза, секундарно излучује у металној основи, у аустениту. У току процеса хлађења аустенит, се у локалним подручјима око ових финих карбидних честица трансформише у мартензит. Другим речима ванадијум смањује количину заосталог аустенита и на тај начин побољшава прокаљивост челика, односно подиже тврдоћу легуре.

После отпуштања на  $250^\circ\text{C}$  метална основа челика састоји се од кубног мартензита и мало заостлог аустенита. Код ниских садржаја ванадијума карбидна мрежа је јасно изражена, а са порастом садржаја ванадијума мрежа је тања, и делимично раскинута.

Код узорака отпуштених на  $450^\circ\text{C}$  микроструктура металне основе састоји се од беинита са врло мало заосталог аустенита и мартензита који је формиран процесом субкритичне термичке обраде. Карбидна мрежа је делимично разорена, а са порастом садржаја ванадијума карбиди су ситнији, а количина карбида који су дисперговани у металној основи знатно већа.

---

Генерално се може рећи да са повећањем садржаја ванадијума структура постаје финија а распоред карбида повољнији, што изузетно позитивно утиче на ударну жилавост. Присуство тврдих карбида типа  $M_7C_3$ ,  $V_6C_5$  и  $VC$ , њихов садржај, повољан распоред и морфологија кристала обезбеђују добру отпорност на абразивно хабање чак и у случајевима када су у контакту са екстремно абразивним материјалима.

8. Када је било потребно да се за израду хабајућих делова користи материјал који има високу жилавост и врло високу тврдоћу прибегавало се примени метал-матричних композита, *Cast-in-Carbide* одливака или се вршило навривање нападних површина хабајућих делова слојем материјала врло високе тврдоће. Ови материјали имају двослојну структуру, која се састоји од меканог али веома жилавог језгра и тврде коре различитих дебљина. Израда делова од оваквих двослојних система је компликована и веома скупа, а може се применити само на оне делове чија геометријска конфигурација то омогућава. Резултати истраживања показали су да се легирањем испитиваног високолегираног Cr-Mo челика са 5% ванадијума, ковањем и одговарајућом термичком обрадом може добити нови квалитет челика који испуњава оба захтева, има високу жилавост и задржава високу тврдоћу.

Мада је до сада објављен значајан број радова са сличном тематиком, ово је прво истраживање које се односи на могућности примене високолегираних Cr-Mo за израду хабајућих делова поступком ковања и термичке обраде. У том смислу рад представља значајан, научни допринос, како у теоријским разматрањима физичке металургије ових легура, тако и у могућој производњи и примени нове врсте челика.

9. Кроз резултате истраживања практично су дефинисани технолошки параметри, хемијски састав, начин ливења и поступак ковања, односно термичке обраде, тако да се добију оптимална својства отковака у погледу структуре, механичких својстава и отпорности на хабање. На тај начин трасиран је пут за освајање новог квалитета челика намењеног изради хабајућих делова, а резултати истраживања представљаће нови научни допринос у области инжењеринга материјала.

---

## 6. ЛИТЕРАТУРА

1. J. D. Bressan, D.P. Daros, A. Sokolowski: *Influence of hardness on the wear resistance of 17-4 PH stainless steel evaluated by the pin-on-disc testing*, Journal of material, 2008 - Elsevier
2. Zajcev, A.K. “Osnovy učenja o trenii, iznose i smaze mašin”, Mašgiy, Moskva, 1974.
3. Suh N.P. *The delamination theory of wear*, Wear No.25, 2003.
4. J. T. Burwell jr.: *Survey of Possible Wear Mechanisms*, American-Standard Corp., New York. Vol. 1 1958, pages 119-142
5. E. Rabinowicz: *Friction and wear of materials*, John Wiley & sons.Inc., London, k1986.
6. A. Bensely, A. Prabhakaran, D. Mohan Lal, G.Nagarajan: *Enhancing the wear resistance of case carburized steel (En 353) by cryogenic treatment*, Cryogenics Volume 45, Issue 12, December 2005, Pages 747-754
7. M. Paladugu, R. Scott-Hyde: *Influence of microstructure on retained austenite and residual stress changes under rolling contact fatigue in mixed lubrication conditions*, Wear, Volumes 406–407, 15 July 2018, Pages 84-91
8. Lorenz, V.F. “Iznos detalej selsko-hozjajstvennyh mašin”, Mašgiz, Moskva, 1984.
9. Archard, J.F. “Contact and rubbing of flat surfaces”, Journal of Appl. Physics No.8, 1953
10. Nam. P.Suh: *The delamination theory of wear*, Wear, Volume 25, Issue 1, July 1973, Pages 111-124
11. M. Gajović: *Mehanizam habanja specijalnih visokougleničnih čelika legiranih hromom, molibdenom i vanadijumom*, Doktorska disertacija, TMF Beograd, 1981.
12. J. M. Bereza: *Wear and impact resistant white cast iron*, Conference Paper, 1990.
13. Fairhurst W., Rohrig K. *The use of abrasion-resistant high chromium cast irons in mineral processing*, Mine and Quarry, Oct-Dec 1976.
14. K. Zimmerman, K. Roesch: *Stahlguss*, Verlag Stahleisen M.B.H., Düsseldorf, 1966.
15. E. T. Norman: *Abrasion resisting materials used in mines*, Las IV Jornades Metalurgical Sociedad Argentina de Metales, Cordoba, novembar 1990.

- 
16. E. T. Norman *Abrasion resisting materials used in mines*, Las IV Jornades Metalurgical Sociedad Argentina de Metales, Cordoba, novembar 1990.
  17. D. Čikara, S. Marković: *Tehnološka studija izrade zuba za roto bagere*, Tehnološka studija, JP "Površinski kopovi – Kolubara", 2004. god.
  18. M. Radulović: *Uticao vanadijuma na mikrostrukturna i mehanička svojstva visokohromnog belog gvožđa*. Doktorska disertacija, Tehnološko-metalurški fakultet, Beograd, 1991.
  19. Savić D. i saradnici *Proizvodnja raznih delova od visokokvalitetnih materijala otpornih na habanje*, Tehnološka studija, SARTID A.D., 1996.
  20. Radulović M. *Uticao vanadijuma na mikrostrukturna i mehanička svojstva visokohromnog belog gvožđa*. Doktorska disertacija, Tehnološko-metalurški fakultet, Beograd, 1991.
  21. A. Todić, D. Čikara, T. Todić, B. Pejović, I. Čamagić: *Research of effect of vanadium on the structure and tensile strength on self-hardening steel*, 2<sup>nd</sup> International congress of technology, Faculty of technology Zvornik, 2011.
  22. A. Todić, D. Čikara, T. Todić, I. Čamagić: *Influence of Vanadium on Mechanical Characteristics of Air-Hardening Steels*, FME TRANSACTIONS, Vol. 39 No 2,
  23. M. Filipović, Ž. Kamberović, M. Korać: *Uticao termičke obrade na žilavost i otpornost na habanje Fe-Cr-C-Nb legura*, Journal of Metallurgy Vol 14 (4) 2008 p. 243-252
  24. M. Filipović, M. Marković, S. Kamberović, Ž. Korać: *Uticao titana i cerijuma na mikrostrukturu i svojstva Fe-C-Cr-Nb legura*, Journal of Metallurgy Vol 11 (4) 2005 p. 345-351
  25. M. Filipović, M.: *Uticao sadržaja vanadijuma i brzine hlađenja na stereološke parametre faza u strukturi Fe-C-Cr-V legura*, Vol 10 (2) 2004. p. 127-138.
  26. D. Čikara, M. Rakin, D. Čikara-Anić, M. Simić: *Kompoziti čelik-SiC kao materijal otporan na habanje* "VII Naučno/stručni simpozij sa međunarodnim učešćem, *Metalni i nemetalni materijali*", Zenica, 22–23. maj 2008. Zbornik radova – Proceedings (201-206)
  27. M. Gajović: *Martenzitno visokohromno liveno gvožđe visoke tvrdoće otporno na habanje*, Rudarstvo, geologija i metalurgija No.35, 1984.
-



- 
28. D. Čikara: *Mašinski materijali*, Fakultet tehničkih nauka, Univerziteta u Prištini sa sedištem u Kosovskoj Mitrovici, Udžbenik, 2010. god.
  29. A. Todić: *Prilog istraživanju uticaja vanadijuma na mehanička svojstva i strukturu visokolegiranih hrom-molibdenskih čelika*, Doktorska disertacija, FTN, Kosovska Mitrovica
  30. D. Čikara, M. Rakin, D. Čikara-Anić: *Quality Optimization of Steel Milling Ball*, "XVIII International Conference on Material handling, constructions and logistics, *MHCL 06*", Beograd, 19–20 Oct. 2006, Proceedings (pp 131-138), ISBN 86-7083-571-
  31. D. Čikara, M. Rakin, A. Todić *Cast Steel-SiC Composites as Wear Resistant Materials*, FME Transactions, Volume 37, No 3, 2009, pp.151-155.
  32. D. Čikara, D. Čikara-Anić: *Quality optimization of Cr-Mo-V steel* Proceedings of 18th International Conference on material handling, constructions and logistics, Belgrade, 2006. p. 131-138.
  33. A. Todić, D. Čikara, T. Todić, B. Pejović, V. Vukojević: The Influence of the Vanadium Content on the Toughness and Hardness of Wear resistant High-alloyed Cr-Mo Steel, FME Transactions, 2017) 45, 1
  34. D. Čikara, D. Kalaba, Z. Vasić, D. Čikara-Anić: *Possibilities of Application of Carbon Steel-SiC Cast-in-Carbide Composites as Wear Resistance Material* The Ninth Yugoslav Materials Research Society conference, *YUCOMAT 2007*, Herceg Novi, September, 10-14, 2007, The book of Abstracts, pp. 159.
  35. D. W. Hetzner, W. Van Geertruyden: *Crystallography and metallography of carbides in high alloy steels*, Elsevier, Materials characterization, vol 59, 2008, pp 825-841
  36. F. Vodopivec, M. Jenko, J. Vojvodić-Tuma: *Stability of mc carbide particles size in creep resisting steels*, Metalurgija, Vol 45, 2006, No3, pp 147-153
  37. C. Flake, A. Campbell: *Elements of metalurgy and engineering alloys*, The Materials Information Society, 2008 ISBN-13:978-0-87170-867-0
  38. F. Cheng, Y. Wang, T. Yang, *Microstructure and wear properties of Fe-VC-Cr<sub>7</sub>C<sub>3</sub> composite coating on surface of cast steel*, Materials characterization, vol 59, 2008, pp 488-492.

- 
39. F. Yang, H. Shi, J. Fan, Z. Xu, *An investigation of secondary carbides in the spray-formed, high alloyed Vanadium steel during tempering*, Materials characterization, vol 59, 2008, pp 883-889.
  40. M. Gajović: *Martenzitno visokohromno liveno gvožđe visoke tvrdoće otporno na abraziono habanje*, Rudarstvo, Geologija i Metalurgija, Vol. 35 No3, 1984, str.323-327
  41. W Fairhurst, K. Rohrig: *The use of abrasion-resistant high chromium cast irons in mineral processing*, Mine and Quarry, Oct-Dec 1996.
  42. S. Stojadinović, D. Paštrović-Čikara: *Teorija i praktična ocena mogućnosti poboljšanja kvaliteta čeličnih mlinskih kugli*, Tehnološka studija, Tehnički fakultet Bor, 1985.
  43. J. Kliber, R. Fabik, I. Vitez, K. Drozd: *Hot forming recrystallization kinetics in steel*, Metalurgija, Vol 40, 2010., No1, pp 67-71.
  44. N. Yamanaka, K. Kusaka: *Influence of vanadium and molybdenum on the properties of air-hardening die steel containing 1.5% carbon and 12% chromium* The Iron and Steel Institute of Japan, Vol.41 (6), 1955. p. 613-620.
  45. F. Maratray: *Atlas of chromium-molibdenum white irons*, Climax Molibdenum Comp., Paris, 1991.
  46. J. Wang, R. L. Zuo, Z. P. Suna, C. Lic, H. H. Liura, H. S. Yang: *Influence of secondary carbides precipitation and transformation on hardening behavior of 15 Cr 1 Mo 1.5 V white iron*, Materials Characterization, 55 (2005), pp 234– 240
  47. K. Peev, M. Radulovic, M. Fiset: *Modification of Fe-Cr-C alloys using mischmetal*, Journal of Materials science letters, Vol 13 No 2, pp. 112-114.
  48. W. Wua, L. Y. Hwua, D. Y. Lina, J.L. Leeb: *The relationship between alloying elements and retained austenite in martensitic stainless steel welds*, Scripta mater. 42(2000), pp 1071–1076
  49. M. Radulovic; M. M. Tomovic, D. Mihajlovic, K. Peev, M. Tomovic: *Microstructure and properties of vanadium-alloyed high-chromium white iron*, Journal of the Serbian Chemical Society, 1993 58(3-4)
  50. V. Vukojević, A. Sedmak, A. Todić, B. Nedeljković, I. Blačić: *The Effect of Vanadium Content on Microstructure and Impact Toughness of forged high alloy steel X96CrMo12-1*, International Journal of Metalcasting, Volume 12, Issue 2, April 2018

- 
51. Z. Burzić: *Primena savremenih tehnologija u oblasti ispitivanja metala razaranjem*, Metalurgija-Journal of Metallurgy, Vol 11, No2, 2005.
52. K. Grilec, V. Ivušić: *Tribologija*, Autorizirana predavanja, Sveučilište u Zagrebu, Fakultet strojarstva i brodogradnje, 2012
53. N. Radović, A. Koprivica, D. Glišić, A. Fadel, Đ. Drobnyak: *Influence of Cr, Mn and Mo on structure and properties of Vanadium microalloyed medium carbon Forging steels*, Journal MJOM Vol.16, No1, 2010., pp1-9
54. N. Vidojević, *Termička obrada metala*, Tehnološko Metalurški fakultet, Beograd, 1973.
55. O. Novitović, B. Jordović, *Termička obrada čelika*, Tehnički fakultet, Čačak, 1999.
56. Z. Sun, R. Zuo, C. Li, B. Shen, J. Yan, S. Huang, *TEM study on precipitation and transformation of secondary carbides in 16 Cr, 1 Mo, 1 Cu white iron subjected to subcritical treatment*, Materials characterization, vol.53, 2004. pp 403–409.
57. W. Wua, L. Y. Hwua, D. Y. Lina, J. L. Leeb: *The relationship between alloying Elements and retained austenite in martensitic stainless steel welds*, Scripta mater. 42(2000), pp 1071–1076
58. L. Katipelli, A. Arvind, B. Narendra: *Laser surface engineered TiC coating on 6061 Al alloy: microstructure and wear*, Appl Surf Sci 2000;153:65–78.
59. G. Manchang, K. S. Bong, *6061Al/Al–SiCp bi-layer composites produced by plasma-spraying process*, Mater Lett 2000;46:296–302
60. M. Maalekian: *The Effects of Alloying Elements on Steels (I)*, Technische Universität Graz, Institut für Werkstoffkunde, Schweißtechnik und Spanlose Formgebungsverfahren, October 2007, pp. 7-12.
61. S. Anthonysamy, K. Ananthasivan, I. Kaliappan, etc: *Gibbs energies of formation of chromium carbides*, Metallurgical and Materials Transactions A, July 1996, Volume 27, pp 1919–1924.
62. M. Small, E. Ryba: *Calculation and evaluation of the gibbs energies of formation of Cr<sub>3</sub>C<sub>2</sub>, Cr<sub>7</sub>C<sub>3</sub>, and Cr<sub>23</sub>C<sub>6</sub>*, Metallurgical and Materials Transactions, August 1981, Volume 1, pp 1389–1396.
63. W. L. Worrell, J. Chipman: *The Free Energies of Formation of the Vanadium, Niobium, and Tantalum Carbides*, J. Phys. Chem., 1964, 68 (4), pp 860–866
-

- 
64. F. Maratray: *Atlas transfer. Character. Chromium-molibdenum white irons*, Climax Molibdenum Comp., Paris, 1971.
  65. Prospektni materijali firme SANDVIK, *Željezarna Ravne, Armco, Magotteaux, Hund*  
Standard za ispitivanje zatezanjem SRPS EN 10 002-1
  66. Standard za ispitivanje udarne žilavosti SRPS EN 10 045-1

Прилог 2.

## Изјава о ауторству

Потписани: Вукоје М. Вукојевић

Број индекса: 2/2014

### Изјављујем

да је докторска дисертација под насловом

„Прилог истраживању утицаја хемијског састава на микроструктуру, отпорност на хабање и могућност примене ковних високохромних челика “

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

Потпис докторанта



---

Прилог 3.

**Изјава о истоветности штампане и електронске верзије докторске  
дисертације**

Име и презиме аутора : Вукоје М. Вукојевић

Број индекса: 2/2014

Студијски програм : Машинско инжењерство

Наслов докторске дисертације:

„Прилог истраживању утицаја хемијског састава на микроструктуру, отпорност на хабање и могућност примене ковних високохромних челика “

Ментор : Др Александар Седмак , ред. проф. дипл. инж .

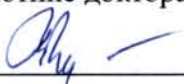
Потписани : Вукоје М. Вукојевић

Изјављујем да је штампана верзија моје докторске дисертације истоветна електронској верзији коју сам предао за објављивање на порталу **Дигиталног репозиторијума Универзитета у Приштини са привременим деиштем у Косовској Митровици.**

Дозвољавам да се објаве моји лични подаци у вези са добијањем академског звања доктора наука, као што су име и презиме, година и место рођења и датум одбране докторске дисертације. Ови лични подаци могу се објавити на мрежним страницама Дигиталне библиотеке у електронском каталогу и у публикацијама Универзитета у Приштини са привременим седистем у Косовској Митровици.

У Косовској Митровици \_\_\_\_\_

Потпис докторанта

  
\_\_\_\_\_



Прилог 4 .

## Изјава о коришћењу

Овлашћујем Универзитетску библиотеку да у Дигитални репозиторијум Универзитета у Приштини са привременим седиштем у Косовској Митровици унесе моју дисертацију под насловом :

„Прилог истраживању утицаја хемијског састава на микроструктуру, отпорност на хабање и могућност примене ковних високохромних челика “,

која је моје ауторско дело.

Дисертацију са свим прилоима предао сам у електронском формату погодном за трајно архивирање.

Моју докторску дисертацију похрањену у Дигитални репозиторијум Универзитета у Приштини са привременим седиштем у Косовској Митровици могу да користе сви који поштују одредбе садржане у одабраном типу лиценце Креативне заједнице (енг. Creative commons) за коју сам се одлучио.

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

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

У Косовској Митровици, \_\_\_\_\_

Потпис докторанта

